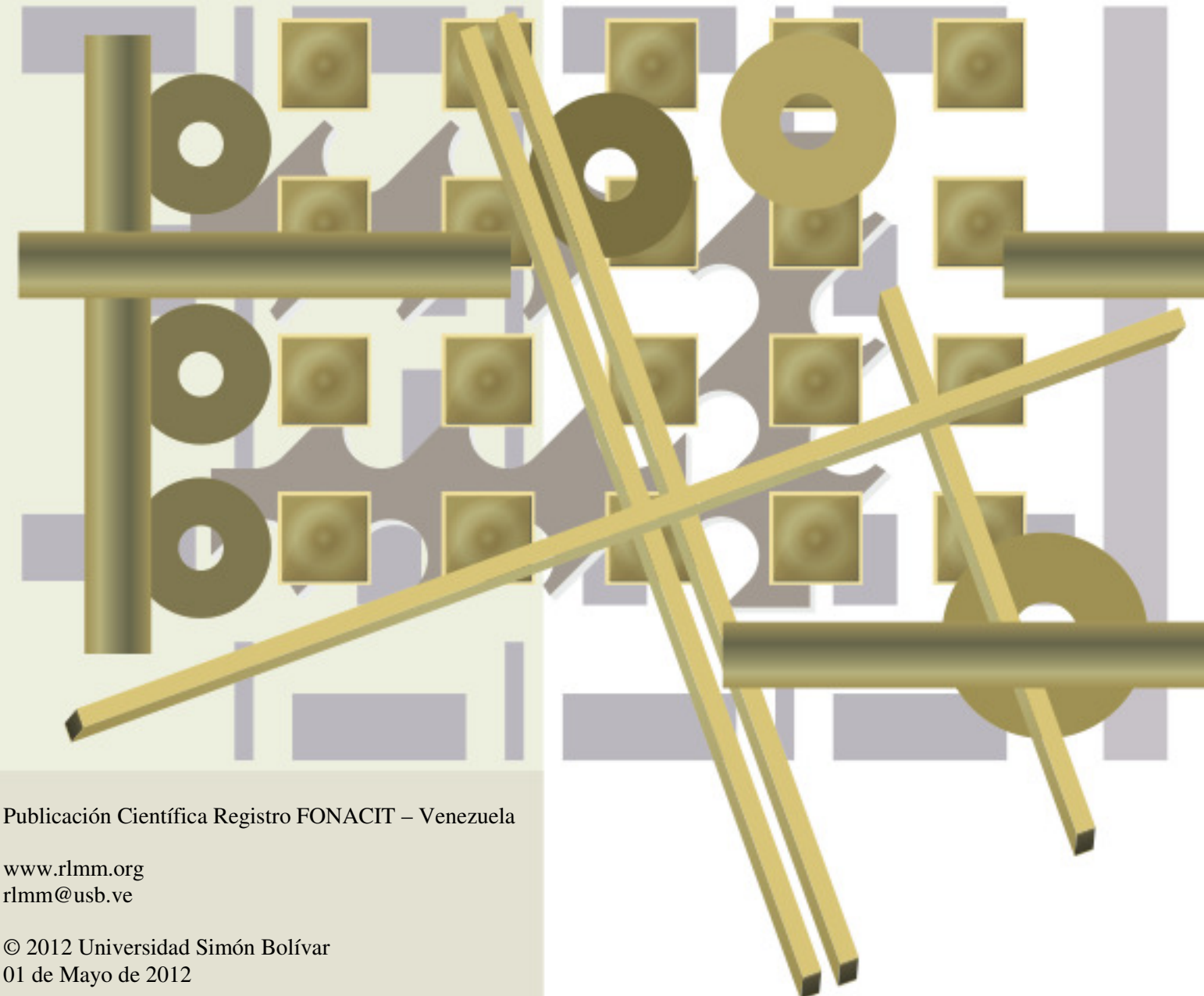


Revista Latinoamericana de Metalurgia y Materiales

Rev. LatinAm. Metal. Mater

Universidad Simón Bolívar
Caracas, Venezuela

Revista Latinoamericana de Metalurgia y Materiales - Vol. S4 (p. 1-65)



COMITÉ EDITORIAL | EDITORIAL BOARD

Editor en Jefe | Chief Editor

Dr. Alejandro J. Müller S.
Dpto. de Ciencia de los Materiales
Universidad Simón Bolívar
Caracas, Venezuela

Editores de Área | Area Editors

Cerámicas *Dr. Pablo Botta*
(*Ceramics*) Universidad Nacional del Mar del Plata, Argentina.
Dr. Norberto Labrador
Dpto. de Ciencia de los Materiales, Universidad Simón Bolívar, Caracas, Venezuela.
Dr. Joan Josep Roa
Université de Poitiers, Poitiers, Francia.

Metales *Dr. José Gregorio La Barbera*
(*Metals*) Escuela de Metalurgia, Universidad Central de Venezuela, Caracas, Venezuela.

Nuevos Materiales y Procesos *Dr. Pedro Delvasto*
(*New Materials and Processes*) Dpto. de Ciencia de los Materiales, Universidad Simón Bolívar, Caracas, Venezuela

Polímeros y Biomateriales *Dra. María Luisa Arnal*
(*Polymers and Biomaterials*) Dpto. de Ciencia de los Materiales, Universidad Simón Bolívar, Caracas, Venezuela
Dr. Sebastián Muñoz-Guerra
Dpto. de Ingeniería Química, Universidad Politécnica de Cataluña, Barcelona, España

Metalurgia y Nanomateriales *Dr. Domingo Antonio Ferrer*
(*Metallurgy and Nanomaterials*) Microelectronics Research Center University of Texas, Estados Unidos.

Asistente del Editor en Jefe | Chief Editor's Assistant

Dr. Arnaldo T. Lorenzo L.
Texas, USA.

Consejo Directivo / Directive Council

Presidente: *Dr. Seung-Am Cho*, IVIC
Vice-presidente: *Dr. Julio César Ohep*, UCV
Secretario: *Ing. Carlos E. León-Sucre*, UCV

Colaboradores Especiales / Special Collaborators

Informática: *Dr. Arnaldo T. Lorenzo*
Administración: *Lic. Nubia Cáceres*, USB

Consejo Editorial | Editorial Board

Albano, Carmen (Venezuela)	González, Felisa (España)	Quintero, Omar (Venezuela)
Ballester P., Antonio (España)	Hilders, Oswaldo (Venezuela)	Rincón, Jesús M. (España)
Bencomo, Alfonso (Venezuela)	Lira O., Joaquín (Venezuela)	Rodríguez R., Juan M. (Perú)
Carda C., Juan B. (España)	López C., Francisco (Venezuela)	Rojas de G., Blanca (Venezuela)
Codaro, Eduardo N. (Brasil)	Manrique, Milton (Venezuela)	Sabino, Marcos (Venezuela)
Davim, J. Paulo (Portugal)	Manzano R., Alejandro (México)	Staia, Mariana H. (Venezuela)
Delgado, Miguel (Venezuela)	Medina P., Jorge A. (Colombia)	Troconis de Rincón, O. (Venezuela)
Escobar G., Jairo A. (Colombia)	Moreno P., Juan C. (Colombia)	Vélez, Mariano (USA)
Gandini, Alessandro (Portugal)	Perilla P., Jairo E. (Colombia)	
Genesca L., Juan (México)	Puchi C., Eli Saúl (Venezuela)	

Patrocinadores | Sponsors

FONDO NACIONAL DE CIENCIA, TECNOLOGÍA E INNOVACIÓN FONACIT - Caracas, Venezuela
UNIVERSIDAD SIMÓN BOLÍVAR (USB) - Caracas, Venezuela

Desde el año 2006, los números de la *Revista Latinoamericana de Metalurgia y Materiales (RLMM)* es editada y publicada directamente por la UNIVERSIDAD SIMÓN BOLÍVAR, USB (Caracas, Venezuela), siendo una publicación científica semestral de carácter internacional, registrada y reconocida por el FONDO NACIONAL DE CIENCIA, TECNOLOGÍA E INNOVACIÓN (FONACIT), institución adscrita al MINISTERIO DE CIENCIA Y TECNOLOGÍA (MCT) de Venezuela, el cual la clasifica como publicación Tipo A de acuerdo a la Evaluación de Mérito 2007.

Depósito Legal No. PP198102DF784
ISSN 0255-6952 (Versión impresa) | ISSN 2244-7113 (Versión online)

Diseño de portada: Luis Müller

La *RLMM* se encuentra indexada en las siguientes bases de datos e índices bibliográficos:

Scopus, EBSCO, CSA Engineering Research Database (CSA / ASCE Civil Engineering Abstracts, Earthquake Engineering Abstracts, Mechanical & Transportation Engineering Abstracts); CSA High Technology Research Database with Aerospace (Aerospace & High Technology Database, Computer and Information Systems Abstracts, Electronics and Communications Abstracts, Solid State and Superconductivity Abstracts); CSA Materials Research Database with METADEX (Aluminium Industries Abstracts, Ceramic Abstracts / World Ceramic Abstracts, Copper Data Center Database, Corrosion Abstracts, Engineered Materials Abstracts -Advanced Polymer Abstracts, Composite Industry Abstracts, Engineered Materials Abstracts, Ceramics-, Materials Business File, Metals Abstracts/METADEX); Catálogo LATINDEX: Sistema Regional de Información en Línea para Revistas Científicas de América Latina, el Caribe, España y Portugal; PERIÓDICA: Índice de Revistas Latinoamericanas en Ciencias; REVENCYT: Índice y Biblioteca Electrónica de Revistas Venezolanas de Ciencia y Tecnología; y SCieLo Venezuela: Scientific Electronic Library Online.

Queda prohibida la reproducción total o parcial de todo material publicado en esta revista, aún citando su procedencia, sin autorización expresa de la RLMM.

CONTENIDO: Volumen S4 (2012)

CONTENTS: Volume S4 (2012)

Editorial RLMM	1
ARTÍCULOS SUPLEMENTO:	
ORIGEN DE MANCHAS EN LÁMINAS DE ALEACIONES DE ALUMINIO <i>Omar Quintero Sayago (Venezuela)</i>	2
SOLDABILIDAD DE UN ACERO DE ULTRABAJO CARBONO MICROLALEADO CON NIOBIO Y VANADIO <i>Martín Saavedra, Luis Béjar, Ariosto Medina, José Luis Bernal, L. Zamora, Sergio Anguiano (México)</i>	10
MODELO METALOGRAFICO PARA EVALUAR LA RESISTENCIA A LA CAVITACIÓN EN ACEROS AUSTENÍTICOS PARA MÁQUINAS HIDRÁULICAS <i>Silvana Carrizo, Carlos Bello (Argentina)</i>	16
CORROSIÓN POR CORRIENTES PARÁSITAS DE UN TANQUE DE LIMPIEZA ELECTROLÍTICA <i>Denise C. Zujur, Adalberto Rosales (Venezuela)</i>	24
DETERMINACIÓN DE LAS CAUSAS DE LOS DAÑOS POR CORROSIÓN PRESENTADOS EN UN TANQUE DE ALMACENAMIENTO DE ACERO INOXIDABLE <i>Víctor Andrade C., Halter García S., Santiago Flores M. (Perú)</i>	29
PROCESAMIENTO HIDROMETALURGICO DE LOS MINERALES SULFURADOS DEL COMPLEJO MARAÑON PARA LA OBTENCION DE COBRE ELECTROLITICO <i>Daniel Lovera, Ricardo Soto, A.Solis, Carlos V. Landauro, Vladimir Arias, Janet Quiñones, Mirtha Pillaca, Luis Puente Santibáñez, J. Medina, Jorge Diego (Perú)</i>	35
DETERMINACIÓN DE PREG-ROBBING EN MUESTRAS AURÍFERAS DEL NOROESTE DE LA PROVINCIA DE SAN JUAN, ARGENTINA <i>Roberto J. Meissl, Víctor A. Quinzano, Héctor A. García, Edith M. Barrera (Argentina)</i>	42
CARACTERIZACIÓN DE DOS ESCORIAS PROVENIENTES DEL PROCESO DE GALVANIZADO EN CALIENTE Y EVALUACIÓN DE SU LIXIVIABILIDAD ESTÁTICA EN PRESENCIA DE ELEVADOS CONTENIDOS DE MATERIA ORGÁNICA <i>Pedro Delvasto, Orianna González-Jordán, Julio Andrés Casal-Ramos, José Domínguez (Venezuela)</i>	47

BIOSORCION DE PLOMO DE AGUAS CONTAMINADAS UTILIZANDO PENNISETUM
CLANDESTINUM HOCHST (KIKUYO)

Amanda Maldonado, Celestino Luque, Duvalier Urquiza (Perú)

52

Instrucciones para Autores

58

Información sobre la Revista

64

CONGRESO INTERNACIONAL IV LATINOMETALURGIA

Los Días 19, 20 y 21 de octubre del año 2011 se desarrolló exitosamente el Congreso Internacional “IV LATINOMETALURGIA”, habiéndose tenido la participación de 41 Instituciones Latinoamericanas y España, entre Universidades, Institutos y Empresas minero Metalúrgicas, contando con 23 delegaciones de estudiantes y Docentes: de las cuales 10 fueron del extranjero:

1. Universidad Arturo Prat de Iquique -Chile
2. Universidad Católica del Norte – Chile
3. Pontificia Universidad Católica de Valparaíso, Chile.
4. Universidad de Antofagasta -Chile
5. Universidad Técnica de Oruro- Bolivia
6. Universidad Nacional de Colombia - Sede Medellín, Colombia
7. Universidad Simón Bolívar, Venezuela
8. Universidad Pedagógica y Tecnológica de Colombia
9. Universidad Nacional Autónoma de México
10. Universidad Técnica de Machala- Ecuador

Y 13 universidades del Perú:

1. Universidad Nacional Mayor de San Marcos -Lima
2. Universidad Nacional de Ingeniería - Lima
3. Universidad Nacional San Luis Gonzaga de Ica
4. Universidad Nacional del Centro del Perú – Huancayo
5. Universidad Nacional Daniel Alcides Carrión de Cerro de Pasco
6. Universidad Nacional José Faustino Sánchez Carrión de Huacho.
7. Universidad Nacional de Trujillo.
8. Universidad Nacional de San Agustín de Arequipa
9. Universidad Católica de Santa María - Arequipa
10. Universidad Nacional del Altiplano Puno
11. Universidad Nacional Jorge Basadre Grohmann de Tacna
12. Universidad Nacional San Antonio Abad del Cusco
13. Instituto Honorio Delgado Espinoza de Arequipa

60 Conferencias Técnicas de Expositores provenientes de España, Chile, Colombia, Venezuela, México, Argentina, Brasil y Perú. Además de las instituciones ya nombradas, se incluyen:

1. Pontificia Universidad Católica del Perú - Instituto de Corrosión y Protección .
2. Escuela Politécnica de Mieres, Universidad de Oviedo, ESPAÑA.
3. Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo – Mexico
4. Universidad Tecnológica Nacional – Argentina
5. Universidad Nacional de San Juan, Argentina
6. Universidad Industrial de Santander – Colombia
7. Instituto de Minerales CIMEX – Colombia
8. Universidad Nacional Experimental Politécnica – UNEXPO – Venezuela.
9. Compañía Argos S.A Colombia
10. Codelco - Chile
11. BHP Billiton Chile
12. CVG Alcasa, Ciudad Guayana, Venezuela

13. BARRICK – Perú
14. Xstrata las Bambas – Apurímac – Perú
15. XSTRATA TINTAYA ANTAPACAY – Cusco – Perú
16. INGENMET - Perú
17. Escuela de Arte Orfebre "ORO INCA" – Cusco – Perú
18. Minera Quechua – Cusco Perú

Los temas que se trataron Fueron de Mineralurgia, metalurgia Extractiva, Metalurgia de Transformación, Ciencia de los materiales, Soldadura, Corrosión, Minería y Competitividad, Gestión pública Minera, Responsabilidad Ambiental y Social, Seguridad e Higiene, Siderurgia, Biometalurgia, Joyería y Platería. Este magno Evento ha contado con el auspicio Fundamental de las Empresas Mineras; Xtrata CooperTintaya - Antapacay y ; Xtrata Cooper Las Bambas, así como también de INGEMMET, Metalúrgica Vulcano, Leco Instrumentos Perú SRL, Barrick, Compañía Minera Ares de hochschild Mining Group, Minera Quechua, Andes, Petro Perú, Fundición Ferrosa, Plan Vital , Viajes Perú Unión, a las cuales van nuestro sincero agradecimiento pues han contribuido para que este IV LATINOMETALURGIA se haya hecho realidad.

El Comité organizador del IV LATINOMETALURGIA hace un Agradecimiento muy especial a todos los asistentes y ponentes que en estos tres días de intensa actividad científica y tecnológica han hecho que este evento tenga un mayor realce.

Cusco, 21 de octubre del 2011.

ING. OLGA ARANA GONZALES

Presidente Ejecutivo del IV Latinometalurgia

EDITORIAL

La serie de suplementos tiene por objetivo divulgar proceedings o memorias de eventos de interés en áreas relacionadas a la Ingeniería y Ciencia de los Materiales en Iberoamerica.

En esta oportunidad, el SUPLEMENTO contiene nueve trabajos en extenso presentados en el evento: IV CONGRESO LATINOAMERICANO DE METALURGIA (IV LATINOMETALURGIA), celebrado los días 19, 20 y 21 de Octubre de 2011, en el Centro de Convenciones de la Ciudad de Cusco, Perú.

La selección y el proceso arbitraje de los nueve trabajos presentados en este SUPLEMENTO de la RLMM estuvo a cargo del propio Comité Organizador del evento. LATINOMETALURGIA es un evento científico y tecnológico que se celebra cada dos años, para discutir los avances, caracterización, procesos, usos, tendencias de investigación y nuevas tecnologías relacionados con el área de la Ingeniería Metalúrgica en Latinoamérica. Les invitamos a visitar nuestra página web:

www.rlmm.org

donde podrán encontrar la versión digital correspondiente a este SUPLEMENTO número 4 de la RLMM.

Prof. Alejandro J. Müller S.
Editor en Jefe

EDITORIAL INVITADO

En este Suplemento de la Revista Latinoamericana de Metalurgia y Materiales (RLMM), se publican nueve trabajos extensos presentados a manera de ponencias en el IV Latinometalurgia celebrado en Cusco, Perú, en Octubre de 2011. El IV LATINOMETALURGIA es organizado cada dos años, de forma conjunta entre la Universidad Nacional de San Antonio Abad del Cusco, el Departamento Académico de Metalurgia y el Colegio de Ingenieros del Perú Consejo Departamental Cusco - Capítulo de Ingenieros Metalúrgicos.

Estos nueve trabajos fueron presentados por profesionales y académicos de Argentina, Colombia, México, Perú y Venezuela. Los mismos muestran resultados de investigación aplicada en las áreas de metalurgia física y análisis microestructural de aleaciones, soldadura, corrosión, metalurgia extractiva y procesos ambientalmente sustentables.

Conviene agradecer el esfuerzo de los autores de los trabajos publicados en el presente Suplemento de la RLMM, y también agradecer el tiempo y dedicación de los árbitros, todos expertos Latinoamericanos del área metalúrgica, quienes ejercieron la revisión técnica de los manuscritos. La compilación de los trabajos, así como su revisión de formato y estilo, fue posible gracias la colaboración de los ingenieros Manuel Dos Ramos Lotito y Raúl Orta Rodríguez, ambos de la Universidad Simón Bolívar. La diagramación definitiva de todo el Suplemento corrió a cargo del Dr. Tomás Lorenzo, Asistente del Editor en Jefe de la RLMM.

Finalmente agradecemos los Organizadores del evento, de manera especial a la Profesora Olga Arana, Presidente Ejecutivo del IV LATINOMETALURGIA y al Profesor Pedro Camero Hermoza, Decano de la FIQUIM, por confiar a la RLMM la divulgación de estos trabajos seleccionados del IV LATINOMETALURGIA.

Prof. Pedro Delvasto
Editor de Área Encargado del Suplemento IV Latinometalurgia

ORIGEN DE MANCHAS EN LÁMINAS DE ALEACIONES DE ALUMINIO

Omar Quintero Sayago

Departamento de Ciencia de Materiales. Universidad Simón Bolívar. Caracas. Venezuela

e-mail: oquint@usb.ve

RESUMEN

Se explica el probable mecanismo que da origen a la formación de manchas de color marrón claro, apreciadas en la superficie de láminas en aleaciones industriales de aluminio producidas por colada continua entre rodillos. Ese mecanismo se basa en fundamentos teóricos semi-empíricos de la teoría de aleaciones aplicados a la disolución de elementos no-metálicos en metales líquidos, al interrelacionarlos con evidencias microestructurales de microscopía electrónica de barrido junto a perfiles lineales de rayos-X y de análisis puntuales EDAX para los elementos contenidos en las fases que originan las manchas. Los principales rasgos microestructurales en varias aleaciones comerciales de aluminio, son: partículas de segundas fases observadas en bandas de colada de 6 mm de espesor. Las morfologías son variadas, algunas son idiomórficas facetadas que contienen Si y Al, otras poseen morfología de cruz maltesa que contienen B, Cl, Na, K y Al. Las interacciones donación-recepción de electrones de los solutos en el aluminio líquido muestran tendencias favorables al enlace de los racimos Al-Si por sobre el enlace Al-C que dan origen a las partículas idiomórficas; sin embargo, la alta surfactancia generada por la presencia de sales haluras disueltas mejora la tendencia a la reacción Al-C. Estos racimos rodean a las partículas inmiscibles de sales haluras que al solidificar producen las morfologías dendríticas; al contacto con la atmósfera ambiental, las reacciones entre los elementos contenidos y la humedad van a producir las manchas superficiales observadas en las láminas de aluminio comercial.

Palabras clave: manchas en aluminio, aleaciones de aluminio, carburos de aluminio, sales haluras, solidificación.

ON THE ORIGIN OF STAINS IN ALUMINUM ALLOY SHEETS

ABSTRACT

Brownished shadows on the surface of twin-roll casting strips origin is explained by the use of semi-empirical alloy theory fundamentals, when applied to non-metallic elements dissolved in liquid metals. SEM microstructural features and X-ray line profile of elements and EDAX point analysis are evidences to support the proposed mechanism formation. Faceted idiomorphs containing Si and Al and also maltese-cross morphologies where B, Cl, Na, K, and Al are second phase particles observed in 6 mm strip thickness in commercial aluminum alloys. Solvent-solute electron donor-acceptor interaction characteristics in the liquid system show favorable tendencies to Al-Si clusters bonding instead Al-C clusters. However, these Al-C clusters, which are the main cause of the idiomorphic stability, is helped when promotion of high surfactance effects by dissolved halide salt additions lead to their development. During solidification the undissolved immiscible halide salts produce dendritic morphologies that react with humid ambient atmosphere to generate the brownished shadows seen on the strip surface.

Keywords: stains in aluminum, aluminum alloys, aluminum carbides, halide salts, solidification.

1. INTRODUCCIÓN

En aleaciones comerciales de aluminio cumplir las características del producto relativas a especificaciones y a calidad estructural son importantes; en especial, si en sus aplicaciones el brillo superficial es primordial. Por supuesto, las condiciones de fabricación durante las etapas de fusión de las aleaciones, tienen extrema incidencia sobre la calidad química y estructural donde el fenómeno metalúrgico Constitución del Metal Líquido es imprescindible de ser tenido en cuenta. Este concepto (CML) se refiere a^[1,2] la sumatoria de la cantidad y de la potencia de los núcleos controlados y de los heterogéneamente extraños que estén presentes en el volumen líquido de las aleaciones. Los parámetros del proceso de fusión que ejercen influencia sobre la CML son^[1] las etapas del tratamiento del líquido: desgasificación, desoxidación y sobrecalentamiento. Las manifestaciones que estos factores generan en la aleación fundida conducen a sustanciales diferencias en las microestructuras de

vaciado, esencialmente si en ese líquido hay la presencia de elementos superficialmente activos^[2] que restringen y que también modifican el crecimiento de los cristales durante el proceso de solidificación. Para cumplir con las especificaciones impuestas por el mercado consumidor, a las temperaturas de proceso, el metalúrgico debe añadir al líquido pequeñas proporciones de fundentes con propósitos de limpiarlo y de controlar las múltiples reacciones entre él y el medio que lo rodea. Los fundentes para estos tipos de aleaciones son^[3,4] mezclas sólidas halógenas que contienen cloruros y fluoruros metálicos; durante la fusión del aluminio, en sus reacciones con el líquido pueden formar sales haluras. La remoción de estos productos representa^[3] para el metalúrgico, un reto tecnológico formidable porque los típicos filtros industriales para limpieza del aluminio no están diseñados para separar líquidos inmiscibles. Este hecho, trae como consecuencia que las operaciones de fusión y de vaciado deben ser cuidadosamente controladas, porque en especial la presencia de solutos superficialmente activos altera la energía superficial del sistema.

Para evaluar la transición que ocurre en la disolución de una sal en un metal fundido, se utiliza la teoría microscópica de no-metal/metall, visualizada como el balance entre la ganancia en energía libre a partir de los electrones de valencia y el exceso de energía libre de los iones apantallados por electrones. La disolución se debe^[5-8] a que cuando un ion negativo se añade a un líquido metálico, este metal es rápidamente apantallado por los electrones sin localización de los átomos del solvente, por lo cual este intercambio energético en los electrones de conducción producen disminución en la energía potencial a grandes distancias de ese ion.

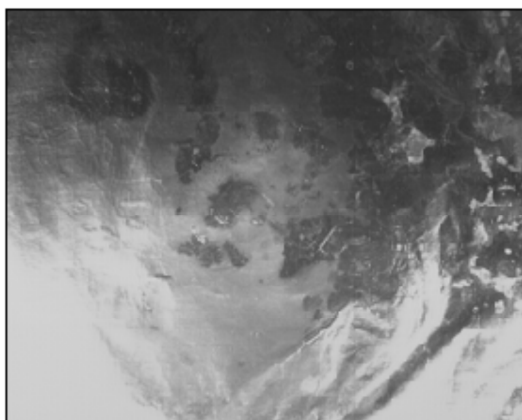


Figura 1. Fotografía que muestra manchas superficiales de color marrón claro en láminas delgadas de Al.

El objetivo de este trabajo es explicar los probables mecanismos de formación de las partículas formadas en el líquido, que dan origen al defecto mancha marrón, figura 1, fácilmente apreciables en productos comerciales fabricados a partir de las láminas delgadas (hoja o foil) en las aleaciones comerciales de base aluminio.

2. PARTE EXPERIMENTAL

La aleación (Al-0,50%Si-0,01%Mn) proviene del proceso industrial de la fabricación de bandas de colada de 6 mm de espesor y 2000 mm de ancho en aleaciones de base aluminio en máquinas de colada continua entre rodillos, cuya solidificación está esquematizada en la figura 2. La temperatura de tratamiento del metal líquido para adición de sal fundente, es del orden de 860 °C.

En el transcurso de tiempo del trasvase del líquido desde el horno a la máquina de colada continua, en un determinado punto de esa trayectoria se ejecuta la operación de adición del refinador de grano, seguido de la desgasificación y del filtrado. De inmediato, el líquido estacionariamente debe entrar a la boquilla distribuidora en la máquina de colada, figura 2, para que entre los rodillos refrigerados por agua solidifique, sufra deformación plástica y finalmente se enfríe para producir la banda de colada cuyo espesor es de 6 mm. Esta banda es enrollada y posteriormente es deformada plásticamente a temperatura ambiente, sin sufrir ningún tipo de

tratamiento térmico, para producir láminas de diversos espesores; después de recocidas, el papel (hoja, foil) es su producto final. La figura 2 muestra que la preparación metalográfica se realizó sobre la sección transversal perpendicular a la dirección de salida de las bandas de colada. Previo a la observación microestructural en MEB, las muestras pulidas sin ataque fueron limpiadas ultrasónicamente con etanol. Se grabaron los valores de intensidad en cada uno de los 55 puntos barridos por el haz de rayos-X para detectar los solutos contenidos en las segundas fases y en sus alrededores.

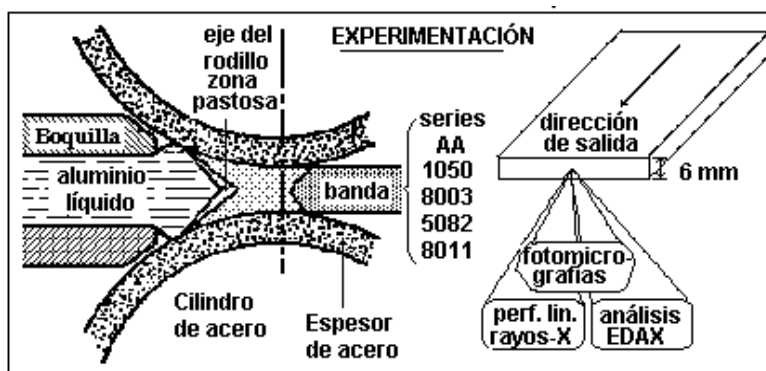


Figura 2. Esquematación del proceso de solidificación en las máquinas de colada continua entre rodillos y la descripción gráfica de los ensayos realizados.

3. RESULTADOS

En la figura 3, lado izquierdo, se presenta la fotomicrografía MEB a 5000x; a la derecha muestra que las partículas idiomórficas contienen Al-Si-C y también están disueltos^[4] los solutos minoritarios Cu, Mn, Cr. En la figura 3, derecha, se presenta el perfil lineal de rayos-X ampliado, al considerar la relación entre intensidades: $[(I_{inst}/I_{máx.}) \text{ vs distancia}]$ para el solvente Al y para los solutos B y C. El perfil lineal demuestra que las partículas idiomórficas están enriquecidas en Si y en C, pero empobrecidas en Al; mientras que en las regiones entre ellas, el C se mantiene segregado y hay empobrecimiento en Si, y enriquecimiento en Al. Los idiomorfos también contienen disueltos^[4] Cu, Mn, y Cr.

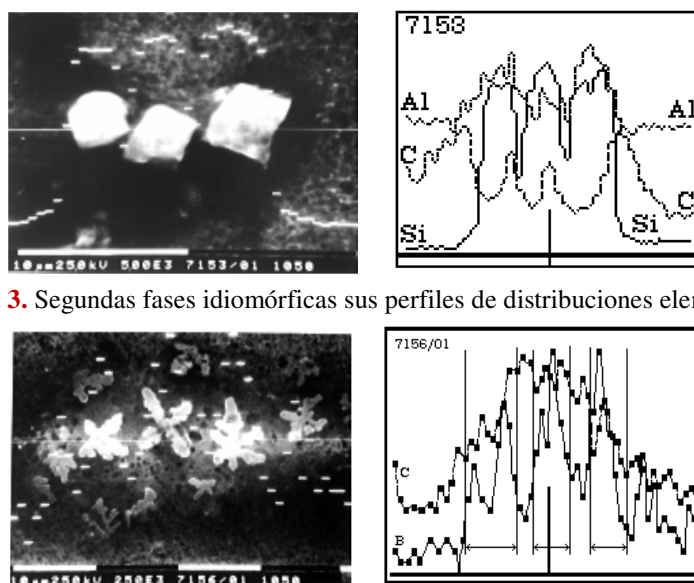


Figura 3. Segundas fases idiomórficas sus perfiles de distribuciones elementales.

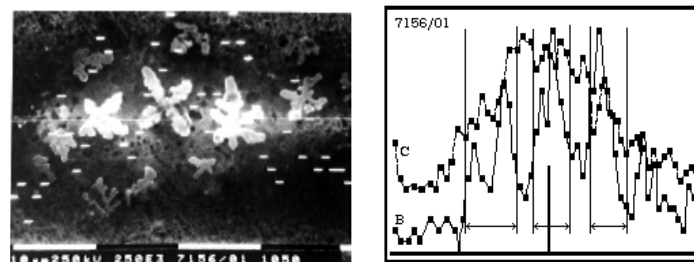


Figura 4. Segunda fase maltesa y sus perfiles elementales.

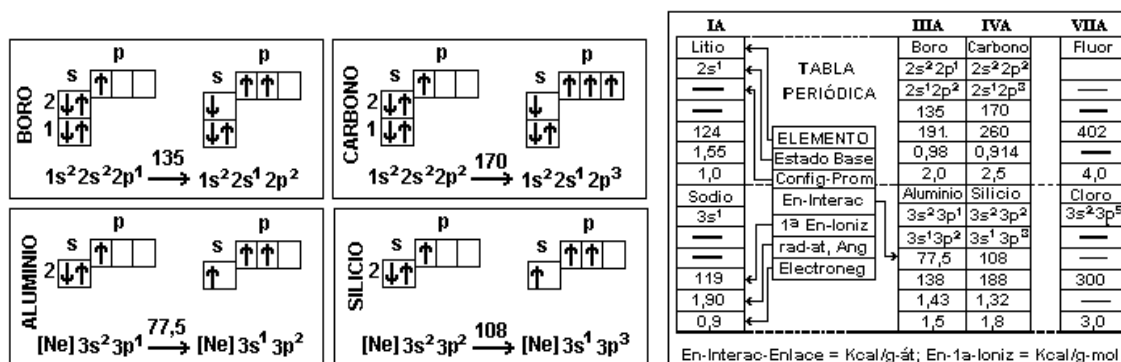


Figura 5. Esquematisaciones: (a), distribuciones electrónicas en sus estados base y de promoción; (b), Tabla Periódica hipotética que contiene parámetros requeridos para el análisis.

La figura 4, presenta la fotomicrografía MEB a 2500x donde se aprecia partículas de morfología de cruz maltesa junto a la distribución de intensidades relativas del perfil ampliado para los solutos B y C. Análisis puntual en una partícula de morfología dendrítica evidencia^[3,4] Na, Al, Cl, K que se hallan uniformemente distribuidas en toda el área de la microestructura. Los perfiles de distribución de los elementos B y C en el interior de las dendritas es aproximadamente similar; sin embargo, en la región entre ellas es completamente opuesto. La figura 5 presenta esquematisaciones de las distribuciones electrónicas para el solvente Al y para los solutos B, C, y Si, tanto en sus estados base como de promoción y la energía requerida para promoción de electrones. En ella, también se muestra una Tabla Periódica hipotética que incluye las energías de enlace entre átomos y las características importantes de ser consideradas en el análisis del presente trabajo.

4. DISCUSIÓN DE RESULTADOS

Estructuralmente, el estado líquido de cualquier aleación ternaria de base aluminio (Al-X-Y) está constituida^[5-7] por racimos atómicos cristalinos con orden de corto alcance (Al-Al, Al-X, Al-Y, X-X, X-Y, YY) en estado metaestable que heredan la distribución electrónica de valencia en sus estados de promoción; tabla periódica hipotética de la figura 5. Esta diversidad de racimos, se encuentra flotando dentro de los átomos desordenados del solvente que constituye la mayoría del sistema. Termodinámicamente^[7], la energía de excitación está conectada al concepto de sobresaturación. En la aleación fundida hipoeutéctica de base Al hay presencia de Si, los átomos de Al tienden a reforzar la configuración estable “ sp^2 ” de los electrones en los subniveles más externos y acepta electrones de valencia del Si, figura 5. Los estados energéticos del Al y del Si se balancean y por lo tanto, no afectan mucho a la estabilidad configuracional “ sp^3 ” de los átomos de Si; sin embargo, la presencia de elementos superficialmente activos sí puede crear disturbios en ese balance y la redistribución electrónica dentro del sistema crea cambios sustanciales en la energía de los enlaces químicos que se formen. Los racimos Al-Si por tener densidades mayores a la del líquido tienden a sumergirse y a distribuirse al azar en su interior^[8]. Cuando las condiciones termodinámicas de estos racimos durante la solidificación son favorables, conducen^[4] a la generación de las partículas idiomórficas observados a 5000x en la figura 3; el perfil lineal de rayos-X muestra que en su interior hay C disuelto. Estas partículas corresponden^[9,10] a segundas fases complejas derivadas de los racimos de Al_4C_3 que han incorporado en su estructura, al Si y a otros solutos metálicos: Cu, Mn, y Cr en tenores minoritarios. El C presente en la aleación líquida, proviene^[4] de la pirolización por volatilización de contaminantes orgánicos contenidos en la materia prima: chatarra pintada, grasa, aceite, residuos de lubricantes, entre otros, que a las temperaturas de tratamiento del líquido promueven la formación de racimos Al-C-Si suspendidos en el líquido. A ≥ 816 °C, las reacciones termodinámicamente posibles^[11] son favorecidas por presencia tanto del exceso de sales fundidas como de la elevada temperatura, 860 °C, que produce Al_4C_3 , $\Delta G = 12.1$ Kcal/g át °C; este carburo contiene^[4] disueltos Cu, Mn, y Cr. También puede formarse ($Al_4C_3 + Si$), $\Delta G = 11.0$ Kcal/g át °C; si hay presencia de SiC, proviene de reacciones entre el solvente líquido y los refractarios del horno. Para la ocurrencia de todas estas reacciones es necesario^[8,11] que haya condiciones de

mojado entre las especies reaccionantes, junto al exceso de fundentes y de altas temperaturas. La mojabilidad implica existencia de una interfaz de íntimo contacto entre el Al y las fuentes de C. En estos tipos de reacciones, hay formación de enlaces covalentes, relacionados^[7] a fenómenos de promoción (excitación) de electrones de valencia y a hibridización, eventos que a su vez generan metaestabilidad.

La teoría de aleaciones^[12], establece que las interacciones entre el Al y los solutos Si y C para formar los racimos desordenados, están afectados por otros parámetros: diferencias en solubilidad de cada soluto, y fuerzas de enlace entre átomos metal/no-metal. De la tabla en la figura 5, los solutos C y Si son elementos “sp” de configuración externa, y únicamente los electrones “s” y/o “p” sin aparear son los que van a formar soluciones con el Al. Por lo tanto, para explicar la formación de los idiomorfos, se considera las propiedades donante-aceptante de electrones^[12]. La transferencia de electrones conductores “s” a “p” reduce el número de electrones “p” sin compensar, para conducir^[5-7] a reducción en la energía de interacción atómica. Las interacciones entre el C y el Si con el Al líquido suceden así^[3-8]: el Si y el C compiten entre sí como donantes de electrones de valencia a la banda “s” del solvente Al, lo que genera aumento en la concentración de electrones móviles del C en el líquido. Estos eventos al producir mayor cantidad de electrones móviles, son los responsables del enlace en los racimos Si-C conducentes al aumento en su número y en su tamaño, lo cual mejora la submicroheterogeneidad del líquido a elevadas temperaturas. En el líquido, el número de electrones de conducción es enorme^[5] y cada ion positivamente cargado está apantallado casi totalmente por su nube electrónica negativamente cargada que tiene gran movilidad; por lo tanto, es posible considerar que la estructura local alrededor de un átomo no-metálico disuelto en un líquido metálico, es similar a la de un líquido iónico en vez de un verdadero líquido metálico. La energía interatómica Si-C está gobernada por las configuraciones “sp³” en sus estados excitados; en la figura 5, son respectivamente 108 y 170 Kcal/g-át. En la competencia entre el Si y el C para reaccionar con el Al, las fuerzas de repulsión Si-C estrechan las regiones de distribución estadísticamente uniformes de estos racimos para dificultar el libre desplazamiento de los átomos de Si, eventos que tienden a favorecer el enlace Al-Si. Otro factor importante es que el aumento en la temperatura del líquido^[13], hace que en los racimos de Si se genere aumento en la ruptura de su enlace covalente, lo cual significa incremento en su reactividad para mejorar el enlace Al-Si. A consecuencia del descenso en la energía electrónica en su estado excitado y del incremento de reactividad, en los átomos de Si habrá mayor tendencia al enlace Si-Al, en preferencia al enlace C-Al en el líquido. Estos argumentos explican por qué las distribuciones de Si y de C son opuestos en las regiones entre partículas idiomórficas, figura 3.

La presencia de B dentro de las morfologías dendríticas y la formación de cruces maltesas, fotomicrografía de la figura 4, se plantea según el siguiente análisis: (1).- Después de haberse añadido el fundente, en la aleación líquida a 860 °C, al existir en su interior racimos tanto de sal sin disolver como de sal disuelta, ésta libera los elementos activos Na⁺, K⁺, F⁻, y Cl⁻. En presencia de C proveniente de la pirolización de contaminantes orgánicos, la promoción de electrones genera los siguientes efectos: (a), contacto iónico y, (b) intercambio iónico; eventos que dentro del líquido, mejoran las interacciones donante-aceptantes de electrones. Estos eventos son importantes, debido a la generalizada práctica industrial de añadir al líquido cantidades de sales fundentes en exceso durante proceso de fusión y a su mantenimiento a elevadas temperaturas.

En el Al líquido, esta simultaneidad de factores hace que aumente la amplitud de las oscilaciones de los átomos desordenados de Al alrededor de sus posiciones de equilibrio, para generar un mayor número de átomos desordenados de Al y el mejoramiento en la creación de partículas carbonosas. Lo anterior indica dos aspectos importantes: (a) La promoción del contacto iónico significa mojado o surfactancia, que conduce a que los átomos de C rodeen a los racimos de sales haluras sin disolver; y (b) El intercambio iónico aumenta la transferencia de electrones de valencia entre las especies contenidas en la solución líquida. Más aún, las diferencias en electronegatividad dan indicación de la fuerza motora para transferencia de carga; al tomar en cuenta la figura 5, las diferencias en electronegatividades con respecto al Al, son: F -2,5 y Cl -1,5 indicando 79 % y 43 % de carácter iónico, respectivamente, en sus interacciones con el solvente. En consecuencia, los solutos F y Cl tienen contribución significativa de sus cargas negativas a las entalpías de mezcla causadas por la liberación de electrones en la aleación metálica, efectos que conducen a una sustancial disminución de la energía superficial del líquido. (2).- La teoría de la disolución de no-metales en metales líquidos establece^[5] que una

reducción sustancial de la tensión superficial del solvente, es debida a la localización de electrones en los orbitales atómicos del soluto asociados a la formación de pantallas de las cargas positivas ocasionadas por los electrones no-localizados. Al ser añadido el refinador de grano Al-Ti-B al líquido, sucede la disolución parcial de B; sin embargo, hay una contribución adicional de B que proviene de la materia prima.

En la figura 4 los perfiles lineales de rayos-X evidencian, para los solutos C y B que: (a), Por efectos advectivos, dentro del Al líquido, las segundas fases inmiscibles de sales haluras adquieren la morfología esférica. La presencia de B disuelto y su absorción en esas partículas inmiscibles sucede de la siguiente manera: el B tiene tendencia a donar electrones a la banda “s” del Al y compite con los átomos de C. Esa inyección aumenta la concentración de electrones móviles que pueden pasar a los orbitales “s” del Al, para desplazar el equilibrio “s”-“p” hacia los electrones “p” dando como resultado el reforzamiento de enlaces Al-C y Al-B dentro de estas partículas, para conducir a aumentar el número y el tamaño de estos racimos inmiscibles. Por lo tanto, la incorporación de B en las inclusiones haluras genera mejoramiento en la microheterogeneidad del líquido. (b), Los solutos no-metálicos B y C son^[5] superficialmente inactivos; a menudo, la disolución de dos tipos de solutos con estas características puede conducir^[5] a formar un compuesto superficialmente activo; efecto debido a valores positivos del parámetro de autointeracción donde también tiene influencia el tamaño atómico. Se puede ver en la tabla de la figura 5, que los radios atómicos del B y del C son aproximadamente iguales, indicando que sus efectos estructurales sobre el sistema son aparentemente muy similares.

Para una solución binaria regular diluida del sistema Al(sal halura)-C, la variación en tensión superficial por efectos del soluto, $[d\gamma/d(\%X)]$, se va a discutir en términos del exceso de concentración superficial de sal halura en exceso $\Gamma_{Al(Sal\ halura)}$, que se satura a un valor $\Gamma_{Al(Sal\ halura)}^{Sat}$. Cuando en el sistema binario Al-(Sal Halura) hay saturación superficial, indica que la superficie está completamente cubierta por los átomos de soluto adsorbidos sobre ella; en consecuencia, el área superficial por átomo adquiere el valor: $A_{Al}^{\Omega} = (1/\Gamma_{Al}) = [1/(\Gamma_{Al(Sal\ halura)}^{Sat})]$. Estos argumentos termodinámicos, permiten sustentar que los racimos de la sal halura no disuelta en el líquido se ven rodeadas por las fuentes de C provenientes de la pirólisis de productos carbonosos. Todos estos eventos, conducen a cambios en la viscosidad de las partículas inmiscibles. (3).- En la solución líquida altamente diluida, el signo de $(d\gamma/dX_{Sal\ halura})$ está fundamentalmente determinada por la magnitud tanto del factor compresibilidad $[d\chi_T/dX_{Sal\ halura}]_{X(Sal\ halura)=0}$, como por el factor tamaño δ_{vol}^2 . El término factor tamaño da idea de la tendencia superficialmente activa en la región diluida porque indica solubilidad, aún cuando el factor compresibilidad sea desfavorable; en consecuencia, para la solución diluida, se establece^[5]:

$$\left[\frac{d\gamma}{dX_D} \right] = - \left[\frac{\delta_{vol}^2}{k_d} \right] \gamma \quad (2) \quad y \quad (\delta_{vol}) = \left[\frac{(V_A - V_D)}{V_m} \right]$$

(3); el factor $k_d = nk_B T \chi_T$; χ_T es la compresibilidad isotérmica; V_A y V_D los volúmenes molares parciales del solvente y del soluto; V_m el volumen molar de la mezcla. Para el sistema Al-B, figura 5, el radio atómico para el B (0,98 Å) es menor que el radio atómico del solvente Al (1,43 Å), indica que el factor tamaño es favorable para que haya absorción del B en el interior de las partículas inmiscibles, como se aprecia en el perfil lineal de rayos-X para este elemento.

Se concluye que la presencia y la incorporación de B en las inclusiones haluras inmiscibles de la figura 4, se ven favorecidas por los factores: tamaño atómico, energía de cohesión, propiedades donantes de electrones y electronegatividad.

Las partículas inmiscibles de sales haluras al solidificar adquieren morfología dendrítica o de cruz maltesa, figura 4 a 2500x. ¿Por qué razones?: las velocidades de enfriamiento creadas en el sistema de producción industrial colada continua entre rodillos, figura 2, están^[14] entre 10^2 y 10^3 °C/s para las aleaciones de aluminio, lo cual significa que sus condiciones de solidificación se alejan sustancialmente del equilibrio local y por lo tanto hay factibilidad de producir segundas fases no esperadas en los diagramas de equilibrio de fases.

En el perfil lineal de rayos-X, figura 4, en las regiones interdendríticas los solutos B y C tienen comportamientos opuestos. El aumento de B en la región interdendrítica es consecuencia de interacciones mutuas entre estos solutos en la región justamente enfrente de la interfaz líquido-sólido, probablemente debido a una condición límite de sobresaturación de C durante la solidificación, lo cual se puede explicar de la siguiente forma: (1).- Durante la solidificación, la disminución en la tensión superficial del líquido enfrente de la interfaz L-S es

debida al soluto C que es superficialmente inactivo, se demostró en el aparte (2). Que el soluto C sea inactivo en esa región, significa un incremento en el potencial químico del soluto B, que trae como consecuencia aumento en su actividad. Estos fenómenos conducen a atrapamiento del B en el frente de interfaz durante la solidificación, para traer como consecuencia que en la intercara del frente de solidificación, la concentración superficial de B, Γ_B , sea mucho menor que la concentración superficial de C, Γ_C , para conducir a su acumulación en el líquido; este efecto genérico es conocido como efecto cinético de la interfaz. (2).- Se ha explicado, que por adición del refinador de grano, el B disuelto en el Al líquido que fluye hacia la máquina de colada continua, se encuentra en su estado de promoción, Figura 5, cuya configuración electrónica excitada es $2s^1p^2$: Este soluto es incorporado en las inclusiones viscosas inmiscibles de sales haluras que son deformables; por efectos de limitación en su difusión dentro de ellas durante la solidificación, produce aumento en su concentración en los espacios interdendríticos, figura 4, lo que trae como consecuencia limitaciones en su crecimiento.

En consecuencia, la morfología de cruz maltesa en las partículas de sales haluras, proviene de la limitación en su crecimiento producto de las interacciones entre el C y el B contenidos en el líquido. Aparte de la cinética de la interfaz y de las energías superficiales relativas existen otros parámetros que afectan al proceso de solidificación de estas segundas fases: colisiones y fluctuaciones en viscosidad, no considerados en el presente análisis.

La formación de la mancha de color marrón se explica de la siguiente manera: la mayoría de las sales haluras son^[3,11] altamente solubles en agua. Por lo tanto, las morfologías maltesas ubicadas sobre la superficie del foil de aluminio, reaccionan con la humedad atmosférica que la rodea para generar una capa muy fina de productos hidrolizados. Este tipo de reacción, en primer lugar crea una mancha grisácea; con el aumento ya sea del tiempo o de la temperatura o por simultaneidad de ambas condiciones, se produce la desaparición de las cruces maltesas y ahora la mancha tiende a tomar una coloración completamente marrón, figura 1.

5. CONCLUSIONES

La presencia en las aleaciones líquidas de base Al, de sales haluras altamente surfactantes en cantidades excesivas a su estequiometría promueven el mojado en dicha solución líquida. La existencia de racimos Al-C, formados por reacción entre el solvente y el C proveniente de la pirolización de hidrocarburos contenidos en ese líquido; la sal fundente disuelta, ayuda a su formación. Debido al exceso de sales haluras, la sal no disuelta se ve rodeada por los racimos Al-C, mejorando tanto su estabilidad como las reacciones de intercambio, para que al solidificar bajo condiciones alejadas del equilibrio, adquieran morfologías maltesas en las bandas de colada producidas por colada continua entre rodillos.

6. REFERENCIAS

- [1]. Tuttle B.L. Lindsay RW. 1984. AFS Trans. 92; 681-692.
- [2]. Minkoff. I. Solidification and Cast Structures. Toronto (Canada). John Wiley and Sons, 1986. 227 pp.
- [3]. Quintero-Sayago O. and Ramírez S. "Halide Salt Inclusions in Aluminum Alloys", in Advanced Light Alloys and Composites, R. Ciach, Editor. Kluwer Academic Pub. 23-27, 1998.
- [4]. Quintero-Sayago O. and Ramírez S. "Carbonaceous Inclusions in Aluminum Alloys", Proceedings of The 4th International Conference on: Aluminum Alloys their Physical and Mechanical Properties, T. H. Sanders, Jr. and E. A. Starke, Jr. Vol. I, 66-73, 1994.
- [5]. Shimoji M. and Itami, T Editors, Non-Metallic Elements in Liquid Metals, Molten Salt Forum, Vol. 4. Transtech Publications. 1996.
- [6]. Vashukov IA. Izv. VUZ. Chern Met., (6), 128-133, 1978. BISI Pub. 17845, 1979.
- [7]. Sirota NN. "About the Thermodynamics of Excited States". Met Sci - Heat Treat. Vol. 47, N° 11-12, p 531-537, 2005.
- [8]. Kumar R, Sivaramakrishnan CS, and Mahanty RK. in The Properties of Liquid Metals, Sakae Takeuchi, Editor, 93-97, 1972.
- [9]. Quintero-Sayago O. Trabajo Ascenso a Profesor Titular, Universidad Simón Bolívar, Abril 1991.

- [10]. Quintero-Sayago O, Hurtado C, and Ramírez, S. in Alloy Theory and Phase Equilibria, D. Farkas and F. Dymont, Editors, ASM, 81-90, 1986.
- [11]. Eckert C, Mutharasan R, and Miller R, in TMS Short Course on Principles of Aluminum Metal Treatment, Light Metals Div., Denver, Co. USA, 20-21 February 1993.
- [12]. Miedema AR and De Châtel PF, in Theory of Alloy Formation, L. H. Bennett, Editor. AIME Pub. 330-344, 1980.
- [13]. Kutsova VZ, "The Regularities of the Structure Formation and Phase Transformations in Al-Si Alloys", in Advanced Light Alloys and Composites, R. Ciach, Editor. Kluber Academic Pub. 29-34, 1998.
- [14]. Merchant HD, Katamis TZ, and Morris JG, "Continuous Casting of Aluminum Alloys", in Continuous Casting of Non-Ferrous Metals and Alloys. TMS Pub.1-66, 1989.

SOLDABILIDAD DE UN ACERO DE ULTRABAJO CARBONO MICROLALEADO CON NIOBIO Y VANADIO

Martín Saavedra^{1*}, Luis Béjar², Ariosto Medina¹, José Luis Bernal³, L. Zamora⁴, Sergio Anguiano²

1: Instituto de Investigaciones Metalúrgicas. UMSNH. Morelia, México, D.F.

2: Facultad de Ingeniería Mecánica. UMSNH. Morelia, México, D.F.

3: Universidad Politécnica del Valle de México. México, D.F.

4: Instituto Nacional de Investigaciones Nucleares (ININ) Salazar Edo de México

* e-mail: smagana@umich.mx

RESUMEN

Un acero experimental para aplicaciones estructurales microaleado con niobio, vanadio y de ultrabajo contenido de carbono (0.02% C, 0.14% Nb, y 0.15% V) fue fabricado por fundición y tratamiento termomecánico. Este acero fue soldado en posición plana por arco sumergido con un electrodo EM13K de acuerdo a las especificaciones de la American Welding Society (AWS). Para determinar los cambios microestructurales y de propiedades mecánicas del acero y de su unión soldada fueron estudiados mediante microscopía óptica, ensayos de tensión y de dureza Rockwell B (HRB). Los resultados obtenidos mostraron que el acero microaleado tuvo una microestructura compuesta de ferrita y perlita, que su resistencia máxima fue de 564 MPa y su valor de dureza de 89.5 HRB. El depósito de la unión soldada tuvo una resistencia máxima de 590 MPa y su dureza estuvo en el rango de 90-95 HRB. No se observaron problemas de agrietamiento y fisuración en la unión soldada. El objetivo de este trabajo fue diseñar un procedimiento de soldadura, evitando problemas de agrietamiento y fisuración, así como determinar las propiedades mecánicas y microestructurales de la unión soldada del acero microaleado y de ultra bajo carbono.

Palabras Claves: Acero microaleado, Unión soldada, Microestructura, Propiedades Mecánicas.

WELDABILITY OF ULTRALOW CARBON STEEL MICROALLOYED WITH NIOBIUM AND VANADIUM

ABSTRACT

An experimental steel with ultralow carbon content for structural applications microalloyed with niobium and vanadium (0.02% C, 0.14% Nb and 0.15% V) was produced by casting in an electrical induction oven and then thermomechanically treated. This steel was welded by submerged arc welding process applying an electrode EM13k according to the specifications of the American Welding Society (AWS). Steel microstructures and mechanical properties were studied applying optical microscopy, tensile and hardness tests. The results showed that microalloyed steel had a microstructure composed of ferrite and perlite. Steel had a tensile strength of 564 MPa and hardness value of 89.5 HRB. Weld deposit of the welded joint had a tensile strength of 590 MPa and a hardness value varying from 90 to 95 HRB. Welded joint had no cracking. The aim of this work was to design a welding procedure to weld a microalloyed steel with niobium and vanadium to avoid cracking problems as well as to evaluate the microstructural and mechanicals properties of the welded joint.

Keywords: Microalloyed steel, Welded join, Microstructure, Mechanicals properties.

1. INTRODUCCIÓN

Los aceros de alta resistencia como los aceros microaleados, son producto de una tecnología en la que se adicionan elementos de micro aleación y se procesa termomecánicamente el acero dando como resultado un material con mejores propiedades, dado que se controla la microestructura del acero. Los elementos de microaleación se requieren en pequeñas concentraciones y son formadores de carburos y carbonitruros, reaccionando con elementos como el carbono, el nitrógeno y el azufre, que siempre están presentes en el acero. Aun a relativamente bajas temperaturas su afinidad induce a la precipitación de fases. A temperaturas elevadas, es decir, en el rango austenítico, los compuestos tienden a disolverse parcial o totalmente en la matriz del acero. La microestructura final que resulta es de pequeños granos ferríticos que favorecen la mejoría de las propiedades del acero como son resistencia a la tensión o al impacto [1-4]. Los aceros estructurales deben de

tener como propiedad importante la buena soldabilidad, por esto se sueldan satisfactoriamente por cualquier proceso de soldadura de arco eléctrico. El proceso de soldadura por arco sumergido se aplica esencialmente para soldar aceros de espesores medianos para lo que se tiene que considerar la composición química del acero, la selección del material de aporte y la resistencia del acero entre otras propiedades.

2. PARTE EXPERIMENTAL

Material: El acero se fabrico por fundición en un horno de arco eléctrico de 25 Kg. de capacidad, se vacio en lingoteras metálicas de sección cuadrada de 63.5 mm y 300 mm de longitud, que se secciono en partes con dimensiones de 63.5 mm por 65 mm. Estos lingotes se sometieron a un tratamiento termomecánico de laminación en caliente, que consistió en un recalentamiento a 1180 ° C, se deformato en un laminador de 50 toneladas de capacidad hasta obtener placas de 12.7 mm de espesor, con una temperatura final entre 850 y 900°C, posteriormente enfriados en el medio ambiente. Las placas así obtenidas son las empleadas en la unión soldada. La figura 1 muestra el bisel para la soldadura que se seleccionó de acuerdo con el material, espesor, posición de la soldadura y tipo de proceso [5].

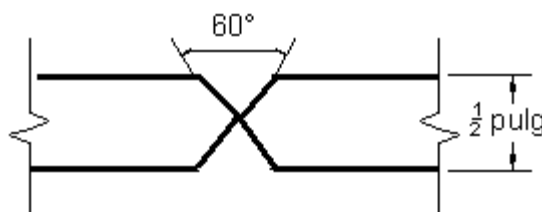


Figura 1. Forma de preparación de la unión para la soldadura

La unión se hizo a tope con diseño en doble V, con un ángulo de 60 grados. El electrodo aplicado de acuerdo con la AWS (American Welding Society) fue el EM13K de 3.12 mm.

Procedimiento: El proceso de soldadura aplicado para soldar el acero de bajo carbono y microaleado con niobio y vanadio es de arco sumergido con método automático. Este procedimiento se presenta en la Tabla 1.

Tabla 1. Procedimiento de soldadura de un acero microaleado con niobio y vanadio.

Espesor	12.7 mm
Proceso	Arco sumergido
Posición de la soldadura	Horizontal
Diseño de la junta	Doble V, 60°
Num. de pasadas	2
Tipo de corriente	Directa
Electrodo	AWS-EM13K
Fundente	F7AO
Corriente	440 Amps, 450 Amps.
Voltaje	29.5 V
Velocidad de la soldadura	18.5 cm/min.

Ensayos: Los practicados a la unión soldada fueron: De tensión del material y del depósito, de dureza del material y de la unión y de metalografía de la unión.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN DE RESULTADOS

La composición química del acero microaleado se presenta en la Tabla 2, en la que se puede observar que se trata de un acero de muy bajo carbono, 0.029%, que el contenido de manganeso es de 1.59 %. El contenido del vanadio fue de 0.15%, el niobio 0.14% y el de cromo de 0.14%; estos elementos son de considerarse por su contribución a la resistencia del material y su comportamiento metalúrgico. Los elementos se agregaron en las proporciones indicadas con el objetivo de incrementar la resistencia en el acero mediante la combinación de su composición química y el procesamiento termomecánico empleado.

Tabla 2. Composición química del acero microaleado con niobio y vanadio (% en peso).

<i>Elemento</i>	<i>Contenido %</i>
C	0.029
Mn	1.59
Si	0.19
Mo	0.139
Ni	0.027
Al	0.65
Cr	0.14
V	0.15
Nb	0.14

La composición química del depósito de soldadura se presenta en la Tabla 3, en la que se puede apreciar que el contenido de carbono es 0.085 %, es decir, un contenido mayor que el del metal base. En este depósito el manganeso se encuentra en una cantidad de 1.22 % y menor que la del metal base. El contenido de silicio es de 0.56 % y si es mayor en el acero o metal base. Los contenidos anteriores son resultado de la combinación durante la fusión del metal base y el electrodo empleado. En este caso, el contenido de carbono del electrodo es mayor a 0.1% y su contenido de manganeso es de 0.90%

Tabla 3. Composición química del depósito de soldadura.

<i>Elemento</i>	<i>Contenido (% peso)</i>
Carbono	0.085
Manganeso	1.22
Silicio	0.56

Los ensayos mecánicos que se aplicaron a la unión soldada y al metal base fueron el de tensión como un criterio de aceptación de la unión en cuanto a resistencia, de acuerdo con el Código de la AWS (Structural Welding Code) [6]. Los resultados del ensayo se presentan en la Tabla 4, en la que se incluyen los valores obtenidos para el acero microaleado y para el depósito de soldadura practicado longitudinalmente.

Tabla 4. Propiedades mecánicas del material base y del depósito de soldadura.

<i>Propiedad</i>	<i>Material base</i>	<i>Depósito</i>
Resistencia máxima (MPa)	564	590
Elongación (%)	30	25

Haciendo un análisis comparativo de las propiedades mecánicas, los resultados del ensayo de tensión, indican que el depósito de la soldadura tiene una resistencia mayor que la del acero microaleado, cumpliendo así con el criterio de aceptación, al ser más resistente la unión que el metal base [4]. Lo anterior se puede atribuir al refinamiento de grano que se presentó en las diferentes regiones de la unión soldada. Mediante el procedimiento de soldadura aplicado. En la figura 2 se presenta la micrografía de la unión soldada, donde se aprecian los depósitos de soldadura por ambos lados y las diferentes partes de la unión; material base, zona afectada térmicamente y los depósitos. En la micrografía se puede apreciar que no existen defectos de agrietamiento o irregularidades en los cordones ya que después de realizar el primer cordón la placa se gira para poder realizar el segundo depósito de soldadura, el cual se lleva a cabo con una temperatura relativamente alta y apropiada para favorecer la calidad de la unión. Así también se ilustra de donde se tomaron los valores de dureza a través de toda la unión soldada.

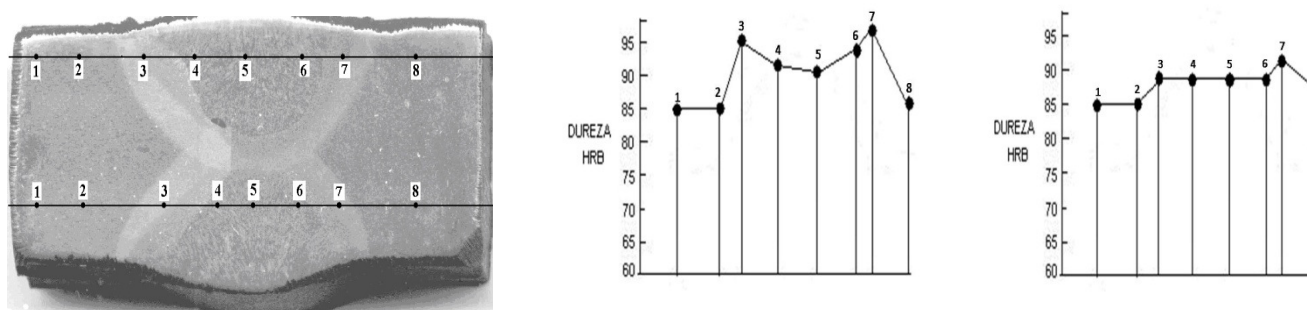


Figura 2. Micrografía de la unión soldada del acero microaleado, Tomada directamente de la probeta, Nital 2%.

Valores de dureza (HRB) de la unión soldada, línea superior y línea inferior.

El ensayo de dureza se aplicó como criterio para evaluar la resistencia a la deformación plástica a través de la unión soldada, comparando ésta en las partes de la unión. Mediante un patrón de dos líneas horizontales, figura 2. Los valores fueron tomados en los puntos que se indican en la fotomicrografía y corresponden a las diferentes regiones o zonas de la unión como son material base, zona de refinamiento de grano y depósito de soldadura, no corresponden exactamente a una línea vertical debido a que el segundo cordón de soldadura se encuentra un poco desfasado con respecto al primer cordón, pero si a las mismas regiones analizadas. De acuerdo con los valores de dureza que se obtuvieron de la unión, en la parte superior, se puede observar que la dureza en su valor se conserva en un rango de 85 a 95 HRB. el metal base tiene un valor de dureza de 89.5 HRB y en la zona afectada térmicamente se tienen valores de dureza de 95 HRB (puntos 3 y 7). En la región de la parte central del depósito, hacia la derecha, la dureza incrementa de 90 HRB (punto 5) a 95 HRB (punto 7), siendo el valor más alto el que corresponde a un punto cercano a la zona afectada térmicamente de la unión soldada. Lo mismo ocurre en la línea de la parte inferior de la unión, sin embargo, las variaciones de dureza son menores. La variación de los valores de dureza indica también una variación en la microestructura de la unión soldada. El análisis de esta microestructura, se hace considerando que debe de haber una variación de la microestructura por la influencia del calentamiento y el enfriamiento en un rango de temperaturas desde la temperatura de fusión hasta la del medio ambiente. En la Fig. 3 se muestra la microestructura ferrítica perlítica del acero microaleado o metal base, consistente en una matriz de ferrita (región clara de la microestructura) típica de un acero de bajo carbono. La región oscura de la microestructura pertenece a la fase perlítica, la cual se analizó en diferentes regiones con magnificaciones mayores a las presentadas. En la Fig. 4 se evidencia la microestructura en la zona de la ZAT (zona afectada térmicamente), donde se observa que el grano se vuelve más fino. Siendo del tipo ferrítico perlítico. Las imágenes fueron tomadas a 200 aumentos (200X), en ambos casos, las micromarcas están indicando la diferencia en los tamaños de grano. En la Fig. 5 se ilustra la microestructura en la región de la ZAT con el depósito de soldadura, zona de crecimiento de grano (ZCG),

donde se puede apreciar un cambio de forma del grano, transformándose en forma alargada y mas grande, siendo en la parte izquierda de la región más pequeño y en el depósito ya de tipo columnar exclusivamente, lo que se observa claramente en la Fig. 6.

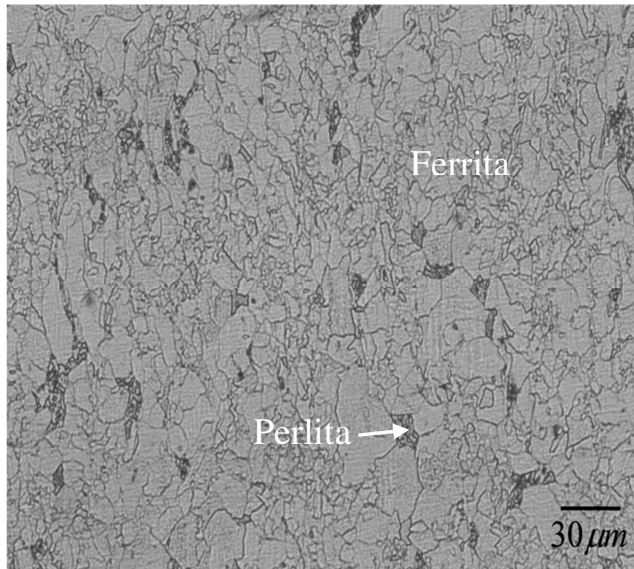


Figura 3. Micrografía del material base, 200X, nital 2%, microestructura de ferrita y perlita

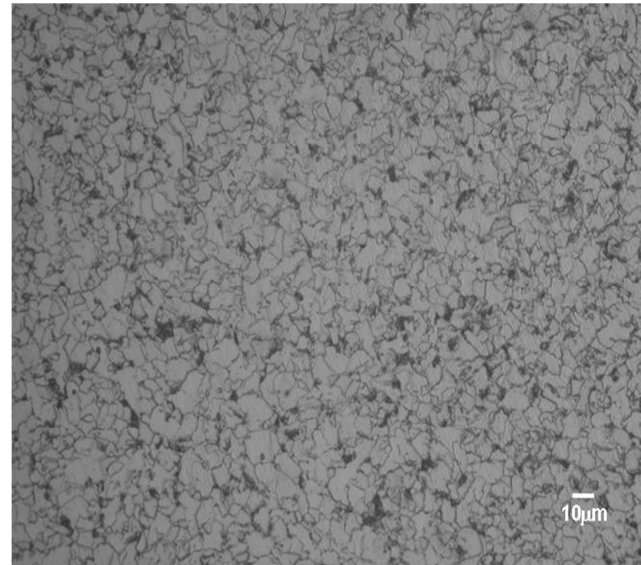


Figura 4. Microestructura de la zona afectada térmicamente, 200X, nital 2 %

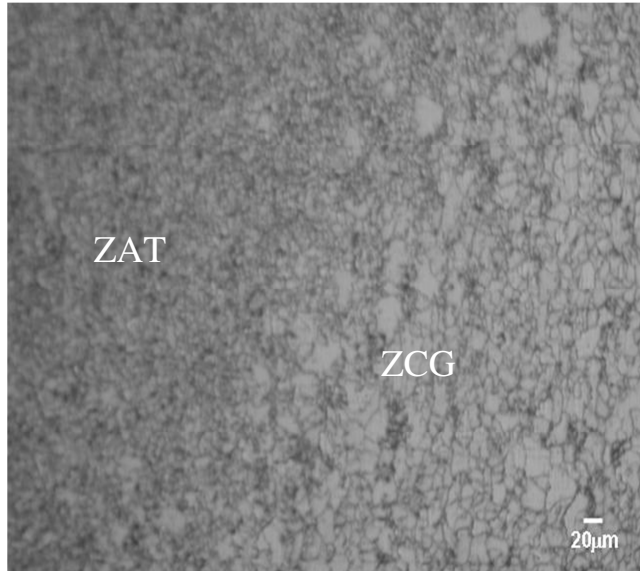


Figura 5. Microestructura en la interfase de la zona afectada térmicamente (ZAT) con el depósito de soldadura, zona de crecimiento de grano (ZCG). 200X, Nital 2%.

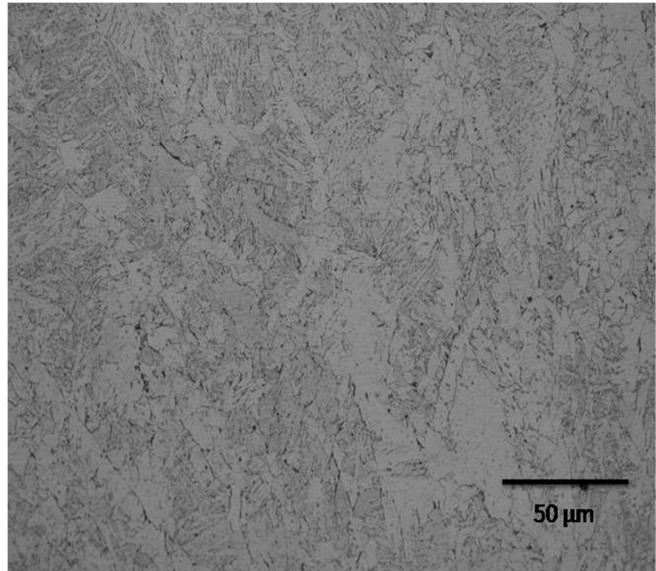


Figura 6. Microestructura del depósito de soldadura, 500X, nital al 2%

4. CONCLUSIONES

La realización de este trabajo permitió llegar a las conclusiones siguientes:

- El acero microaleado con niobio y vanadio de tipo experimental fue soldado satisfactoriamente mediante el proceso de soldadura de arco sumergido aplicado automáticamente, mediante el procedimiento de

soldadura diseñado, que e presenta en la Tabla 1.

- El acero microaleado tiene una microestructura de grano fino, de ferrita y perlita, típica de un acero de bajo carbono. Su dureza fue de 89.5HRB y una resistencia a la tensión de 564 MPa, ligeramente menor que la resistencia del depósito de soldadura de 590 MPa y una dureza de 90 HRB.
- La zona afectada térmicamente presento una microestructura ferrítica-perlítica de matriz de ferrita con una dureza máxima de 95 HRB. En esta zona hubo un refinamiento de grano.
- La microestructura del depósito de soldadura tuvo una matriz de ferrita, siendo su grano de tipo columnar. Los valores de dureza en el depósito son mayores que los del material base o acero microaleado, comprobando así su mayor resistencia.
- La unión soldada está libre de defectos.

5. REFERENCIAS

- [1]. Xio-Huai Xue, Yi-Yin Shan and Song-Nian Lou, Mater. Sci. Eng. 2006; 285: 438-440.
- [2]. M. Niikua, *et al.*, J. Mater. Process. Technol. 2001; 117: 341.
- [3]. M.C. Zhao, F.R. Xiao, Y.Y. Shan, Y.H. Li and K. Yang, Acta Metall. 2002; 38: 283.
- [4]. Morris Cohen, S.S. Hansen. On the Fundamental of HSLA Steels, Proceeding of an International Conference on HSLA Steels: Metallurgy and Application 1985. Beijing (China): HSLA Steels' 85.
- [5]. American Welding Society Welding Handbook, Vols 1-5.
- [6]. American Welding Society Structural Welding Code, D1- 92.

MODELO METALOGRAFICO PARA EVALUAR LA RESISTENCIA A LA CAVITACIÓN EN ACEROS AUSTENÍTICOS PARA MÁQUINAS HIDRÁULICAS

Silvana Carrizo^{1*}, Carlos Bello²

1: Secretaría de Ciencia y Tecnología Proyecto Cavitación en Componentes Hidráulicos e Interacción entre Flujos y Estructuras, Facultad Regional Mendoza. Universidad Tecnológica Nacional. Rodriguez 273, Mendoza, Argentina

2: Grupo DIDEME, Facultad Regional Mendoza. Universidad Tecnológica Nacional. Rodriguez 273, Mendoza, Argentina

e-mail: * silvana_carrizo@hotmail.com

RESUMEN

Los procesos de daño por cavitación tienen relevancia en el ámbito de las máquinas hidráulicas ya que su reparación puede ser muy costosa. El propósito de esta investigación fue determinar un nuevo modelo para la evaluación de materiales, que permita conocer su resistencia a la cavitación, que posibilite mejores diseños, más resistentes a este fenómeno. El modelo usado para caracterizar el daño, se basa en teorías de las transformaciones no difusivas en materiales ferrosos. La aplicación de este modelo permite determinar un sistema de identificación y medición apropiado con técnicas metalográficas estándares (banco de cavitación por ultrasonido + equipo para preparación de muestras + observación de muestras mediante microscopía). Los datos experimentales obtenidos corroboran el modelo propuesto. La conclusión más importante de este estudio es que es posible caracterizar la respuesta del material con un modelo metalográfico sencillo y eficaz, que utiliza equipamiento estándar. Se espera que el conocimiento obtenido permita encarar el desarrollo de nuevas aleaciones resistentes al efecto de la cavitación para aplicación a las máquinas hidráulicas.

Palabras Claves: Ensayo por ultrasonido, sollicitación, probeta normalizada, modelo, validez.

METALLOGRAPHIC MODEL TO EVALUATE THE RESISTANCE TO THE CAVITATION IN AUSTENITIC STEELS FOR HYDRAULIC MACHINES

ABSTRACT

The damage processes for cavitation is relevant in the field of the hydraulic machines, since its reparation can be very expensive. The purpose of this investigation was to determine a new model for the evaluation of materials, which allows to know its resistance to the cavitation, so it can be possible to make better designs to improve the resistance to this phenomenon. The model used to characterize the damage is based on theories of non-diffusive transformations in ferrous materials. The application of this model allows to determine an appropriate system of identification and measurement with standard metallographic skills (ultrasonic cavitation test + surface preparation + microstructural analysis). As main conclusion it was found that it is possible to characterize the response of the material with an effective metallographic model, which uses standard equipment. It is expected that the obtained knowledge should allow addressing the development of new cavitation resistant alloys.

Keywords: ultrasonic test, stress, normalized specimen, model, valicity.

1. INTRODUCCIÓN

La cavitación somete a los materiales de los componentes de máquinas y dispositivos hidráulicos a condiciones de sollicitación que producen daño. Los métodos de estudio de los mecanismos que hacen que los materiales resistan estas sollicitaciones se valen de estrategias y equipamiento complejo. En este trabajo se plantea visualizar el problema del daño por cavitación desde otra óptica, utilizando otras técnicas metalográficas, un método más accesible y económico.

El fenómeno de la cavitación es una nucleación repetida, crecimiento y colapso violento de burbujas en un fluido donde hay presiones fluctuantes y acciones de vibraciones o patrones de flujo en el sistema. Existen diversos modos de cavitación en función de las condiciones de flujo como por ejemplo: de flujo re-entrante, shear cavitation (de cizalla, donde aparecen vórtices), de burbuja transitoria, de burbuja estacionaria o laminar

según Callenaire [1] y que interactúan de diversas formas sobre el material del componente donde se produce el fenómeno. Cuando en el flujo de un líquido se producen valores de presión suficientemente bajas, se producen burbujas rellenas de vapor del líquido, el flujo arrastra estas cavidades que encuentran condiciones de presión mayor a la del vapor y colapsan, la fuerza motora es la diferencia entre la presión hidrostática y la presión de vapor del líquido, en la figura 1 se representa esquemáticamente el fenómeno y su interacción con la superficie.

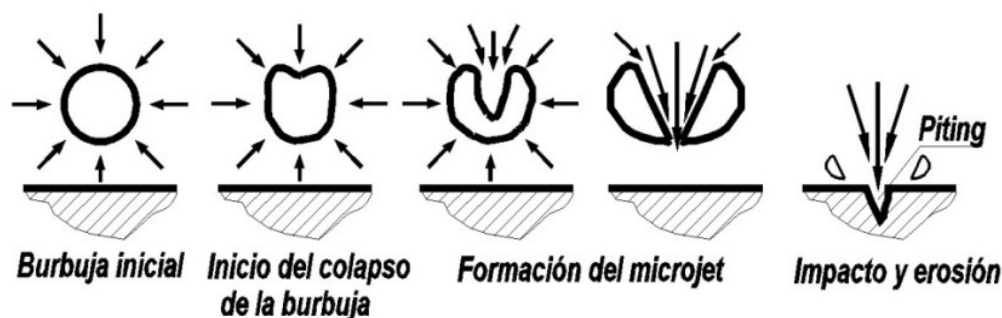


Figura 1. Evolución de una burbuja de vapor, proceso de colapso e interacción con la superficie del componente.

Este fenómeno se manifiesta en las máquinas que utilizan fluidos y produce en el material que está en contacto con el líquido, daños por arranque del material que también asocia procesos de corrosión localizada.

M.Sriraman [2] ha estudiado los efectos que produce la cavitación en aceros AISI 304 y aceros 4140, utilizó técnicas de estudio mediante un banco de ultrasonido, técnicas de pulido electrolítico y medición de espesores mediante micrómetro, asumiendo que la velocidad del pulido electrolítico está asociada a la tensión residual y es uniforme. También utilizó un difractómetro de rayos X para determinar la transformación Martensítica en la superficie de la probeta. Trató de evaluar el daño mediante el recurso propio de la medición del tiempo de colapso y el radio de las cavidades. Con estas técnicas hizo la caracterización del modo de respuesta de estos materiales y concluyó que el trabajo que produce la cavitación en el material se puede comparar con el proceso de Shot- Peening que se utiliza para introducir tensión residual de compresión sobre la superficie del material y que permite aumentar la capacidad de un material para soportar el daño por fatiga, proceso muy utilizado en resortes de ballesta de aplicación a automóviles.

En la Universidad Tecnológica Nacional Regional Mendoza (UTN FRM) se están llevando a cabo trabajos para tratar de avanzar en la caracterización de la capacidad que tiene el material para resistir las solicitaciones que produce la cavitación, mediante la medición de la energía por falla de apilamiento. Esta técnica de medición de la energía por falla de apilamiento es indirecta y requiere de equipamiento sofisticado y no ha sido un método confiable de medición. Este trabajo muestra el estudio de una alternativa más simple del modo de caracterizar y hacer evaluaciones de la capacidad del material en estudio para responder a las solicitaciones a que lo somete la cavitación. En el presente trabajo se presentan las siguientes hipótesis: a) Si el material admite transformaciones no difusivas, es capaz de desarrollar un comportamiento de defensa frente a las solicitaciones de la cavitación, b) si se puede caracterizar el material mediante su transformación no difusiva frente a las solicitaciones de la cavitación, se puede hacer una medición inicial de esta capacidad mediante técnicas metalográficas y de microdureza. Estas últimas hipótesis plantean una técnica que permite hacer una evaluación rápida para desarrollar ensayos más exhaustivos posteriormente.

Los objetivos de este trabajo son determinar las correlaciones entre transformaciones no difusivas y mejorar los métodos para analizarlas y medirlas a partir del modelo teórico propuesto. Como objetivos secundarios, se plantea desarrollar nuevos protocolos de ensayos para encarar el diseño de materiales resistentes a la cavitación con base en los aceros inoxidables austeníticos.

El trabajo se basó en estudios de los mecanismos de transformaciones no difusivas, estudios metalográficos de probetas ensayadas en el proyecto de materiales resistentes a la cavitación y su relación con el mecanismo

anterior.

La fase actual del proyecto es la optimización del sistema de ensayos de probetas a la cavitación mediante la técnica del ultrasonido, de acuerdo con las conclusiones obtenidas a partir de este nuevo modelo. Para completar el análisis se pretende buscar correlaciones con ensayos de cavitación a tiempo real en circuito hidráulico con dispositivo de ensayo tipo Venturi, que se encuentra en etapa de construcción. La idea de utilizar datos complementarios extraídos de un banco hidrodinámico se basan en que se cree que los mecanismos que generan la cavitación en este tipo de dispositivos son más cercanos a los observados en turbomáquinas hidráulicas reales.

2. PARTE EXPERIMENTAL

Se ensayaron probetas de acero inoxidable austenítico AISI 304 recubiertas por aporte de soldadura utilizando un electrodo de prueba diseñado por CONARCO en conjunción con la UTN FRM, como parte de proyectos conjuntos para estudiar aleaciones más resistentes al daño por cavitación. En este contexto, un análisis químico mediante espectrometría hecho a una de las probetas estudiadas, sobre la zona de ensayo (recubrimiento por soldadura), dio los siguientes resultados que se muestran en la tabla 1.

Tabla 1. Componentes del material de soldadura ensayado en probeta de cavitación. Ensayo mediante espectrómetro, laboratorio de metalurgia, UTN FRM.

COMPOSICION QUIMICA							
Si	Mn	Cr	Ni	Co	Cu	W	Fe
0.31%	1.73%	18.8%	8.13%	0.38%	0.36%	0.76%	69.6%

Este material estudiado es parte del desarrollo hecho para electrodos de reparación de turbinas y tiene aleantes que introducen en la matriz metálica, un aumento de las dislocaciones y defectos de la red cristalográfica y lo hace susceptible de presentar transformaciones no difusivas por trabajo de deformación.

Los datos experimentales que se utilizan en este estudio fueron obtenidos a partir de ensayos de probetas mediante el banco de cavitación inducida por ultrasonido. Los ensayos permitieron evaluar el diseño original del banco y detectar problemas con el sistema de posicionamiento de las probetas por lo que se rediseñó y se efectuó un nuevo montaje y se realizó la adecuación de la norma con que se ensaya (ASTM G32). A partir de esta primera adecuación del banco, se estudió también un nuevo modelo de evaluación y caracterización de la resistencia a la cavitación con la alternativa de usar equipo estándar, este modelo propuesto es el que se discute en este trabajo y tiene el sentido de generar una evaluación inicial y rápida de ciertas características buscadas para luego hacer ensayos más avanzados mediante el banco de ultrasonidos ya optimizado y otros métodos y ensayos a tiempo real (Venturi).



Figura 2. Fotografía de cara de probeta ensayada mediante método de ultrasonido en Laboratorio Metalurgia UTN Regional Mendoza, se observan cavidades de conformación irregular uniformemente distribuidas.

Las probetas ensayadas se fabricaron a partir de una chapa de acero inoxidable tipo 304 de 25mm de espesor, con un recubrimiento por soldadura de aproximadamente 10 mm. La aleación usada (ver Tabla 1) se diseñó para hacer recargues mediante soldadura sobre un sustrato de acero inoxidable del tipo 18-8 con adiciones de cobalto, tungsteno y manganeso, se hicieron los ensayos tomando por tiempo y determinando peso perdido para luego hacer la evaluación metalográfica y de microdureza, en la figura 2 se puede observar la cara de la probeta ensayada luego de 960 minutos en el banco.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN DE RESULTADOS

El ensayo consta de periodos de 60 minutos de exposición de la probeta a partir de los cuales se efectúa una pesada para evaluación de la pérdida de masa, la tabla 2 muestra los valores obtenidos del ensayo.

Tabla 2. Mediciones de pérdida de masa durante ensayo de cavitación por ultrasonido. Laboratorio Metalurgia de Universidad Tecnológica Nacional Regional Mendoza.

<i>PROBETA Acero Inoxidable Austenítico tipo 18-8</i>		
<i>Tiempo [minutos]</i>	<i>pérdida de peso respecto al peso inicial [gramos]</i>	<i>Diferencia entre pesadas [gramos]</i>
0	0	0
60	0,0003	0,0003
120	0,0058	0,0053
180	0,0121	0,0065
240	0,0198	0,0077
300	0,0275	0,0077
360	0,0342	0,0067
420	0,0415	0,0073
480	0,0487	0,0072
540	0,0563	0,0076
600	0,0635	0,0072
660	0,0709	0,0074
720	0,0784	0,0075
780	0,086	0,0076
840	0,0932	0,0072
900	0,101	0,0078
960	0,108	0,007

La figura 3 muestra la pérdida de peso de la probeta durante todo el ensayo mientras que la figura 4 muestra las pérdidas de peso entre pesadas y permite evaluar cómo se desarrolla el proceso en donde se observa una etapa inicial de donde la probeta no pierde casi material en el primer periodo, etapa de crecimiento y luego de estabilización del proceso de deterioro con pérdidas de peso que se mantiene casi constantes.

El corte transversal de la probeta y posterior inspección metalográfica mostró la estructura austenítica de base y los cambios en la matriz cercana a la superficie, ver fig. 5, a partir del fondo de un cráter se hizo un muestreo de microdureza con dirección hacia la estructura base de la probeta como muestra la figura 6.

Estas probetas tienen un material tipificado como austenítico y no son pasibles de ser templadas, estas circunstancias observadas de formación de una estructura de transformación y las mediciones de microdureza sólo pueden explicarse como producto de un proceso de transformaciones no difusivas, anteriormente

explicadas. El proceso de degradación superficial debido al fenómeno de la cavitación introduce en el material sobre la superficie, solicitaciones de esfuerzos localizados, en este material que se estudia es de esperar que responda con la formación de bandas de deslizamiento y la secuencia de transformación no difusiva cuando se induce a deformación plástica.

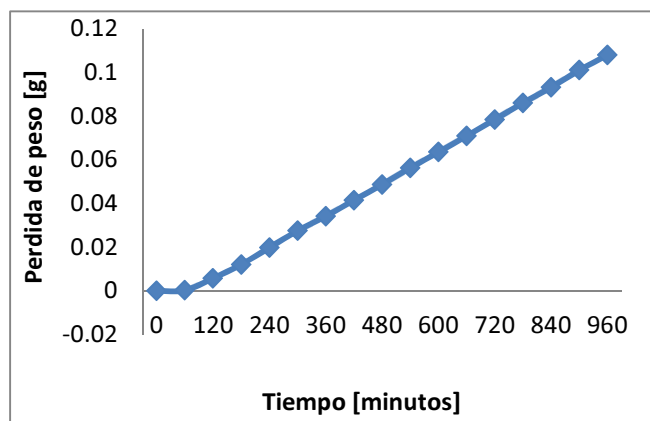


Figura 3. Pérdida de peso durante el ensayo en función del tiempo de ensayo.

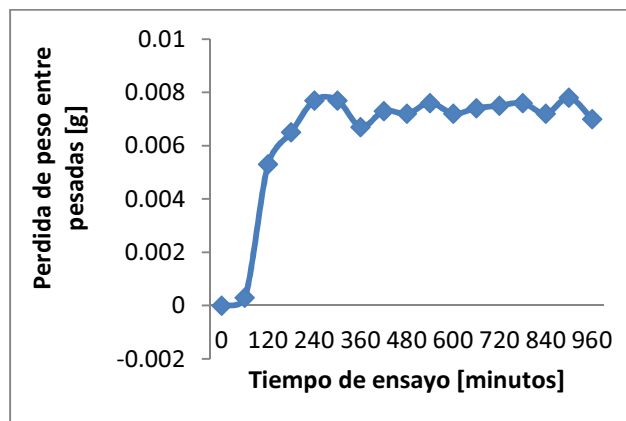


Figura 4. Relación pérdida de peso entre pesadas versus tiempo de ensayo

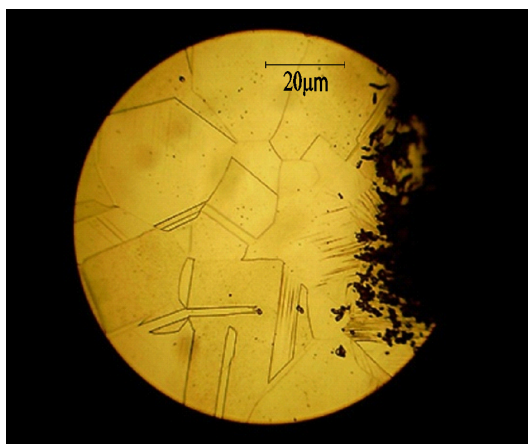


Figura 5. Metalografía de borde en fondo de cavidad de probeta ensayada por la técnica de ultrasonido.

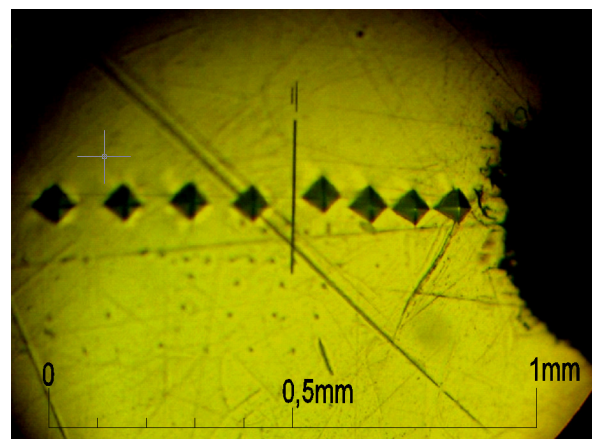


Figura 6. Tomas de micro dureza, Universidad Tecnológica Nacional.

El endurecimiento superficial es producto de los sucesivos impactos producto de las ondas de choque que producen la aparición e implosión de las burbujas de vapor generadas por el proceso de cavitación, lo que favorece la transformación localizada con niveles bajos de esfuerzo general. Para poder evaluar la capa que sufre estas solicitaciones cercana a la superficie se estudió la distribución de micro-dureza, tomándose varios puntos desde la superficie erosionada hacia el interior del material, la distribución más notable se detectó desde el fondo de los cráteres que se muestra en la tabla 3 y se grafica en la figura 7.

Esta dureza se corresponde con la alcanzada por los aceros que han sido sometidos a tratamiento térmico y se explica solamente con la aparición de estructuras martensíticas, en este caso inducidas por el mecanismo de las transformaciones no difusivas.

Las transformaciones difusivas, para los aceros de medio y alto contenido de carbono, son producto de un tratamiento térmico de temple y la estructura resultante es la martensita. El material analizado no puede ser templado porque su estructura a temperatura ambiente es austenítica. Por extensión se denominan transformaciones martensíticas a procesos donde las características de las fases, inicial y final, como los

movimientos atómicos y cambios de simetría que ocurren, son similares a las observadas, de allí que se denominen transformaciones martensítica por deformación, siendo el mecanismo de la deformación en frío el que induce la transformación.

La austenita en los aceros inoxidable metaestables se puede transformar en 2 tipos de martensita, martensita hexagonal compacta (HCP) denominada ε -martensita o en la martensita cúbica centrada en el cuerpo (BCC), denominada α' -martensita.

Spencer y otros han explicado el mecanismo por el cual que la martensita α' nuclea en apilamiento de dislocaciones e intersecciones de bandas de deformación del tipo maclas y bandas de deslizamiento y la secuencia de transformación martensítica cuando se induce a deformación plástica es FCC $\rightarrow$ HCP $\rightarrow$ BCC siendo las fases $\gamma\rightarrow\varepsilon\rightarrow\alpha'$ respectivamente, siendo las intersecciones de fallas de apilamiento o plaquetas de fase ε (hcp), los sitios preferenciales para la nucleación de α' [3].

Tabla 3. Perfil de Dureza Vickers determinada sobre corte transversal de probeta cavitada, Durómetro HMV Shimadzu.

Nº Medición	1	2	3	4	5	6	7	8
Cráter 1 [Vickers]	210	232	286	286	282	286	321	412
Corresponde HBr	199	220	271	271	268	271	304	390
Cráter 2 [Vickers]	148	127	232	210	232	257	286	321
Corresponde HBr	140	121	220	199	220	244	271	304

Durante la deformación plástica, el retículo cristalográfico de la aleación sufre distorsiones que aumentan la energía interna del material, esta suministra la energía interna de nucleación de una nueva fase [4]. Esta transformación no difusiva por deformación produce además una disminución en la propagación de grietas por fatiga. Los sitios preferenciales para la nucleación de la fase martensítica son posiciones internas de deformación elevada, como es el caso de la intersección de dos o más dislocaciones, o la existencia de bordes de bajo ángulo. Al someter a deformación plástica la matriz austenítica, aumenta el tamaño de las deformaciones internas y facilita la nucleación de la fase martensita [5].

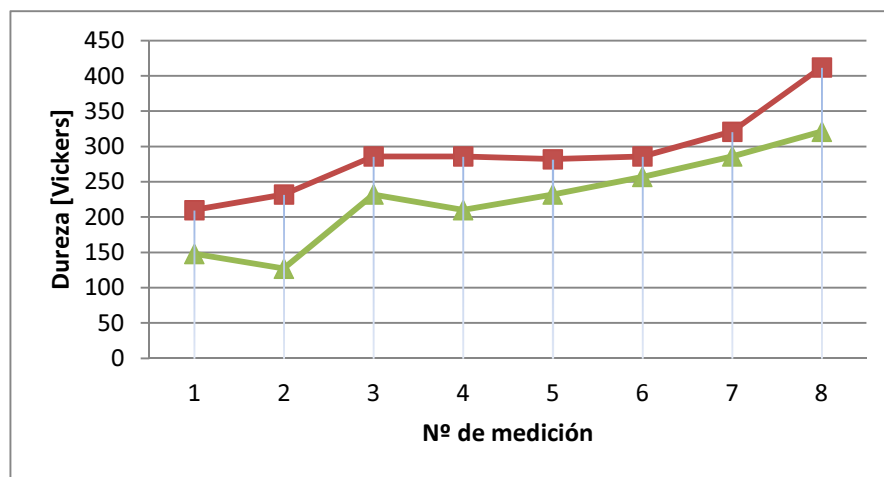


Figura 7. Perfil de micro dureza de dos cráteres de la probeta inspeccionada. Universidad Tecnológica Nacional, Facultad Regional Mendoza.

La transformación martensítica observada en la capa superficial de la probeta, muestra este mecanismo, donde el proceso erosivo remueve las capas a partir de la fatiga inducida en la superficie, entonces la matriz queda expuesta y se vuelven a producir en ella las transformaciones no difusivas. También la resistencia al desgaste de este material se debe a la presencia del sustrato dúctil por debajo de la capa de martensita, que conserva su capacidad de absorber la energía de deformación plástica y el desgaste solo ocurre por la fractura de la capa superficial que es muy resistente a medida que las burbujas de vapor chocan de manera consecutiva.

Según Donald Askeland [6], este comportamiento del acero de estructura austenítica, que se debe a su capacidad de endurecimiento por deformación plástica en frío mediante una transformación no difusiva en la capa superficial y la presencia de un sustrato dúctil, tiene elevada capacidad de absorber energía por deformación plástica.

La metalografía de la figura permitió visualizar el mecanismo que se discute aquí, que se considera conveniente para trabajar en condiciones de cavitación, pues el material responde con un mecanismo de defensa. Un modo rápido de cuantificar esta respuesta es hacer las determinaciones de microdureza, en este caso con una distancia entre mediciones de 1,1 decimas de milímetro lo que permitió determinar la variación en profundidad de la dureza adquirida, este método es simple y muestra eficientemente la respuesta del material y las propiedades mecánicas alcanzadas. La dureza Vickers (HV) y la Brinell (HBr) se correlacionan con la relación de la ec. (1):

$$HBr = 0,95 \times HV \quad (1)$$

Esta propiedad de los aceros está estrechamente relacionada con el *máximo esfuerzo o resistencia a la tracción del acero* con una relación para los aceros austeníticos que se muestra en la ec. (2) donde la dureza está en grados Brinell, y la tensión de rotura en Kg/cm² [7]

$$\sigma'_{f1} = 351 + 32,7 HBr \quad (2)$$

Al aplicar estas relaciones a los valores hallados se encuentra que a nivel superficial el material presenta valores de σ_f que alcanzan los 13000 Kg/cm² cuando en el núcleo no superan los 6800 Kg/cm², con la característica que la remoción de esta capa resistente induce en la superficie expuesta una nueva capa dura.

4. CONCLUSIONES

La aplicación de este modelo nos permitió presentar un nuevo sistema de identificación y medición apropiado con técnicas metalográficas estándares (banco de cavitación por ultrasonido + equipo para preparación de muestras + observación de muestras mediante microscopía).

Los datos experimentales obtenidos permitieron corroborar el modelo propuesto, ya que las transformaciones martensíticas por deformación plástica detectadas en esta investigación de materiales resistentes a la cavitación, nos determinan el efecto perseguido para resistir las sollicitaciones que la cavitación introduce en los componentes de las máquinas hidráulicas. Así, los estudios metalográficos permitieron detectar la formación de estructuras martensíticas mediante transformaciones no difusivas en las probetas ensayadas y demostraron que la técnica de estudio metalográfico es un método accesible que permite evaluar cualitativamente este mecanismo de defensa del material frente al daño por cavitación. Del mismo modo, la medición y utilización de los perfiles de dureza se mostró eficiente para hacer evaluaciones rápidas del mecanismo de defensa buscado en el material para resistir los efectos de la cavitación. El estudio de la utilización de microaleantes junto al Manganese y su correlación con el mecanismo de respuesta estudiado, son la base del desarrollo que se hace en este proyecto.

La conclusión más importante de este estudio es que es posible caracterizar la respuesta del material con un modelo metalográfico sencillo y eficaz, que utiliza equipamiento estándar. Se espera que el conocimiento obtenido en este trabajo permita ser comparado con sistemas hidrodinámicos tipo Venturi y con toda la información obtenida, entonces así iniciar el desarrollo de nuevas aleaciones resistentes al efecto de la cavitación para su aplicación a máquinas hidráulicas (turbinas hidroeléctricas).

5. REFERENCIAS

[1]. Callenaere M, Franc JP. J. Fluid Eng-T ASME. J. Fluid Mech. 2001; 126: 223-256.

- [2]. Sriraman M R, Vasudevan R. J. Mater. Sci. 1998; 33 (11).
- [3]. Spencer K, Embury J D, Conlon KT, Véron M, Bréchet Y. Mater. Sci. Eng. 2004; 387-389; 873-881
- [4]. Han H N, Lee C G, Oh C, Lee T, Kim S. Acta Mater. 2004; 52: 5203–5214
- [5]. Olson G B, Cohen M. J Less-Common Met. 1972; 28 (1): 107-118.
- [6]. Askeland D, Phulé P. Ciencia e ingeniería de los materiales, 4ta Ed. (Mexico): International Thomson Editores S.A., 2004.
- [7]. Faires V, Diseño de elementos de máquinas. Barcelona (España), Editorial Montaner y Simon S.A., 1971.

CORROSIÓN POR CORRIENTES PARÁSITAS DE UN TANQUE DE LIMPIEZA ELECTROLÍTICA

Denise C. Zujur*, Adalberto Rosales

Departamento de Ciencia de los Materiales, Universidad Simón Bolívar. Caracas, Venezuela

* e-mail: dzujur@gmail.com

RESUMEN

En este trabajo se evaluó el grado de deterioro por corrosión de un tanque de acero estructural de limpieza electrolítica y se determinó la influencia de los factores que afectan dicho proceso. Un análisis global de: a) valores de diferencia de potencial medidos en planta, b) curvas potenciodinámicas construidas en laboratorio, y c) cálculos de la efectividad de los rectificadores que suministraban la corriente para el proceso de limpieza, dio a conocer que la corrosión estaba asociada a corrientes parásitas. Estas corrientes no eran aprovechadas debido a la baja eficiencia del proceso y eran fácilmente transportadas desde la solución conductora hasta la superficie del tanque produciendo la corrosión en su salida. Además, una deficiencia en el aterramiento de la estructura demostró acelerar el proceso corrosivo.

Palabras Claves: Limpieza electrolítica, corrosión electroquímica, corrientes parásitas.

EDDY CURRENT CORROSION OF A CLEANING ELECTROLYTIC TANK

ABSTRACT

This work evaluated the deterioration degree of an electrolytic-cleaning structural steel tank due to corrosion and determined the influence of the factors affecting this process. A global analysis of: a) potential difference values measured in situ b) potentiodynamic curves constructed in the laboratory, and c) calculation of the effectiveness of current rectifiers for supplying the cleaning process, revealed that corrosion was associated to eddy currents. These currents were not used due to the low efficiency of the process and were easily transported from the conductive solution to the tank surface, producing corrosion at its output. In addition, a deficiency in the grounding of the structure accelerated the corrosion process.

Keywords: electrolytic cleaning, electrochemical corrosion, Eddy current

1. INTRODUCCIÓN

La limpieza electrolítica es un proceso comúnmente utilizado en la industria siderúrgica para la remoción de contaminantes en superficies de bandas metálicas. Este proceso se lleva a cabo en dos etapas. En la primera etapa de pre-limpieza, la banda de acero es sumergida en una solución alcalina (solución de limpieza) contenida en el tanque de prelimpieza y con una unidad de cepillado, se remueve hasta un 80% de la película contaminante. En la segunda etapa, se realiza la limpieza electrolítica. Este proceso se lleva a cabo en el tanque de limpieza electrolítica el cual cuenta con 8 pares de electrodos (parrillas) sumergidos en la misma solución limpiadora de la etapa inicial y entre los cuales se hace pasar la banda. Las parrillas se encuentran empalmadas a cuatro rectificadores que suministran la corriente (6000A cada uno) a través de un voltaje de corriente continua (30V). Así, la limpieza se puede realizar en corriente catódica o corriente anódica, alternándose de rectificador en rectificador. En la primera modalidad, el metal recibe una carga negativa, la corriente fluye de la parrilla (ánodo) al metal y se produce gas hidrógeno en la superficie de la banda. En la segunda, el metal recibe una carga positiva, la corriente catódica fluye del metal a la parrilla (cátodo) y se produce gas oxígeno en la superficie del metal ⁽¹⁾. Este burbujeo de gases es lo que promueve el desprendimiento de la película de suciedad de la superficie de la banda de acero.

Una causa poco frecuente de corrosión son las corrientes parásitas o vagabundas (especialmente las de corriente continua). Se trata de corrientes que circulan por algún medio conductor (electrolito, suelos), y que antes de volver a su circuito de origen se conducen hacia estructuras metálicas. Las zonas de entrada de corriente son catódicas mientras que las de salida son anódicas y por lo tanto, éstas últimas se corroen. La velocidad de corrosión depende de la densidad de corriente anódica, disolviéndose el acero a razón de 9.1 Kg. por cada amperio y año (ley de Faraday) [2-4].

Así, en este trabajo se propone estudiar el deterioro por corrosión de un tanque de limpieza electrolítica tomando en cuenta posibles corrientes parásitas que puedan estar siendo inducidas en las paredes del tanque a través de la solución de limpieza.

2. PARTE EXPERIMENTAL

2.1 Estudio del Sistema Tanque-Solución

Se tomaron muestras representativas del metal de construcción de los tanques de limpieza electrolítica y pre-limpieza y a través de espectrometría de emisión óptica fueron halladas las composiciones químicas. La caracterización microestructural se llevo a cabo a través de microscopía óptica, previa preparación metalográfica y ataque químico.

La composición química de la solución utilizada en el proceso de limpieza fue suministrada por el proveedor de la misma. El pH fue determinado en laboratorio haciendo uso de un phmetro. Y la temperatura fue suministrada por un sistema de medición continua en planta a través de un electrodo que se encontraba sumergido en la solución dentro del tanque.

Se hicieron mediciones de espesor por ultrasonido de las paredes de los tanques de limpieza y prelimpieza electrolítica.

La eficiencia del proceso fue determinada midiendo el consumo de corriente eléctrica por parte de los rectificadores de la línea de limpieza cuando ésta es puesta en marcha con y sin banda. Finalmente, la revisión de la puesta a tierra del tanque se llevó a cabo mediante inspección visual.

2.2 Mediciones electroquímicas

Se construyó en laboratorio una celda electroquímica que simulaba el sistema tanque-solución. Se sometió la pieza metálica a barridos de potenciales tanto en dirección anódica como en dirección catódica, respecto al potencial de equilibrio y se construyó la curva de polarización del metal en la solución de limpieza. Los equipos utilizados fueron: un potencióstato, una base de tiempo, un adquisidor de datos y una computadora.

En planta, se midieron diferencias de potencial entre las paredes del tanque y la solución de limpieza durante el procesamiento de la banda mediante la conexión de un multímetro a la pared del tanque en el extremo positivo y un electrodo de referencia sumergido en la solución en el negativo.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN DE RESULTADOS

3.1. Estudio del Sistema Tanque-Solución

El análisis químico reveló una alta similitud en las proporciones de los elementos constituyentes de los aceros de construcción de los tanques de prelimpieza y limpieza electrolítica lo cual sugirió que se trataba del mismo acero estructural de bajo carbono (resultados no mostrados).

En cuanto a la microestructura, en la figura 1(a), se observa la presencia de la fase ferrítica (áreas claras) y la fase perlítica (áreas oscuras). Estas fases pueden ser identificadas haciendo un sencillo análisis del diagrama de fases hierro carbono el cual indica que para el porcentaje de carbono contenido en el acero (0.242%) estas son las fases que debieron haberse formado luego de un tratamiento térmico de recocido o normalizado.

La ferrita es siempre más anódica (activa) que la fase perlítica (noble). Las diferencias entre las propiedades de estas fases están vinculadas al carácter conductor de éstas, que en presencia de un electrolito facilita la formación de un par galvánico. De esta manera, la pila de corrosión puede desarrollarse en el sistema de estudio ya que existe una conexión eléctrica (solución de limpieza) entre las fases que constituyen las paredes de los tanques.

La solución de limpieza electrolítica utilizada en el proceso de limpieza proviene de Henkel Corporation. La composición química general es de 20% a 30% de hidróxido de sodio, 45% a 55% de silicato de sodio y agua como solvente. El elevado contenido de silicato de sodio asegura una alta conductividad eléctrica.

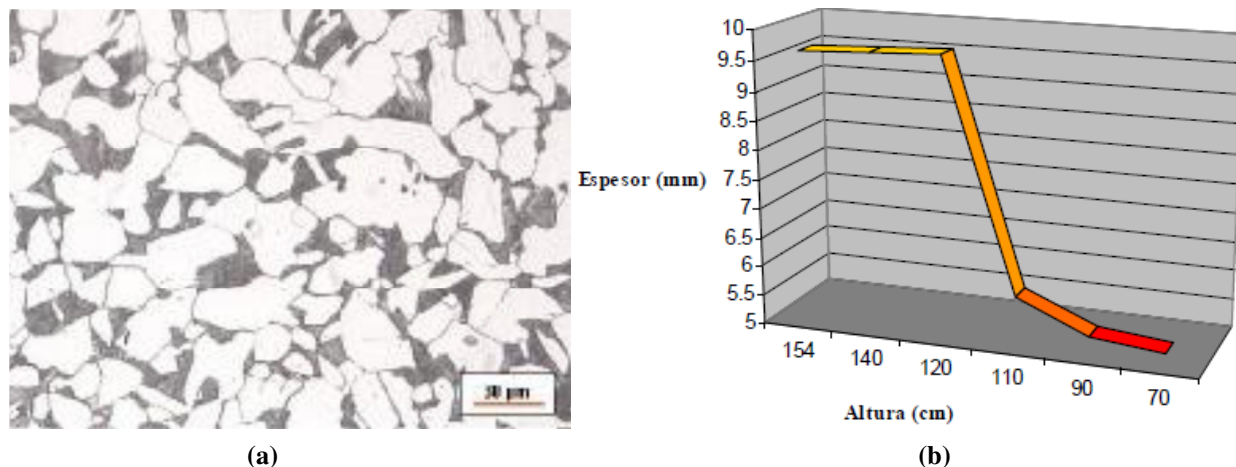


Figura 1. (a) Microestructura de acero de construcción del tanque de limpieza electrolítica (200X) (b) Variación de espesor medido por ultrasonido de las paredes del tanque de limpieza electrolítica

La temperatura de la solución oscila entre 70°C y 80°C y el pH determinado en la solución fue de 13.21, esto supone que esta solución no representa por sí sola un medio agresivo para el material de los tanques de prelimpieza y limpieza electrolítica. Sin embargo, para este último, en donde se utilizan grandes corrientes para el proceso de hidrólisis, el carácter conductor de la solución facilita la transferencia de carga eléctrica hacia las paredes internas del tanque en contacto con este líquido lo cual podría promover la aparición de procesos de corrosión electroquímica.

En la figura 1(b), se encuentra un gráfico del promedio de los espesores medidos en las dos paredes que conforman el tanque de limpieza electrolítica en función de la altura de las mismas.

Existe una clara tendencia a disminuir el espesor de las paredes del tanque conforme disminuye la altura de éstas, es decir, el espesor es máximo en la parte superior de las paredes y mínimo en la parte inferior, lo que indica que en términos de corrosión la parte inferior de las paredes, que es la que está en contacto con la solución electrolítica, se comporta como ánodo frente a la parte superior.

De manera sencilla, este fenómeno encuentra su explicación ya que el óxido de hierro requirió energía para su transformación en el acero que actualmente constituye las paredes de este tanque, esta energía se acumuló de manera similar a la acumulada en una batería voltaica y fue almacenada hasta que se colocó en contacto con el electrolito para fluir de ánodos a cátodos y así agotarse [4], es decir, la solución de limpieza es el medio por el cual la energía fluye. A fin de establecer comparaciones entre la disminución de espesor de las paredes del tanque de limpieza y de prelimpieza, se realizaron mediciones de espesor en este último (resultados no mostrados), los cuales mostraron una pérdida mínima. Así, en relación a los resultados obtenidos en la variación de espesor del tanque de prelimpieza y el de limpieza electrolítica, es claro que debe existir un fenómeno que acelere la corrosión en las paredes de este último ya que los tanques de prelimpieza, a pesar de

usar la misma solución, estar contruidos del mismo material y tener el mismo tiempo en servicio, no se encuentran en tal estado de deterioro.

La eficiencia eléctrica del proceso fue apenas del 40% aproximadamente. Tomando en cuenta que el sistema no se encuentra aislado, el valor de la eficiencia nunca alcanzará el 100%, sin embargo, el valor encontrado es sumamente bajo por lo cual se infiere que existe una desviación de la corriente mayor a la esperada que se distribuye entre todos los componentes metálicos en contacto con la solución electrolítica, incluyendo las paredes del tanque de limpieza.

En cuanto al sistema de puesta a tierra, consiste en un conductor de conexión a tierra cableado de cobre desnudo que se encuentra atornillado a la estructura de la pared del tanque. Este conductor posee el otro extremo conectado a una larga barra de cobre que se encuentra en el sótano y en donde se conectan todos los aterramientos de los equipos eléctricos de la línea de limpieza electrolítica. Los contactos deben disponerse limpios, sin la presencia de humedad y de tal forma que los posibles efectos electroquímicos no destruyan con el tiempo las conexiones realizadas [5]. Sin embargo, mediante la inspección visual de la puesta a tierra del tanque de limpieza electrolítica se determinó que la conexión no era efectiva al encontrarse el área de contacto entre el conductor y el tanque completamente obstruida por residuos. Además se observó evidencia de corrosión en el conductor de conexión a tierra, al encontrándose zonas con tonalidades de colores verdes a azules típicos de muchos de los óxidos de cobre

El área transversal del conductor de cobre es de aproximadamente 575mm² (1000MCM-1250MCM), para estas características y a la temperatura de trabajo, la cantidad de corriente máxima es de 1065A. Sin embargo, revisando los valores de corriente medidos durante la prueba de determinación de la efectividad de los rectificadores, se encontró que los valores actuales de corriente que deben llevarse a tierra alcanzan valores cercanos a los 8000A [5].

Esta situación de deterioro e insuficiencia de la puesta a tierra disminuye su eficacia. Es decir, la corriente que no se aprovecha en el proceso de electrólisis no está desembocando por completo a tierra, por lo cual hace evidente que parte de esta corriente que está siendo inducida por parte de la solución electrolítica en el tanque, polarizando las paredes y provocando la corrosión en su salida al no encontrar un camino de menor resistencia.

3.2 Mediciones electroquímicas

En la figura 2, se muestra la curva de polarización del acero de construcción del tanque de limpieza, se observa que el potencial de corrosión con respecto al electrodo de referencia calomelanos saturado (ECS), donde convergen la reacción anódica y catódica, se aproxima a -325mV aproximadamente.

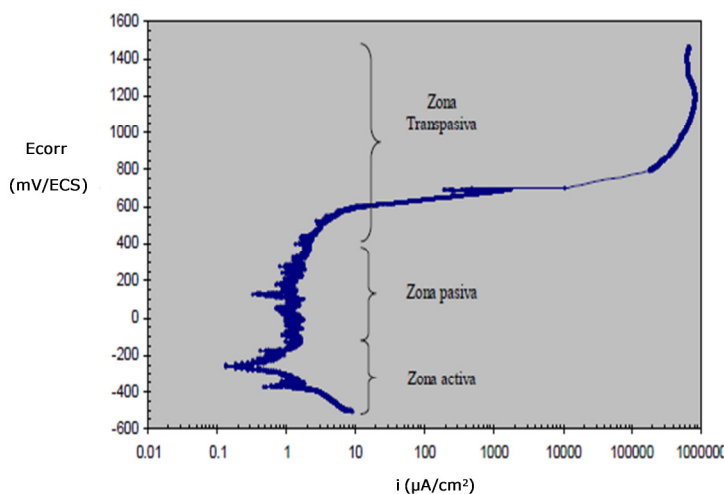


Figura 2. Curva de polarización del acero de construcción del tanque de limpieza electrolítica

Por otra parte, en esta curva se encuentran varias zonas identificadas: la zona activa corresponde a los valores de potencial para los cuales el metal se está disolviendo, la zona pasiva es aquella en que la velocidad de corrosión se torna muy lenta por la presencia de productos de corrosión que se han formado en la superficie del metal y que sirven de protección, y la zona transpasiva que indica la ruptura de la capa pasiva [4].

Tomando valores más restringidos en la zona activa de la curva de polarización y ajustando una recta, a partir de éstas fue posible elaborar las pendientes de Tafel (resultados no mostrados) con las cuales se obtuvo la densidad de corriente de corrosión, valor que representa la velocidad a la que se corroe el metal al potencial de corrosión que en este caso fue de $6.62\mu\text{A}/\text{cm}^2$. Con este valor se calculó la pérdida de espesor del tanque a través de la ley de Faraday, el cual resultó ser $0.0769\text{mm}/\text{año}$.

Al analizar el valor obtenido para la pérdida de espesor anual, es fácil notar una vez más que la solución electrolítica no representa un medio agresivo para el material de construcción del tanque de limpieza, lo cual cobra sentido al reconocer que se trata de un acero al carbono en un medio básico. En 32 años de servicio, deberían haberse consumido aproximadamente 2.46mm de metal en las paredes de este tanque. Sin embargo, cuando se hace una comparación entre este último valor y los que se midieron por ultrasonido, la gran diferencia indica que existe otro factor en las condiciones de operación que está acelerando el proceso corrosivo.

En la figura 4, se observa también que para valores de potencial superiores a 400mV el metal del tanque de limpieza se ubica en la zona transpasiva, lo cual indica que en la superficie se formaron productos de corrosión que ya han perdido su capacidad protectora, esto es lo que ocurre en el tanque en estudio cuando el proceso de limpieza es realizado en polaridad catódica cuyos potenciales medidos en planta ascienden 1060mV y 978mV . Sin embargo, en la polaridad anódica, se encontró un fenómeno bastante interesante pues los potenciales (-884mV y -743mV), indican que el metal se encuentra protegido catódicamente.

4. CONCLUSIONES

La naturaleza de la solución de limpieza empleada en el proceso no representa un factor influyente en el deterioro por corrosión de los tanques de limpieza electrolítica. Sin embargo la alta conductividad eléctrica que posee ésta, permite la inducción de corrientes parásitas en las paredes del tanque de limpieza, lo cual acelera el proceso de corrosión cuando el proceso es llevado a cabo en polaridad catódica. Así, la corrosión por corrientes parásitas es un proceso que no se limita a tuberías enterradas sino que es común en sistemas donde se manejen altas densidades de corriente y cuya puesta a tierra sea insuficiente o ineficiente. La combinación del uso de técnicas electroquímicas en planta y laboratorio permite la comprensión de fenómenos de corrosión que pueden sufrir componentes metálicos en la industria a fin de aplicar soluciones más acertadas.

5. REFERENCIAS.

- [1]. Brown T, LeMay E, Bursten B, Burdge J. Química la ciencia central. 9na Ed. Pearson Prentice Hall. p. 812-813.
- [2]. Donald R. Askeland. Ciencia e ingeniería de los materiales, 4ta Ed. Madrid (España): International Thomson Editores., 2001.
- [3]. Wilson G. Pipeline & Gas J, 2006; (June): 51-53.
- [4]. ASM, Metals Handbook, Corrosion, Vol 13, 9na Ed, 1992, p. 3296-3298.
- [5]. Gonzalez-Longatt F. "Sistemas de puesta a tierra: Una introducción a la seguridad". Seminario: seguridad eléctrica en la industria y riesgos en la empresa. p. 1-2, 6-7. <http://www.giaelec.org/Articulos/A2005-04.pdf>. (última consulta: Julio 2011).

DETERMINACIÓN DE LAS CAUSAS DE LOS DAÑOS POR CORROSIÓN PRESENTADOS EN UN TANQUE DE ALMACENAMIENTO DE ACERO INOXIDABLE

Víctor Andrade C. *, Halter García S., Santiago Flores M.

Pontificia Universidad Católica del Perú, Instituto de Corrosión y Protección (ICP-PUCP),
Av. Universitaria 1801, Lima 32, Perú.

e-mail: *vandrada@pucp.edu.pe

RESUMEN

Son presentados los resultados de la evaluación de los problemas de corrosión ocurridos en las planchas de acero inoxidable de un tanque de almacenamiento, a fin de determinar sus probables causas.

Fueron observados daños de las planchas de acero inoxidable y de las uniones soldadas luego de realizada una prueba de estanqueidad del tanque, previa a su uso previsto (almacenamiento de una solución de ácido sulfónico).

El agua utilizada en la prueba de estanqueidad fue almacenada dentro del tanque durante aproximadamente siete semanas, tiempo en el que se desarrolló el proceso de corrosión, acelerado por la agresividad del agua utilizada y por el acabado de las planchas y uniones soldadas. La inspección y evaluación en campo fue complementada con pruebas y análisis en laboratorio.

Palabras Claves: Aceros inoxidables, Tanques de almacenamiento, Agua de pozo, Corrosión por picaduras, Iones cloruro, Microestructura, Corrosión localizada, Soldadura.

CORROSION FAILURE ANALYSIS OF A STAINLESS STEEL STORAGE TANK

ABSTRACT

This article presents the results of the assessment of corrosion damage occurred in a storage tank made of stainless steel, in order to determine its probable origin. Before the tank was put in service (storage of sulfonic acid solution), corrosion damage of stainless steel sheets and welded joints were observed after an hydrostatic test.

The water used for the hydrostatic test was kept inside the tank for about 7 weeks after the test was performed. In the meantime, a corrosion process took place, which was accelerated by water aggressiveness and by a bad internal finishing of sheets and welded joints. On site evaluation was followed by laboratory tests.

Keywords: Stainless steels, Storage tank, Well water, Pitting, Corrosion, Chloride ions, Microstructure, Localized corrosion, Welding.

1. INTRODUCCIÓN

Se realizó la evaluación y diagnóstico de los problemas de corrosión que afectaron a un tanque de acero inoxidable (70m³ de capacidad), fabricado con planchas del grado AISI 304L, roladas y soldadas. Finalizada la construcción del tanque, éste fue llenado con agua de pozo, a fin de llevar a cabo la prueba de estanqueidad del mismo. El agua contenida en el tanque evaluado fue conservada en su interior durante 7 semanas y, al ser inspeccionado el tanque vacío, fueron observados indicios de corrosión en su interior.

2. PARTE EXPERIMENTAL

En la evaluación in-situ fue realizada la inspección visual y fueron retiradas muestras de las planchas del tanque y del agua utilizada en la prueba de estanqueidad. Luego, se realizaron ensayos complementarios de laboratorio, los cuales consistieron en el análisis químico de la plancha de acero y del agua utilizada en la prueba hidrostática. Asimismo, fueron efectuados los análisis macrográfico y metalográfico de las muestras de plancha de acero extraídas.

Para el análisis del agua, se siguieron los procedimientos indicados en las normas respectivas: alcalinidad total (método volumétrico SM 2320 B-1998), sólidos totales disueltos (método gravimétrico SM 2540 C-2005), cloruro y sulfato (cromatografía iónica, método EPA 300.0, Rev.2.2 (1999)), dureza cálcica (método volumétrico HACH 8222) y pH (método potenciométrico SM 4500 B-2005).

En el análisis metalográfico, las muestras se prepararon mecánicamente para su observación metalográfica, según la norma ASTM E3-01 y el ataque de las muestras se realizó empleando una solución de HF y HNO₃, (6ml HF y 14ml HNO₃ en 90ml de agua destilada) durante 60-90 segundos, según la norma ASTM E 407-99.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN DE RESULTADOS

3.1 Inspección Visual

La figura 1 presenta una vista exterior del tanque y en las figuras 2 y 3 se presenta el estado de las planchas de acero, las cuales muestran productos de corrosión de color pardo rojizo.



Figura 1. Vista exterior del tanque.



Figura 2. Interior del tanque, se indican productos de corrosión.



Figura 3. Productos de corrosión en cordón de soldadura.



Figura 4. Picaduras sobre las paredes verticales del tanque.

Fue observada una serie o sucesión de picaduras ordenadas verticalmente cerca a los cordones de soldadura y también alejadas de éstos (ver figuras 4 y 6). Asimismo, se observaron salpicaduras de la soldadura al lado de los cordones de soldadura y en la superficie de las planchas de la pared del tanque (ver figura 5). En las figuras 7 y 8 son mostradas picaduras en las planchas del piso del tanque, al lado del cordón de soldadura.

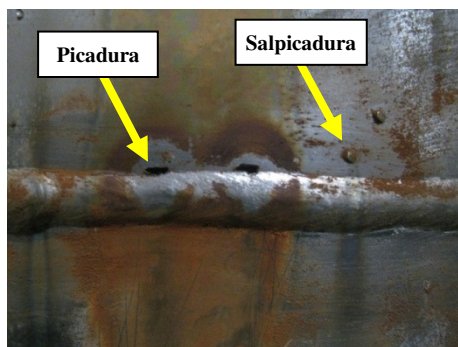


Figura 5. Picaduras y salpicaduras observadas.



Figura 6. Detalle de serie de picaduras verticales.

De acuerdo a la evaluación in situ, se observaron daños por corrosión localizada, manifestada en forma de picaduras, en las planchas de acero inoxidable del tanque. En las paredes internas se observaron productos de corrosión localizados en las zonas adyacentes a los cordones de soldadura, así como picaduras en las planchas de acero, cerca o debajo de los restos de salpicaduras de soldadura.

El daño por corrosión también fue observado en el piso del tanque, donde se presentaron picaduras al lado de los cordones de soldadura y sobre la superficie de la plancha de acero.



Figura 7. Picaduras sobre plancha del piso.



Figura 8. Detalle de picadura. Se indica salpicadura de soldadura.

3.2 Análisis Macrográfico

En las figuras 9 y 10 se aprecia que, luego de remover los productos de corrosión, fueron descubiertas picaduras, las cuales se ubican sobre las líneas del acabado superficial de la plancha.

En la figura 11 se observan salpicaduras de la soldadura, cercanas a la grieta vertical y en la figura 12 es mostrada una picadura circular y profunda, descubierta al ser removidos los productos de corrosión ubicados sobre el cordón de soldadura, en el piso.

El análisis macrográfico permitió conocer la morfología del ataque superficial de las planchas de acero inoxidable; en las fotografías respectivas se observan los productos de corrosión y, al retirar éstos, la superficie atacada de forma local.

Los signos de corrosión se ubican, en su mayoría, cerca a los cordones de soldadura y las salpicaduras de soldadura observadas crean zonas puntuales que dan lugar a resquicios, a partir de los cuales se generan las picaduras. La forma alineada del ataque observado en la plancha podría deberse a que la picadura se propagó siguiendo las marcas del laminado, debido a la rugosidad de la plancha.

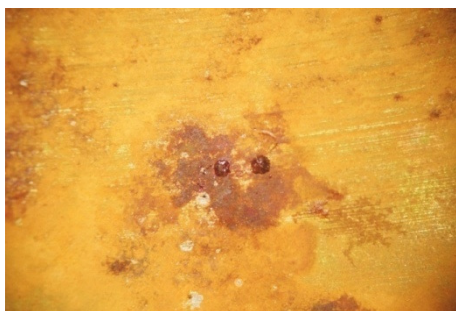


Figura 9. Aspecto de la superficie, antes de remover los productos de corrosión (16X).

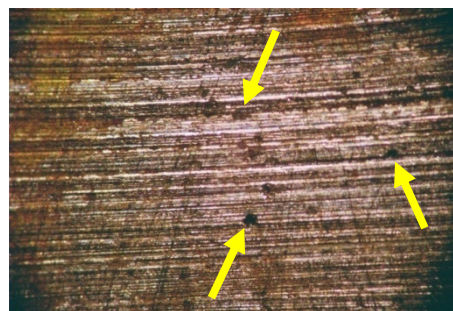


Figura 10. La misma zona, sin productos de corrosión. Se señalan picaduras ubicadas en las marcas superficiales de la laminación (40X).



Figura 11. Aspecto de grieta vertical. Se señala salpicaduras de la soldadura (16X).

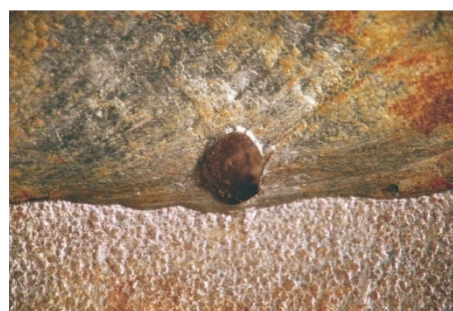


Figura 12. Picadura en zona del cordón de soldadura de plancha del piso (16X).

3.3 Análisis Metalográfico

Fue observada una microestructura compuesta por granos de austenita (figura 13) y el tamaño de grano observado corresponde aproximadamente al N° 7, según ASTM E 112-10, determinado por el método de comparación. En la figura 14 se muestra el aspecto de la sección transversal de la unión soldada. Cabe indicar que durante la observación en el microscopio, no se observó presencia de precipitados de carburo de cromo y/o grietas intergranulares en la zona adyacente a ésta. El ataque de la superficie fue del tipo localizado, el cual se manifestó por picaduras formadas en la superficie expuesta al agua contenida en el tanque, las cuales progresaron en profundidad, desarrollando una morfología del tipo cavernoso (ver figuras 15 y 16).



Figura 13. Microestructura del material, formada por austenita (200X).

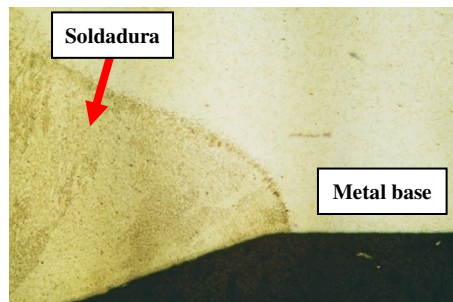


Figura 14. Microestructura de la unión soldada (50X).

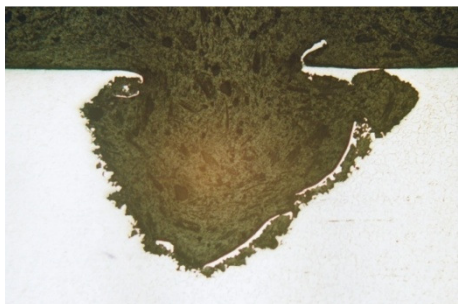


Figura 15. Sección transversal de picadura (50X).

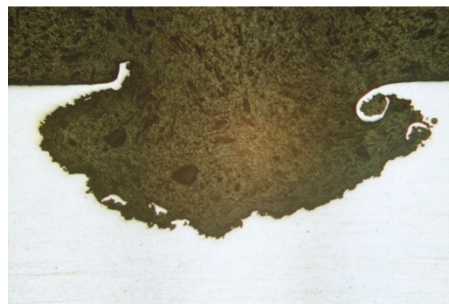


Figura 16. Sección transversal de picadura (50X).

3.4 Análisis Químico de la Aleación

Tabla 1. Resultados del análisis químico – Plancha de acero inoxidable.

Elemento	C	Mn	Si	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu
Contenido (%)	0,03	1,71	0,38	0,028	0,001	7,47	17,82	0,33	0,36

A pesar de que el resultado del análisis químico indica una composición que se ajusta a la especificada para el acero 304L, la utilización prevista del tanque es, según indicó el solicitante del estudio, para almacenar una solución conteniendo aproximadamente 85% de ácido sulfónico a temperatura ambiente. Al respecto, según información disponible en el “*Corrosion Data Survey*” de NACE [1], la resistencia a la corrosión del acero inoxidable 304/304L en contacto con el ácido sulfónico es limitada, indicándose una velocidad promedio de penetración <20 mils (508µm) / año si la concentración de ácido sulfónico en agua no excede al 20% (hasta una temperatura de 93°C) o si la concentración es incrementada hasta el 40% (hasta una temperatura de 38°C).

3.5 Análisis Químico de la Muestra de Agua Usada en la Prueba de Estanqueidad

Tabla 2. Resultados del análisis químico de la muestra de agua.

Parámetro	Unidades	Valor
Alcalinidad total	mg/L CaCO ₃	215,5
Sólidos totales disueltos	mg/L	2016
Sulfato	mg/L	432
Cloruro	mg/L	571
Dureza cálcica	mg/L CaCO ₃	670
pH (°C)		7,97

Los altos contenidos de dureza y de alcalinidad, así como un pH ligeramente alcalino, indican que se trata de agua de pozo. Según la información consultada [2] contenidos en sólidos totales disueltos (TDS) mayores a 1000 mg/L suelen causar problemas de corrosión en las paredes metálicas de un ducto o, como en este caso, de un recipiente. Además, el contenido de iones cloruro resulta perjudicial. Según otra información técnica consultada [3] el límite máximo permisible para aceros 304L, está en un valor de 100 mg Cl⁻/L. Este límite considera la presencia de resquicios, por ello resulta un valor conservador, pero aplicable en este caso, ya que el interior del tanque presenta resquicios por su diseño constructivo, tales como los originados en los cordones de soldadura, las salpicaduras de la soldadura y el acabado superficial de las planchas.

4. CONCLUSIONES

Los problemas de corrosión se debieron al prolongado contacto de las planchas de acero inoxidable del tanque con el agua de pozo, luego de la prueba de estanqueidad.

El análisis químico del agua de pozo indica que se trató de un agua agresiva. El contenido de iones cloruro mostró un valor elevado (571 mg Cl⁻/L), lo que originó el ataque de las planchas a partir de zonas críticas presentes en el interior del tanque, tales como resquicios en la soldadura y en salpicaduras de la soldadura.

La morfología del ataque por corrosión fue del tipo localizado, manifestado como picaduras. En el caso de las paredes verticales del tanque, éstas se desarrollaron siguiendo las marcas del acabado superficial (dirección de laminación) y en el caso de las picaduras sobre las planchas del suelo, éstas se originaron junto al cordón de soldadura o a partir de salpicaduras de la soldadura.

Debería considerarse una evaluación previa de la utilización del acero inoxidable 304L como material del tanque y su resistencia a la corrosión, dado que la concentración de la solución de ácido sulfónico a almacenar (85%) supera los valores límites permitidos para este material (hasta 40%).

Luego de los trabajos de soldadura es necesaria una correcta limpieza de la superficie de las planchas de acero y de los cordones, que deben quedar exentos de salpicaduras de soldadura y de restos de materiales empleados en la fabricación.

5. REFERENCIAS

- [1]. National Association of Corrosion Engineers, NACE. Corrosion Data Survey – Metals Section, 6th Edition, 1985 p. 152-6.
- [2]. Proyecto Fluoreciencia. “Calidad del agua”. Universidad Distrital Francisco José de Caldas, Facultad del Medio Ambiente y Recursos Naturales. Bogotá, (Colombia). Disponible en internet URL: http://gemini.udistrital.edu.co/comunidad/grupos/fluoreciencia/capitulos_fluoreciencia/calaguas_cap23.pdf
- [3]. Sandmeyer Steel Company “Technical Specification Document: 304 chromiun – Nickel Stainless Steel”. Disponible en internet URL <http://www.sandmeyersteel.com/images/304-spec-sheet.pdf>

PROCESAMIENTO HIDROMETALURGICO DE LOS MINERALES SULFURADOS DEL COMPLEJO MARAÑON PARA LA OBTENCION DE COBRE ELECTROLITICO

Daniel Lovera^{1}, Ricardo Soto¹, A.Solis¹, Carlos V. Landauro², Vladimir Arias¹, Janet Quiñones¹, Mirtha Pillaca², Luis Puente Santibáñez¹, J. Medina², Jorge Diego¹.*

1: Facultad de Ingeniería Geológica, Minera, Metalúrgica y Geográfica, Universidad Nacional Mayor de San Marcos, Lima, PERÚ.

2: Laboratorio de Difracción de Rayos X, Facultad de Ciencias Físicas, Universidad Nacional Mayor de San Marcos, Lima, PERÚ.

*e-mail: dloverad@unmsm.edu.pe

RESUMEN

A partir de minerales sulfurados de Cobre – Zinc - Plata del Complejo Maraño de la cordillera Oriental de los Andes peruanos región Huánuco, mediante procesos Hidrometalúrgicos (Lixiviación, Extracción por Solventes y Electrodeposición) se han obtenido cátodos (Láminas) de cobre de buena calidad, lo cual confiere un alto valor tecnológico a los concentrados nacionales de Cobre. Se ha caracterizado los productos con técnicas así como: Difracción de Rayos X, Fluorescencia de Rayos X, Espectroscopia Mössbauer que nos permite tener una mejor información de las especies participantes y además nos ayuda a controlar y optimizar mejor los Procesos Metalúrgicos. Se reportan recuperaciones del orden de 99.98 % de Cobre Electrolítico lo cual nos indica la posibilidad de mejorar los costos y el empleo intensivo de Tecnologías Limpias: Lixiviación - Extracción por solventes - Electrowinning a los minerales sulfurados nacionales.

Palabras Clave: *Metalurgia Extractiva, Lixiviación, Extracción por solventes, Electrowinning, Espectroscopia Mössbauer.*

HIDROMETALLURGICAL PROCESSING OF SULPHIDE MINERALS FOR THE ELECTROLYTIC COPPER OBTANING IN MARAÑON COMPLEX

ABSTRACT

Using copper – zinc – silver sulfide minerals from the Maraño Complex in the eastern Peruvian Andes mountains (Huanuco region), fine quality copper cathodes (plates) have been obtained through hydrometallurgical processes (leaching, solvent extraction and electrodeposition), which gives the copper concentrates a higher technological value. These products have been characterized with several techniques such as X rays Diffraction, X Rays Diffraction and Mössbauer spectroscopy, wich allows to have a better information concerning to the participant species and also helps to control and optimize these metallurgical processes. Electrolytic copper recoveries of around 99.98 % are reported, which indicates the possibility to lower the costs and promote the use of cleaner technologies (leaching, solvent extraction and electrowinning) for national sulfide minerals.

Keywords: *Extractive metallurgy, leaching, solvent extraction, electrowinning, Mössbauer spectroscopy.*

1. INTRODUCCIÓN

Según las fuentes estadística del Ministerio de Energía y Minas (MEM) las regiones que producen más cobre en el Perú son las siguientes: Ancash, Arequipa, Moquegua, Tacna, Cuzco, Pasco, la sierra de Lima, Junín, lugares donde justamente hay varios yacimientos mineros y en otras regiones están en la fase exploratoria como el caso de la región Huánuco, pero en una visión prospectiva se avizora que el Perú cuenta con grandes

reservas de minerales de cobre. La lixiviación ácida de muestras del mineral tostado a baja temperatura provee soluciones conteniendo cobre disuelto que son enriquecidas y purificadas por extracción por solventes para luego recuperarse cobre por cementación y así como también por Electrolisis. Se muestra los procesos LIX-SX-EW como tecnología importante para las empresas productoras en su estrategia competitiva a corto y largo plazo.

2. EXPERIMENTACIÓN

2.1 Caracterización de Mineral Sulfurado

El mineral de calcopirita sulfurada del Complejo Maraón fue la muestra de la investigación con un tamaño de 25 Kg. El análisis químico del mineral se puede apreciar a continuación en la Tabla 1:

Tabla 1: Análisis Químico del Mineral Sulfurado del Complejo Maraón

<i>Elemento</i>	<i>Símbolo</i>	<i>Cantidad</i>
<i>Cobre</i>	Cu	4.05 %
<i>Zinc</i>	Zn	8.95 %
<i>Plomo</i>	Pb	0.90 %
<i>Hierro</i>	Fe	25.40 %
<i>Plata</i>	Ag	386.79 gr/t

Fuente: Minera Chavinita 2011

2.2 Caracterización Mineralógica

La muestra de producto metalúrgico se ha analizado mediante el método de la microscopía óptica de luz reflejada, para lo cual previamente se preparó una briqueta pulida, sobre la cual se hizo en primer término la caracterización mineralógica, sobre la base de ésta a continuación se procedió a hacer el análisis modal, cuyo resultado se da a continuación. La calcopirita ocupa el 33.66 % del volumen total de la muestra, de este volumen el 32.97% se halla libre, quedando aún entrelazada el 0.69 % restante, siendo el motivo de su no liberación total el tipo geométrico de entrelazamiento en el cual está inmerso. Los minerales encontrados son: Calcopirita, Limonita, Covelita, Pirita, Galena Escalerita, Arsenopirita, Goetita, Gangas. (Quiñones, 2009). Ver figura 1

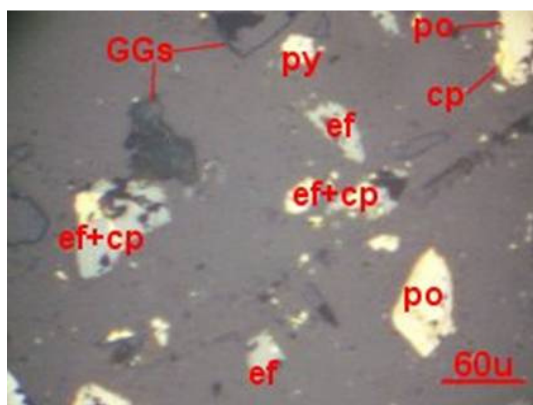


Figura 1: Microfotografías de minerales de calcopirita (cp), de pirrotita (po), de esfalerita (ef), de pirita (py) y de gangas (GGs); además partículas entrelazadas de calcopirita (cp) con la esfalerita (ef) y calcopirita (cp) con la pirrotita (po). Nícoles Paralelos - 200X.

2.3 Caracterización Física del Mineral Sulfurado del Complejo Maraón

Muestra de mineral sulfurado medida a alta velocidad; se observan dos componentes magnéticos: el de color vino, con líneas ensanchadas y con campo magnético de 50 Tesla, es característico de la presencia del óxido hematita ($\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$); el segundo campo magnético de color violeta corresponde a la presencia del hierro metálico (34T). Además, posee tres dobletes: El doblete de color verde corresponde a Fe^{2+} paramagnético; y los dobletes pequeños de color magenta y azul son para el Fe^{3+} . (Ver figura 2).

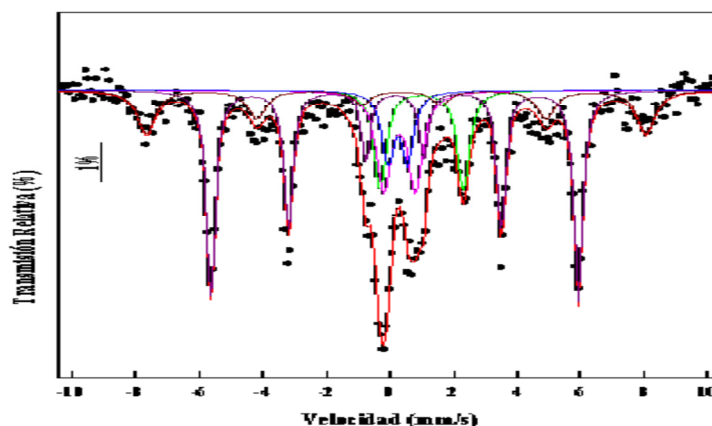


Figura 2: Análisis por Espectroscopia Mössbauer - Facultad de Ciencias Físicas – UNMSM

3. DISCUSION DE RESULTADOS

3.1 Caracterización de los Productos Obtenidos

3.1.1 Precipitación Química: Cemento de Cobre

El monitoreo de los productos obtenidos empleando técnicas combinadas de caracterización tales como difracción de rayos X (DRX), fluorescencia de rayos X (FRX), espectroscopia Mössbauer (EM) nos permite tener una mejor información de las especies participantes y además nos ayuda a controlar y optimizar mejor los procesos metalúrgicos.

A partir del mineral de cabeza, tostación y lixiviación se ha monitoreado por DRX y EM, como se muestra en las Figuras 3 y 4, respectivamente. Para determinar las fases cristalinas presentes se realizó previamente un análisis elemental por FRX (no mostrado aquí) la cual mostró la presencia de Si, S, Fe, Cu, Zn en el mineral de cabeza y de Cu (con restos de Fe) en el cemento final de cobre, como es esperado. Los resultados del análisis combinado de estas técnicas muestran que el mineral inicial tiene presencia de calcopirita, esfalerita y Cronstedtita entre otros. Luego del proceso de tostación se forman Hematita, Marcasita y Sulfuro de Fe-Zn. Mientras que después del proceso de lixiviación se tiene óxido de silicio, sulfuro de Fe-Zn, Hematita y Calcopirita, ver Figura 3.

Finalmente, el proceso de extracción por solventes y después de purificar la solución se obtiene un cemento de Cobre y trazas de la aleación Cu-Fe. Además, el estudio por espectroscopia Mössbauer confirma la presencia de hematita y marcasita durante los procesos de tostación y lixiviación de la muestra. Vale la pena mencionar que como producto final se puede obtener alternativamente Sulfato de Cobre, ver Figura 4.

3.1.2 Precipitación Electrolítica

Con las láminas de cátodo de Cobre obtenidas en el Laboratorio de Físicoquímica – Ingeniería Metalúrgica – UNMSM, se enviaron al Laboratorio de Difracción de Rayos X, Facultad de Ciencias Físicas – UNMSM, los

cuales caracterizaron el producto obtenido con la presencia de Cobre Metálico de Alta Pureza como se puede mostrar en la figura 5.

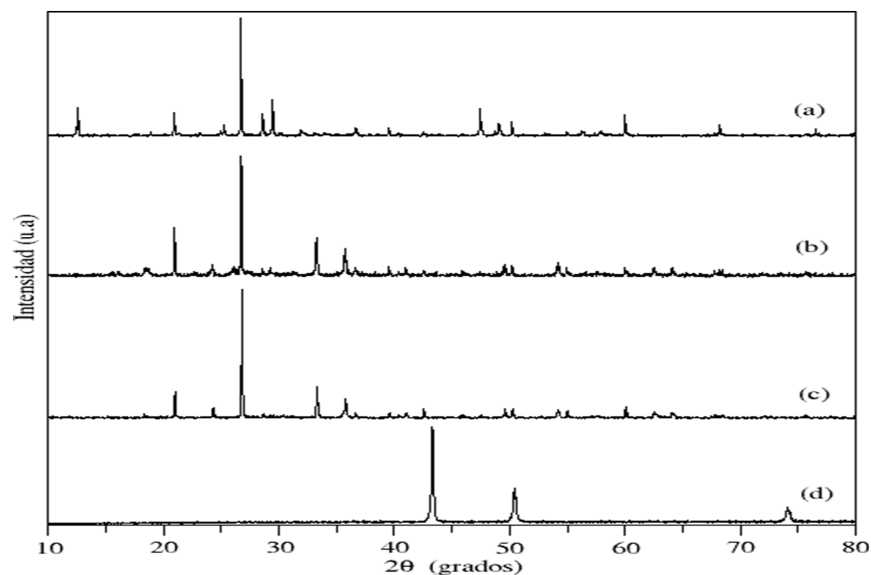


Figura 3: Patrones de Difracción de rayos X del (a) mineral de cabeza, (b) tostación, (c) lixiviación y (d) cemento de cobre. Los espectros han sido corridos hacia arriba para una mejor comparación.

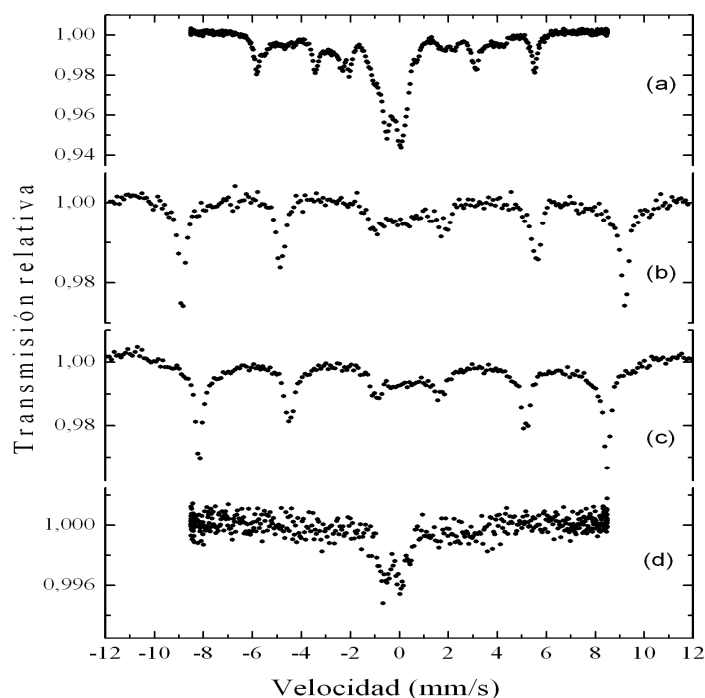


Figura 4: Espectros Mössbauer del (a) mineral de cabeza, (b) tostación, (c) lixiviación y (d) cemento de cobre. Los espectros han sido corridos hacia arriba para una mejor comparación.

3.1.3 Calidad del Cátodo Obtenido

El cátodo (lámina) obtenido tiene una pureza de 99.98%, impurezas medidas de acuerdo a la Norma ASTM-B115-91, las impurezas más difíciles de controlar son el Pb, S. El Zn estuvo en alrededor de 100 ppm debido a los arrastres físicos, en las etapas de SX.

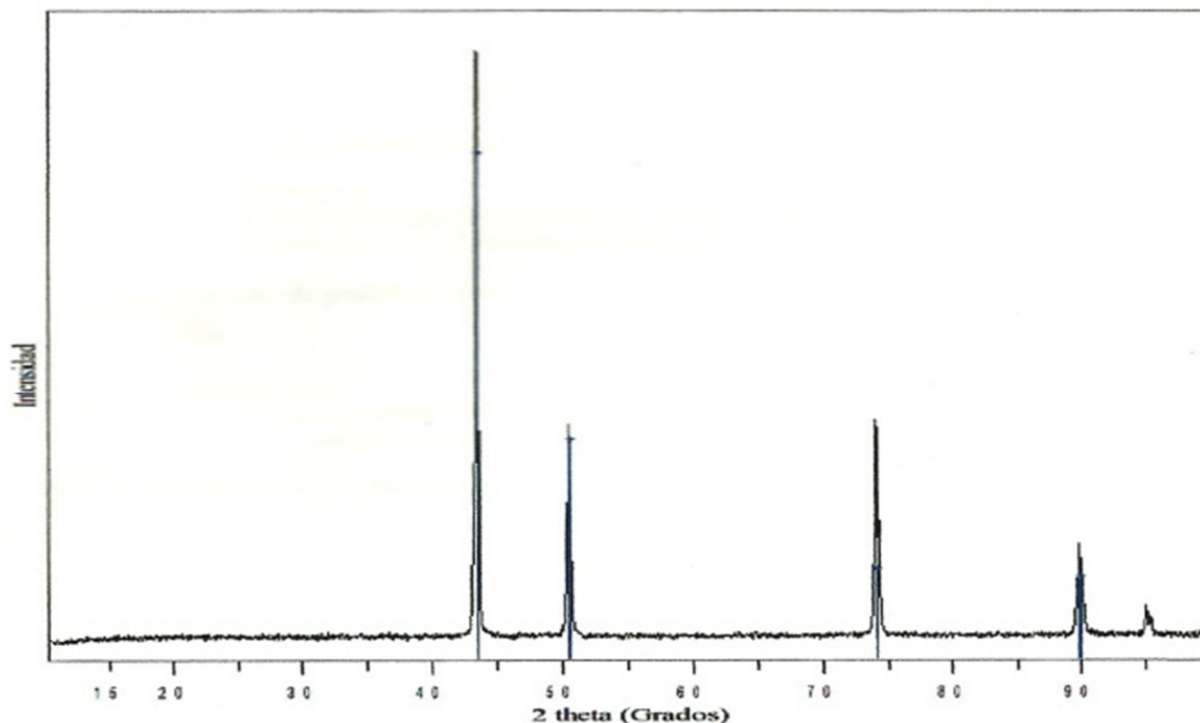


Figura 5: Difractograma de Rayos X del Catodo de Cobre - Facultad de Ciencias Físicas - UNMSM

3.1.4 Comparación de Cementos de Cobre y Cátodos de Cobre

Medidas de Fluorescencia de Rayos X de la muestra de Cobre cementado (arriba), lámina de Cobre obtenida por Electro-obtención a temperatura ambiente (medio) y lámina de Cobre obtenida por Electro-obtención a 38°C (abajo). En el cemento de Cobre se nota claramente la presencia de Cu y elementos trazas de Fe, mientras que las muestras de láminas de Cu se observan sólo las energías características de Cu, tal y como se muestra en la Figura 6.

Medidas de Difracción de Rayos X de la muestra de Cobre cementado (arriba), lámina de Cobre obtenida por Electro-obtención a temperatura ambiente (medio) y lámina de Cobre obtenida por Electro-obtención a 38 °C (abajo). Ver Figura 7.

Utilizando los resultados de FRX y complementando con los resultados obtenido por DRX se observa en la muestra de Cobre cementado la presencia de dos fases cristalinas: una perteneciente a la fase de Cu deseada y una segunda fase de Cu-Fe, mientras que en las muestras de láminas de Cobre sólo se nota la presencia de la fase cristalina de Cu.

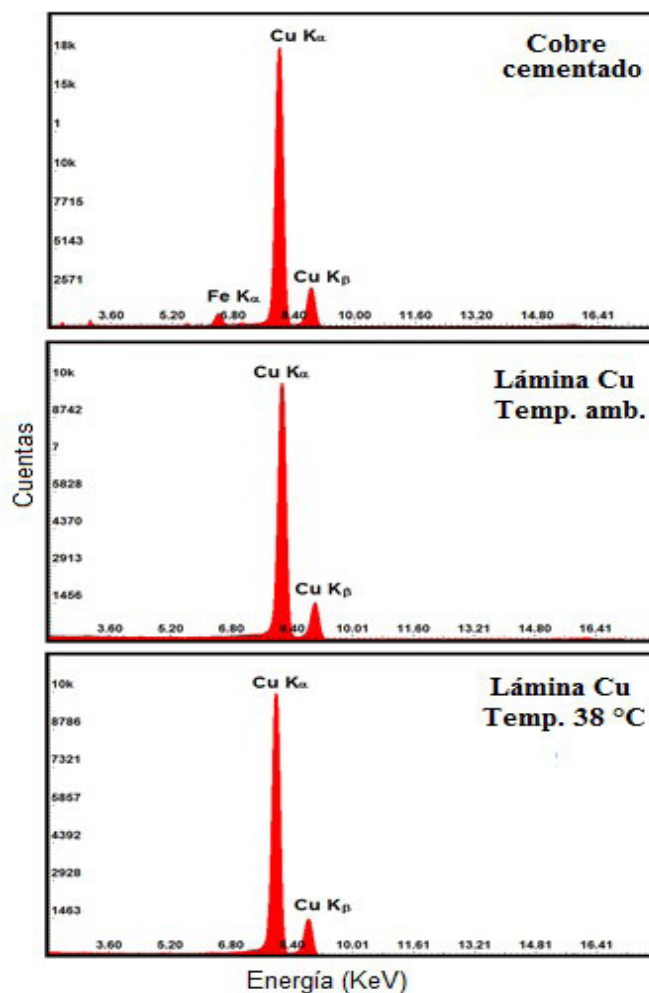


Figura 6: Medidas de Fluorescencia de Rayos X del Cemento de Cobre y Cátodo de Cobre - Facultad de Ciencias Físicas - UNMSM

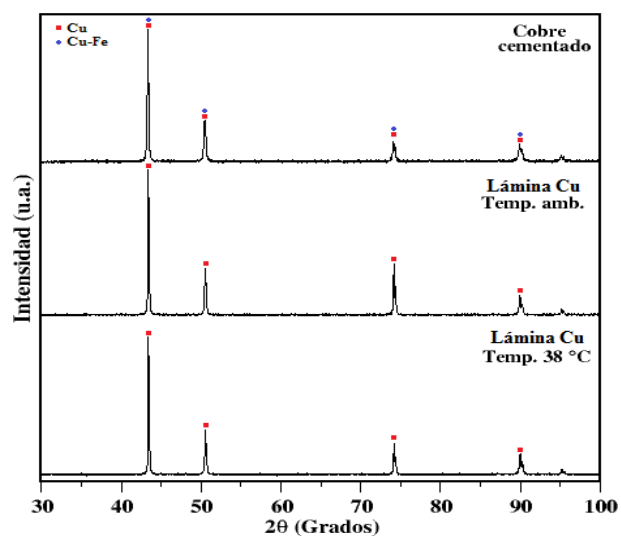


Figura 7: Medidas de Difracción de Rayos X del Cemento de Cobre y Cátodo de Cobre - Facultad de Ciencias Físicas - UNMSM.

4. CONCLUSIONES

- Posibilidades de obtención de Cobre Catódico de minerales sulfurados del Complejo Marañón por la Vía Hidrometalúrgica LIX-SX-EW.
- Acompañamiento en la secuencia de procesos metalúrgicos de técnicas de caracterización integradas que permiten la optimización en la obtención de los productos obtenidos.
- Posibilidad de que proyectos mineros de pequeña escala pueden ser también incorporados al circuito productivo nacional en base Cobre.

5. REFERENCIAS

- [1]. Lovera D, Bustamante A, Quiñones J, Puente L. Revista del Instituto de Investigación FIGMMG. 2005; 8 (16): 44-50
- [2]. Puente Santibañez L. Revista del Instituto de Investigación FIGMMG 2002; 5 (09): 66 – 69.
- [3]. Perez J.C. Scientia et Technica 2008; 14 (38)
- [4]. Quiñones,J, Informe Microscopia Óptica del mineral sulfurado del Marañón, IIGEO - VRI - UNMSM. Reporte interno. Lima (Perú). Universidad Mayor de San Marcos, 2009.
- [5]. Calvo. An. Quim. 1983; 83: 390 – 393.
- [6]. Landauro. C. Informe de Caracterización de Difracción de Rayos X (DRX), Fluorescencia de Rayos X (FRX), Espectroscopia Mössbauer (EM). Reporte interno. Lima (Perú). Universidad Mayor de San Marcos, 2010.
- [7]. Lovera,D. Minería & Medio Ambiente 2010; 28: 20-22
- [8]. Soto,R, A. Solis. Informe de Pruebas Metalúrgicas de LIX-SX-EW- FIGMMG –UNMSM 2009, 2010 y 2011. Reporte interno. Lima (Perú). Universidad Mayor de San Marcos, 2011.
- [9]. Lovera D. Proyecto Minero Metalúrgico CHAVINITA, 2008-2011. Reporte interno. Lima (Perú). Universidad Mayor de San Marcos, 2011.
- [10]. Navarro. P; Vargas. C. Valladares.S. Revista del Instituto de Investigación FIGMMG. 2009; 12 (23): 88 – 96.

DETERMINACIÓN DE PREG-ROBBING EN MUESTRAS AURÍFERAS DEL NOROESTE DE LA PROVINCIA DE SAN JUAN, ARGENTINA

Roberto J. Meissl*, Víctor A. Quinzano, Héctor A. García, Edith M. Barrera

Instituto de Investigaciones Mineras y Departamento de Ingeniería de Minas, Facultad de Ingeniería,
Universidad Nacional de San Juan, Argentina

* e-mail: rmeissl@unsj.edu.ar

RESUMEN

El objetivo del presente trabajo fue determinar la presencia de preg-robbing en un blend de muestras de minerales sulfurados de los depósitos auríferos de la zona de Gualcamayo. El contenido de oro en este blend resultó 0,84 g/t y el carbón orgánico 0,34%.

Primeramente, se determinó el preg-robbing potencial (PRP) empleando un método conocido, realizando ensayos de lixiviación por agitación con soluciones cianuradas de diferentes concentraciones iniciales de oro. Luego, se realizaron ensayos de lixiviación por agitación en frascos sin carbón activado (BRT) y con carbón activado (CIL). Finalmente, se realizó un ensayo de lixiviación/adsorción en columna empleando 65 kg de muestra triturada 90% -1".

El método para determinación del PRP arrojó resultados semejantes al BRT y CIL. El PRP fue 16,7%. La extracción verdadera de oro en el PRP fue 42,9% y en el BRT resultó 39,5%. La extracción de oro inferida en el PRP resultó 51,5% y la extracción de oro en el CIL 53,6%.

La diferencia de extracción de oro entre el BRT y en CIL confirmó el preg-robbing en el BRT. En este ensayo, el oro adsorbido resultó 0,12 g/t de mineral.

En el test de lixiviación/adsorción en columna, se obtuvo una extracción de oro de 43,4% en el periodo de lixiviación y el oro adsorbido en la etapa de adsorción resultó de 0,07 g/t de mineral. La extracción de oro obtenida en el BRT fue ligeramente inferior a la obtenida en la columna, debido a un preg-robbing más acentuado en BRT, producido probablemente por una mayor liberación del carbón orgánico (u otra especie adsorbente) en la molienda.

Palabras Claves: Oro, Lixiviación, Preg-robbing.

DETERMINATION OF PREG-ROBBING IN GOLD ORES OF THE NORTHWEST OF THE PROVINCE OF SAN JUAN, ARGENTINA.

ABSTRACT

The objective of this work was to determine the presence of preg-robbing in a blend of sulphide samples from the Gualcamayo región. The gold grade in this blend was 0,84 g/t and the organic coal grade was 0,34 %.

The potential preg-robbing (PRP) was determined using a known method, performing agitation leaching tests with cyanide solutions of different initial gold concentrations. Then, leaching tests were performed by agitation in flasks without activated coal (BRT) and with activated coal (CIL). Finally, column leaching/adsorption test was completed using 65 kg of crushed sample 90 %-1".

The PRP determination method showed results similar to the BRT and CIL. The PRP was 16,7%. Actual gold extraction in the PRP was 42,9% and in the BRT was 39,5%. The gold inferred extraction in the PRP was 51,5% and the gold extraction in the CIL 53,6%.

The difference of gold extraction between the BRT and in CIL confirmed the preg-robbing in the BRT. In this test, the adsorbed gold was 0,12 g/t of ore.

The gold extraction in column leaching test was 43,4% and adsorbed gold was 0,07 g/t of ore. The extraction of gold obtained in the BRT was slightly lower than that obtained in the column, due to preg-robbing more pronounced in BRT, produced probably by an increased release of organic carbon (or other adsorbent species) in the grinding.

Keywords: Gold, Leaching, Preg-robbing.

1. INTRODUCCIÓN

El preg-robbing se produce cuando algún constituyente del mineral adsorbe oro de la solución cianurada. Los constituyentes del mineral responsables de la adsorción del oro pueden ser la materia carbonosa [1], algunos sulfuros [2; 3] y algunos silicatos [4].

El preg-robbing se clasifica en reversible e irreversible [5]. El reversible, ocurre por simple intercambio iónico del anión aurocianurado, es el más difundido y se puede revertir en presencia de carbón activado. El irreversible, incluye la precipitación del complejo de oro y requiere de la redisolución del oro para su recuperación. El preg-robbing reversible no presenta mayores inconvenientes en la industria con los modernos circuitos de carbón in leach (CIL), cuando la actividad del carbón activado es mayor que la del constituyente mineralógico responsable de la adsorción del oro.

Hay varios tests de laboratorio extensamente empleados en la industria para determinar preg-robbing, siendo el más difundido el test de preg-robbing Barrick Goldstrike Mines Incorporated (BGMI) [6]. En este método, 5 g de mineral se contactan con 10 ml de una solución de 2 g/t NaCN por agitación durante 15 min y se analiza el oro de la solución. Luego se determina el porcentaje de oro adsorbido por el mineral.

El BGMI es un método expeditivo, aplicable durante la lixiviación y brinda información básica e importante en especial cuando se están produciendo cambios en el tipo de mineral que se está alimentando al circuito de lixiviación. Sin embargo, no se puede aplicar para la determinación de preg-robbing potencial y/o para la caracterización metalúrgica de los minerales debido a la escasa cantidad de muestra empleada y al reducido tiempo de duración del ensayo.

Existe un método que permite determinar el preg-robbing potencial (PRP) [7]. Se ha demostrado que este método es eficaz para caracterizar el preg-robbing que se presenta en cualquier tipo de mineral, a diferencia de otros métodos, como el BGMI, que son efectivos solo para caracterizar el preg-robbing cuando el mineral es tipo carbonoso.

En los depósitos auríferos de la zona de Gualcamayo, ubicada en el Noroeste de la Provincia de San Juan, Argentina, el oro se presenta mayoritariamente en minerales oxidados, y minoritariamente en sulfuros diseminados en rocas carbonáticas, a veces con presencia de carbón orgánico.

La lixiviación con cianuro de los minerales oxidados se realiza por lixiviación en valle, con una granulometría 90% -1" y con soluciones de 0,5 g/t NaCN. Produce extracciones de oro aceptables (>75%).

Por el contrario, la cianuración de los minerales sulfurados produce bajas extracciones de oro (<50%).

El objetivo del presente trabajo fue determinar la presencia de preg-robbing en los minerales sulfurados que ocasionalmente se incorporan al valle de lixiviación. Para esto se realizaron ensayos a escala de laboratorio para determinar el preg-robbing potencial, de lixiviación por agitación en frascos sin carbón activado (BRT) y con carbón activado (CIL) y en columna.

2. PARTE EXPERIMENTAL

Las muestras de minerales sulfurados fueron recibidas en un tamaño 90% -1", fueron mezcladas y homogenizadas para preparar un blend. Por cuarteo, se obtuvieron muestras de éste para los análisis químicos, observación mineralógica y los ensayos metalúrgicos.

En la Tabla 1 se muestra el análisis químico del blend.

Tabla 1. Análisis químico del blend.

Oro(g/t)	Carbón Total (%)	Carbón Orgánico (%)	Carbón Inorgánico (%)	Azufre (%)
0,84	11,14	0,34	10,80	1,65

Las observaciones mineralógicas se realizaron sobre briquetas con microscopio óptico y electrónico. Las mismas revelaron que la muestra estaba constituida principalmente por calcita (CaCO_3), además se observó la

presencia de cuarzo (SiO_2), y pequeñas concentraciones de piritita (FeS_2), óxidos de hierro (goethita – hematina), feldespatos y rejalgar (AsS) distribuidas en la matriz carbonática. El porcentaje de piritita libre se determinó por la técnica de conteo de puntos y creció al disminuir el tamaño de partícula, siendo del 30% para tamaños menores a $74 \mu\text{m}$ y de 61 % para tamaños inferiores a $11 \mu\text{m}$.

Se efectuaron ensayos de lixiviación por agitación con soluciones de 1 g/t NaCN y de diferentes concentraciones iniciales de oro. Cada ensayo se realizó con 50 g de mineral molido 100% -200 # durante 24 horas y con una relación sólido/líquido de 1/3. Finalizado el ensayo, se determinó la concentración final de oro en la solución.

Se graficó la concentración final de oro (verdadera) y la concentración final de oro si no hubiera preg-robbing (esperada) vs. la concentración inicial de oro en solución. Se ajustó linealmente la curva de concentración verdadera y se determinó la pendiente (m). El preg-robbing potencial (PRP) se calculó como [7]:

$$PRP (\%) = 100 (1 - m) \quad (1)$$

La extracción inferida (E_{inf}), que es la recuperación de oro que se obtendría sin preg-robbing, se determinó empleando la ecuación:

$$E_{inf} (\%) = 100 (c/m)/C \quad (2)$$

Donde: c = ley de oro recuperable con preg-robbing (g/t) y C = ley de oro de cabeza (g/t).

Se realizaron ensayos de lixiviación por agitación en frascos sin carbón activado (BRT) y con 20 g/l de carbón activado (CIL), empleando en cada caso 500 g de muestra molida 100% -200#. En ambos ensayos se utilizó una concentración de la solución lixivante de 1 g/t de NaCN y una relación líquido/sólido 2:1. El pH de 10,5-11,0 se estabilizó con hidróxido de calcio (previa a la adición de NaCN) y el tiempo de lixiviación fue de 72 horas.

La muestra $P_{90} -1''$ proveniente de la preparación, se mezcló con $\text{Ca}(\text{HO})_2$ y se llenó una columna de lixiviación de 150 mm de diámetro y 2000 mm de alto. Se regó con una solución lixivante de 0,5 g/t NaCN y pH 11, a razón de $0,20 \text{ l/minxm}^2$. La solución rica se guardó en un recipiente para luego utilizarse. La lixiviación de la columna con solución estéril, se realizó hasta que los valores de oro fueron inferiores a 0,02 g/t.

Concluida la etapa de lixiviación, la columna comenzó a irrigarse con la solución rica guardada, acondicionada en pH y concentración de NaCN, hasta que la concentración de oro en la solución de salida fue igual a la de entrada a la columna, con el objeto de determinar el preg-robbing. Culminado el ciclo de regado con solución rica, se realizó el lavado y luego se descargó. Se secó el residuo y se analizó el contenido de oro.

El oro en los sólidos fue analizado por fusión (fire assay) y en los líquidos por E.A.A. previa extracción con DIBK. El cianuro libre (expresado como g/t NaCN) fue determinado por volumetría, empleando una solución valorada de AgNO_3 y KI como indicador. El carbón total y el inorgánico, y el azufre fueron determinados en laboratorios externos.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN DE RESULTADOS

La concentración final de oro verdadera y esperada en función de la concentración inicial de oro en solución, obtenidas en los ensayos para determinación del PRP, se presenta en la Figura 1.

De la Figura 1, la pendiente $m = 0,833$. El preg-robbing potencial (ecuación 1) es:

$$PRP = 100 (1 - 0,833) = 16,7\%$$

Considerando que la ley de oro recuperable con preg-robbing fue 0,36 g/t, la extracción de oro verdadera (E) y la inferida (ecuación 2) resultan:

$$E = 100 (0,36/0,84) = 42,9\%$$

$$E_{inf} = 100 R = 100 ((0,36/0,833)/0,84) = 51,5\%$$

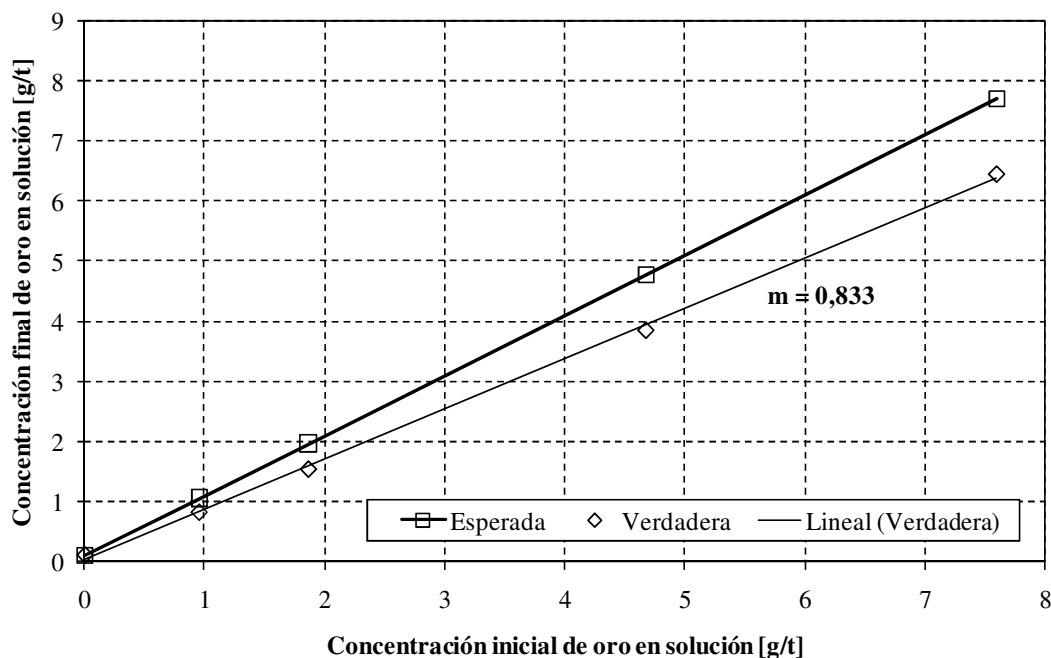


Figura 1. Concentración final de oro verdadera y esperada en función de la concentración inicial de oro en solución.

En la Tabla 2 se muestran los resultados de la lixiviación por agitación en frascos, sin carbón activado (BRT) y empleando carbón activado (CIL).

Tabla 2. Resultados de la lixiviación por agitación en frascos. BRT y CIL.

Ensayo	Extracción de Oro (%)	Consumo de NaCN (g/t)	Consumo de $\text{Ca}(\text{OH})_2$ (g/t)
BRT ^a	39,5	605,6	1000
CIL	53,6	1222,7	1000

^a: Las extracciones de oro para diferentes tiempos de lixiviación resultaron: 47,9% (24 horas); 43,9% (48 horas) y 39,5% (72 horas).

La extracción de oro en el BRT fue marcadamente menor que la obtenida en el CIL, en un 14,1%. Esta diferencia indica que hubo preg-robbing en el BRT. Esto se confirmó en la marcha del BRT puesto que la extracción de oro fue máxima a las 24 horas (47,9%), para luego descender hacia el final de la lixiviación (39,5%).

El oro adsorbido en el BRT fue: $(0,141 \cdot 0,84) \text{ g/t} = 0,12 \text{ g/t}$ de mineral.

La extracción de oro y los consumos de reactivos obtenidos en la etapa de lixiviación en columna, se detallan en la Tabla 3.

Tabla 3. Extracción de oro y consumo de reactivos. Etapa de lixiviación en columna.

Extracción de Oro (%)	Consumo NaCN (g/t)	Consumo $\text{Ca}(\text{OH})_2$ (g/t)
43,4	111,2	671,2

En la Tabla 4 se presenta el balance de oro correspondiente a la etapa de adsorción.

Tabla 4. Balance de oro. Etapa de adsorción en columna.

<i>Propiedad</i>	<i>Valor</i>
Finos de oro en solución de entrada a la columna (mg)	13,60
Finos de oro en solución a la salida de la columna (mg)	8,83
Finos de oro adsorbidos (mg)	4,67
Oro adsorbido por peso de mineral (g/t)	0,07

Los valores precedentes muestran claramente hubo preg-robbing en la columna. El oro adsorbido fue 0,07 g/t de mineral.

4. CONCLUSIONES

Se determinó el preg-robbing potencial del blend resultando 16,7%, la extracción verdadera de oro fue 42,9% y la inferida por este método 51,5%.

El método para determinación del PRP arrojó resultados semejantes al BRT y CIL. La extracción verdadera de oro en el PRP fue 42,9% y en el BRT resultó 39,5%. La extracción de oro inferida en el PRP resultó 51,5% y la extracción de oro en el CIL 53,6%.

La diferencia de extracción de oro entre el BRT y en CIL confirmó el preg-robbing en el BRT. En este ensayo, el oro adsorbido resultó 0,12 g/t de mineral.

En el test de lixiviación/adsorción en columna, se obtuvo una extracción de oro de 43,4% en el periodo de lixiviación y el oro adsorbido en la etapa de adsorción resultó de 0,07 g/t de mineral. Este valor deber ser probablemente mayor, ya que el preg-robbing se ha estado produciendo dentro de la columna durante la etapa de lixiviación.

La extracción de oro obtenida en el BRT fue ligeramente inferior a la obtenida en la columna, debido a un preg-robbing más acentuado en BRT, producido probablemente por una mayor liberación del carbón orgánico (u otra especie adsorbente) en la molienda.

5. REFERENCIAS

- [1]. Osseo-Asare K, Afenya PM, Abotsi GMK., "Carbonaceous matter in gold ores: isolation, characterization and adsorption behaviour in aurocyanide solutions". En: Kudryk, V., Corrigan, D.A., Liang, W.W. (Eds.), Precious Metals: Mining, Extraction and Processing. Metallurgical Society of AIME, New York, 1984, p. 125–144.
- [2]. Rees KL, van Deventer JSJ: Hydrometallurgy 2000; 58: 61–80.
- [3]. Quach T, Koch DFA, Lawson F. Adsorption of Gold Cyanide on Gangue Minerals. Ed: Proceedings del APCCChE and Chemeca 1993. Melbourne (Australia).
- [4]. Van Vuuren CPJ., Snyman CP, Boshoff AJ. Miner. Eng. 2000; 13 (8-9): 823–830.
- [5]. Menne D, "Assaying Cyanide Extractable Gold within an Hour, and Addressing Effects of Preg- and Assay-Robbing. Extractive Metallurgy of Gold and Base Metals", En: Proceedings del AusIMM, 1992. West Adelaide (Australia).
- [6]. Schmitz PA, Duyvesteyn S, Johnson WP, Enloe L., McMullen J. Hydrometallurgy 2001; 61: 121–135.
- [7]. Goodall WR., Leatham, JD, Scales PJ. Miner. Eng. 2005;18: 1135-1141.

CARACTERIZACIÓN DE DOS ESCORIAS PROVENIENTES DEL PROCESO DE GALVANIZADO EN CALIENTE Y EVALUACIÓN DE SU LIXIVIABILIDAD ESTÁTICA EN PRESENCIA DE ELEVADOS CONTENIDOS DE MATERIA ORGÁNICA

Pedro Delvasto ^{1*}, Orianna González-Jordán ¹, Julio Andrés Casal-Ramos ¹, José Domínguez ²

1: Dpto. de Ciencia de los Materiales, Universidad Simón Bolívar. Caracas, Venezuela

2: Lab. de Espectroscopía Atómica, Universidad Simón Bolívar. Caracas, Venezuela

* e-mail: delvasto@usb.ve

RESUMEN

Se caracterizaron dos escorias residuales, denominadas escoria “A” y “B”, provenientes de diferentes procesos de galvanizado por inmersión en caliente. Ambas escorias presentaron contenidos de zinc por encima del 70 % en peso. En las dos escorias se identificaron las fases Zn y ZnO, no obstante, la escoria “B” presentó además las fases ZnCl₂ y Zn₅(OH)₈Cl₂·H₂O. Posteriormente, se estudió la lixiviabilidad estática del residuo en columnas suelo. Para simular un suelo con alto contenido de materia orgánica, se utilizó una mezcla de compost y arena silíceo, la cual se combinó con la escoria. La columna se irrigó con agua destilada periódicamente durante 20 días. Bajo esas condiciones, se extrajeron 230,3 y 30,3 mg de Zn de las columnas con las escorias “B” y “A”, respectivamente.

Palabras Claves: galvanizado por inmersión en caliente, escoria de galvanizado, lixiviabilidad estática, materia orgánica.

CHARACTERIZATION OF GALVANISING ASH FROM TWO DIFFERENT HOT-DIP PROCESSES AND EVALUATION OF ITS LEACHABILITY IN CONTACT WITH ORGANIC MATTER

ABSTRACT

Two residual galvanizing ash samples from two different hot-dip processes were characterized. The samples were called ash “A” and ash “B”, and both contained above 70 wt% of Zn. Both ash samples showed Zn and ZnO phases, however, ash “B” also contained ZnCl₂ and Zn₅(OH)₈Cl₂·H₂O. The leachability of both residues was studied in a simulated soil column. The column was made of organic compost, silica sand and the galvanizing ash. The column was periodically irrigated with distilled water during 20 days. Within those conditions, 230,3 mg and 30,3 mg of Zn were extracted from the columns containing ash “B” and ash “A”, respectively.

Keywords: Hot-dip galvanizing, galvanizing ash, static leachability, organic matter.

1. INTRODUCCIÓN

Al igual que todo proceso industrial, la industria metalúrgica y, en particular, la industria de galvanizado por inmersión en caliente, no se encuentra exenta de generar residuos ambientalmente dañinos. Entre los desechos sólidos generados en una galvanizadora en caliente se encuentran los polvos, las matas y las escorias ^[1]. Estos residuos pueden llegar a ser incorporados al medio ambiente de manera controlada, sin embargo, si esta disposición final se efectúa sin control alguno, se puede producir un riesgo ecológico de importancia, debido a las altas cantidades de metales pesados que contienen estos desechos industriales ^[2].

Con base a lo anteriormente expuesto, se propuso en el presente trabajo estudiar uno de los tipos de residuos sólidos citados en el párrafo previo: las escorias. Para lograr este objetivo, se caracterizaron inicialmente, de manera química y mineralógica, dos escorias provenientes de procesos distintos de galvanizado por inmersión en caliente. La primera escoria se denominó como “A” y provino de una industria que emplea en su proceso una cuba de acero para contener al zinc fundido, el cual se encuentra a una temperatura aproximada de 450 °C. Por otro lado, la segunda escoria, que se denominó como “B”, fue obtenida de una planta que emplea una cuba recubierta con refractario cerámico de alta densidad, para mantener al zinc líquido a una temperatura que oscila entre 470-650 °C.

Con el fin de estimar el comportamiento de este residuo cuando entra en contacto con un suelo rico en materia orgánica, se realizaron experimentos de lixiviación estática en columnas constituidas por mezclas controladas de compost, arena silícea y escoria, para cada uno de los residuos estudiados.

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

2.1 Caracterización inicial de las escorias de galvanizado

Para obtener la composición química elemental de las escorias de galvanizado, se utilizó un espectrofotómetro Perkin-Elmer 2380, para poder aplicar las técnicas de Espectroscopía de Absorción Atómica (AAS) y Espectroscopía de Emisión Atómica (AES) a muestras del residuo previamente llevadas a solución acuosa. Mediante AAS se cuantificó a los elementos Zn, Fe, Mn, Pb, y Ca. Por otro lado, se implementó la técnica de AES para conocer la cantidad de Na presente.

Por otro lado, las fases cristalinas presentes en las escorias se detectaron mediante Difracción de rayos-X (XRD). El estudio se realizó en un difractómetro XPERT Pro marca Phillips, empleando como radiación incidente la del Co ($K\alpha=1,78897 \text{ \AA}$), un rango de barrido comprendido entre $2\theta=0^\circ$ y $2\theta=140^\circ$, una resolución de $0,01 \text{ } 2\theta/\text{s}$, un voltaje de 40 kV y un amperaje de 20 mA . La identificación de las fases se realizó por comparación directa con las fichas estándar correspondientes, disponibles en la base de datos PDF-ICDD (*Powder Diffraction File-International Centre for Diffraction Data*).

2.2 Estudio de la lixiviabilidad estática de los residuos en mezclas de compost – arena lavada – escoria

Se realizó un montaje en columnas de acrílico para cada escoria estudiada. Cada columna contenía los siguientes elementos: malla difusora, una mezcla de 700 g de compost, 200 g de arena lavada y 100 g de la respectiva escoria y un filtro basal constituido por cuentas esféricas de vidrio y lana de vidrio. La configuración de cada columna se muestra en la figura 1. Se destaca la utilización de un compost maduro, obtenido mediante un proceso de compostaje en caliente, humidificación y mineralización a base de desechos orgánicos, estiércol de gallina, cascarilla de arroz y polienzimas para acelerar la descomposición.

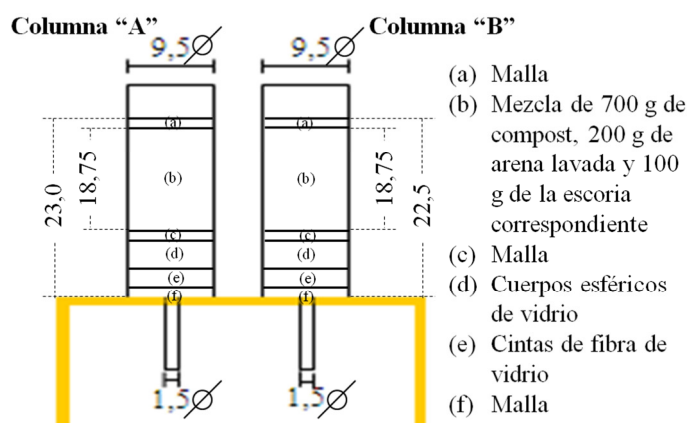


Figura 1. Montaje experimental del experimento de lixiviabilidad estática de las mezclas compost – arena – escoria. En la columna “A” se empleó la escoria “A”, mientras que en la columna “B” se utilizó la escoria “B”. Medidas en centímetros (cm).

Siguiendo los parámetros de pluviosidad del Estado Aragua, Venezuela, se determinó que cada columna sería irrigada con 600 mL de agua destilada, vertidos por la sección circular superior. Dicha cantidad de agua fue añadida tres veces por semana, durante 20 días consecutivos. Luego de cada irrigación, el lixiviado obtenido era recogido en un envase de vidrio situado por debajo de la sección inferior de las columnas.

Posteriormente, se filtró el lixiviado para luego medir su pH utilizando un pH-metro Digimed DM-23. Luego se realizó un nuevo filtrado empleando un filtro de café e inmediatamente, por dos veces consecutivas, un papel

de filtro ADVANTEC N° 1. El líquido se almacenó en un contenedor de vidrio de alta temperatura con tapa roscada. Consecutivamente, se le añadieron tres gotas de HCl 37% m/m, se agitó y se autoclavó durante 40 min a 121 °C y 2 atm. Para finalizar, se dejó enfriar la solución con el fin de realizar una cuantificación de la cantidad de Zn presente mediante AAS, empleando el mismo espectrofotómetro de la sección 2.1.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN DE RESULTADOS

3.1 Caracterización inicial de las escorias de galvanizado

La tabla 1 muestra la composición química de cada escoria obtenida por AAS y AES. Se aprecia un predominio del Zn en ambos residuos, a pesar de que la escoria “B” presenta un contenido de este elemento ligeramente mayor que la escoria “A”. Es de interés remarcar la notoria superioridad de Fe y Mn en la escoria “B” en comparación con la “A”. Esta desigualdad puede atribuirse a la elevada temperatura del zinc fundido en el proceso que origina la escoria “B” (470-650 °C), en comparación con la temperatura del baño en el proceso que genera la escoria “A” (450 °C). Las altas temperaturas promueven mayor movimiento atómico por difusión, lo que conlleva al desplazamiento masivo de los átomos de Fe, Mn y otros aleantes, desde las piezas de acero que desean ser recubiertas con Zn, hasta el baño de zinc fundido, impactando directamente en la composición química de la escoria “B”. Cabe destacar, que la suma de todos los elementos en ambas escorias no alcanza el 100%, por lo que se atribuye el porcentaje restante para llegar a dicha cifra, principalmente al oxígeno enlazado con los elementos cuantificados. No obstante, tal como indicarán los resultados de XRD, otros elementos químicos se encuentran presentes en las escorias, aunque siempre en bajas proporciones.

Tabla 1. Composición química elemental, obtenida por AAS y AES, de las escorias estudiadas. Unidades en % en peso.

	Zn	Fe	Mn	Na	Ca	Pb
Escoria “A”	71 ± 4	0,30 ± 0,01	0,021 ± 0,002	0,077 ± 0,003	0,027 ± 0,003	0,020 ± 0,001
Escoria “B”	75 ± 2	8,3 ± 0,4	1,3 ± 0,1	0,037 ± 0,003	0,029 ± 0,003	0,000378 ± 0,000003

Se puede observar en la figura 2, que la escoria “A” está mayoritariamente formada por una mezcla bifásica de Zn y ZnO. Por su parte, la escoria “B” está constituida, adicionalmente, por ZnCl_2 y $\text{Zn}_5(\text{OH})_8\text{Cl}_2 \cdot \text{H}_2\text{O}$, cuya presencia puede relacionarse con las reacciones químicas entre el baño de zinc fundido y compuestos residuales de los procesos de limpieza de las piezas de acero, realizados previamente al proceso de recubrimiento. No obstante, como los análisis por AAS y AES indican la presencia de otros elementos químicos, se intuye la existencia de otras fases en proporciones minoritarias, no detectadas por XRD, que contengan a los mismos.

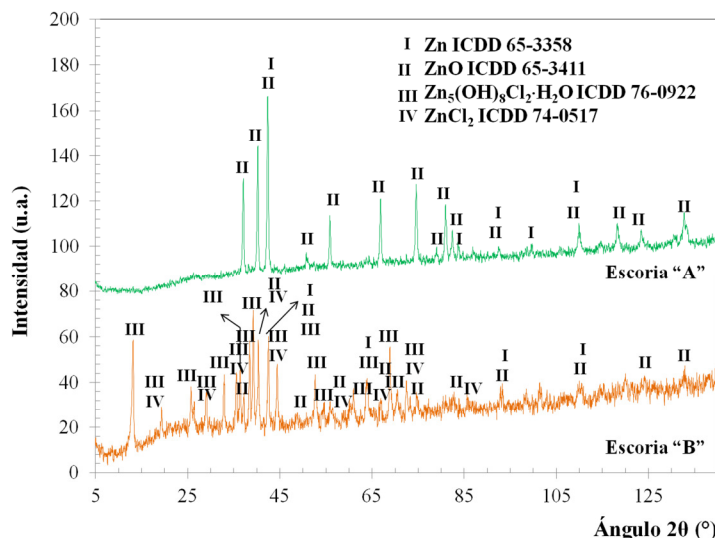


Figura 2. Difractogramas de la (A) escoria “A” y la (B) escoria “B”, obtenidos mediante la aplicación de XRD. Los números romanos identifican las fases encontradas luego del análisis.

3.2 Estudio de la lixiviabilidad estática de los residuos en mezclas de compost – arena lavada – escoria

En la figura 3-A se observa que el agua que percoló por la columna “B” logró una extracción de 230,3 mg de Zn, una cantidad mucho mayor que los 30,3 mg de Zn extraídos de la columna “A” al transcurrir los 20 días del experimento. La diferencia tan notable de cantidades de zinc removidas entre las dos escorias, se cree que se debe a la presencia de sales de zinc solubles en agua en la escoria “B”, tal como mostraron anteriormente los resultados de XRD. El lixiviado proveniente de la columna “A” logra estabilizarse a partir del octavo día, lo que indica que el agua no puede seguir interactuando con las fases presentes en la mezcla de manera de continuar removiendo zinc. Por otra parte, el lixiviado de la columna “B” no logra estabilizarse sino hasta el décimo octavo día y presenta un salto abrupto en cuanto a la cantidad de zinc removida entre el cuarto y el octavo día, probablemente debido a que en esos días las fases solubles presentes en la escoria “B” se expusieron mayormente al contacto con el agua destilada.

Por otro lado, la figura 3-B muestra la relación entre la concentración de zinc en los lixiviados en función del volumen añadido. La concentración máxima alcanzada por los lixiviados provenientes de la columna “A” fue de 17 mg/L, mientras que para los de la columna “B” fue de 146,5 mg/L. Los picos de concentración en determinadas adiciones de agua destilada pueden ser explicados de la misma manera descrita en el párrafo previo. Tomando en cuenta los máximos de concentración observados en la figura 3-B y comparándolos con los límites de concentración permitidos para diversos cuerpos de agua por normas nacionales e internacionales, como el Decreto 883 (Venezuela) y la resolución 357 del Consejo Nacional de Medio Ambiente, CONAMA (Brasil), se llega a la conclusión que cualquiera de las dos escorias produce efectos altamente contaminantes para cualquier cuerpo de agua, según las condiciones estudiadas en la presente investigación, ya que la concentración máxima de zinc permitida por los organismos ya citados, es de 10 mg/L en efluentes industriales.

Cabe destacar, que la medida de los volúmenes añadidos que se muestra en las abscisas de las figuras 3-A y 3-B, no es más que una forma de representar en función del volumen de la columna, la cantidad de volumen de agua añadido, por ello es adimensional.

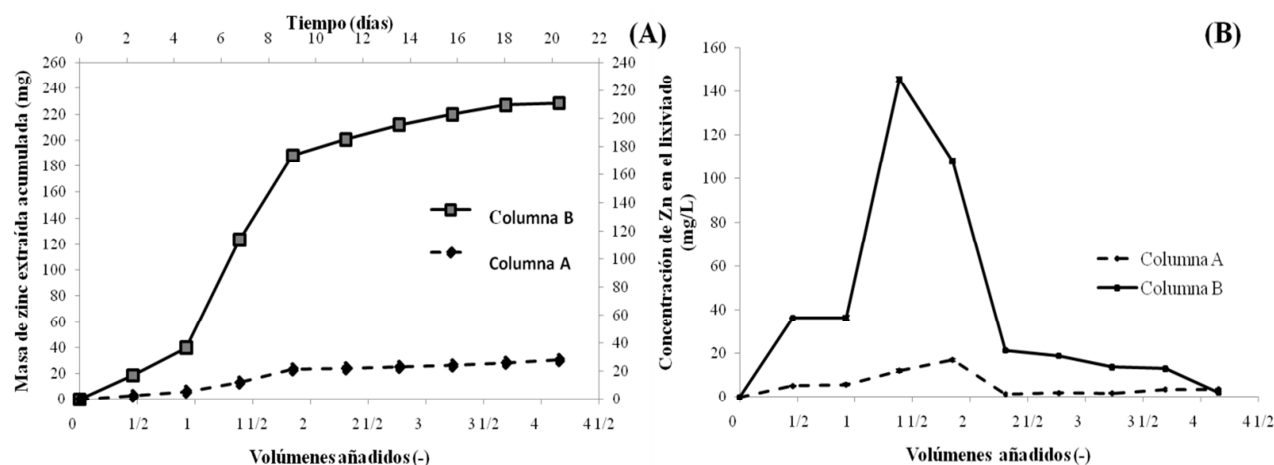


Figura 3. (A) Curva de la masa de zinc extraída en cada columna de lixiviación vs volúmenes añadidos en el tiempo. (B) Curva de la concentración de zinc en los lixiviados en función de los volúmenes añadidos en el tiempo.

Para finalizar, en la figura 4 se muestra que los lixiviados provenientes de ambas columnas tienen una tendencia inicial de ser alcalinos. Estos resultados van ligados a la presencia de ZnO en las escorias, el cual pudo hidratarse al estar en contacto con el agua destilada, dando como consecuencia la formación de $\text{Zn}(\text{OH})_2$. De esta manera, se puede relacionar el incremento del pH con el aporte de iones oxhidrilo por parte del $\text{Zn}(\text{OH})_2$ formado debido a la hidratación de las moléculas de ZnO [3]. En los últimos días de la experimentación, el pH se mantiene por valores cercanos a la neutralidad, por lo que se piensa que se extrajeron en su totalidad el ZnO fácilmente removible de la escoria en los días previos, trayendo como consecuencia la

imposibilidad de formar $\text{Zn}(\text{OH})_2$ y, por lo tanto, no es posible un aumento del pH de la solución por contribución de los iones hidroxilo.

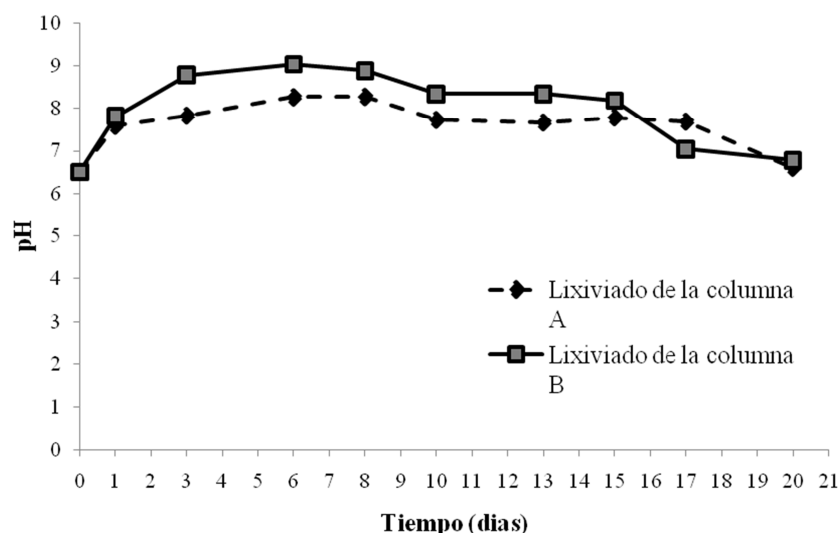


Figura 4. Variación del pH de los lixiviados extraídos de las columnas de lixiviación en función del tiempo.

4. CONCLUSIONES

Las escorias estudiadas presentaron una elevada cantidad de Zn en su composición y diferencias notables en las magnitudes de algunos aleantes como Fe y Mn, principalmente debido a la diferencia de temperaturas entre los procesos generadores de las diferentes escorias. La escoria “B” presentó ZnCl_2 y $\text{Zn}_5(\text{OH})_8\text{Cl}_2 \cdot \text{H}_2\text{O}$ en su composición, además de las fases Zn y ZnO, también presentes en la escoria “A”. Se obtuvo que la columna con la escoria “B” liberó mucho más Zn (230,3 mg) que la columna con la escoria “A” (30,3 mg), principalmente debido a la presencia de sales de zinc solubles en agua. Adicionalmente, se determinó que según diferentes normativas, nacionales e internacionales, las escorias estudiadas según las condiciones experimentales impuestas, son altamente contaminantes para cualquier cuerpo de agua, por lo que no se recomienda su disposición en suelos sin tomar medidas preventivas, debido a que podría ocasionar una alto grado de contaminación a las aguas subterráneas y adyacentes.

5. REFERENCIAS

- [1]. Delvasto P, Casal-Ramos JA, González-Jordán O, Durán-Rodríguez, NZ, Domínguez JR, Moncada P. Rev. Metal. Madrid. 2012; 48 (1): 33-44.
- [2]. Casal-Ramos JA, Domínguez JR, Delvasto P. Avances en Química. 2011; 6(2): 47-54.
- [3]. González-Jordán O. Caracterización y Efectos Contaminantes de la Escoria de Zinc Proveniente del Proceso de Galvanizado en Caliente, Proyecto de Grado en Ingeniería de Materiales. Caracas (Venezuela): Universidad Simón Bolívar, 2011.

BIOSORCIÓN DE PLOMO DE AGUAS CONTAMINADAS UTILIZANDO

*Pennisetum clandestinum Hochst (KIKUYO)**Amanda Maldonado^{1*}, Celestino Luque², Duvalier Urquiza².*

1: Dpto. de Ingeniería Química, Universidad San Antonio Abad del Cusco, Cusco. Perú

2: Carrera de Ingeniería Química, Universidad San Antonio Abad del Cusco, Cusco. Perú

* e-mail: amafa100@yahoo.com

RESUMEN

Se investigó la remoción de plomo de un agua simulada con 30 ppm Pb (II) utilizando el kikuyo como biosorbente preparado mediante un proceso de hidrólisis ácida seguido de una hidrólisis básica. El proceso de adsorción, se realizó en un equipo de prueba de jarras, donde se estudiaron las variables independientes: dosis del biosorbente, velocidad de agitación y pH, y como variable respuesta la capacidad de adsorción (Q). Se logró una capacidad máxima de adsorción de 139.35 mg/g con 0.06 g de dosis de biosorbente (kikuyo), 100 rpm para velocidad de agitación y pH 6. Se determinó el modelo matemático que relaciona Q, con la variable más significativa, dosis del biosorbente (Do). La cinética de adsorción, obedece a un modelo de primer orden ($R^2 = 0.9445$); donde el valor de $k = 0.0089 \text{ t}^{-1}$. El modelo de Langmuir es el que representa el proceso de adsorción ($R^2 = 0.9955$).

Palabras Claves: kikuyo, biosorción, lead, isoterma de adsorción, cinética.

LEAD BIOSORTION OF CONTAMINATED WATERS USING

Pennisetum clandestinum Hochst (KIKUYU)

ABSTRACT

The removal of lead from a 30 ppm Pb (II) simulated water using Kikuyu as a biosorbents that was prepared by a process of acid hydrolysis followed by a basic hydrolysis was investigated. The adsorption process was conducted in a jar test equipment in order to find out the relationships between the adsorption capacity (Q), the response variable, and the independent variables under study: biosorbents dose, stirring speed and pH. It was found that the maximum capacity of adsorption of 139.35 mg / g was achieved with 0.06 g of biosorbents dose (Kikuyu), 100 rpm for stirring speed and pH 6. The mathematical model that relates Q with the most significant variable, the biosorbents dose (Do) was determined. The kinetics of adsorption follows a first order model ($R^2 = 0.9445$), where the value of $k = 0.0089 \text{ t}^{-1}$. The Langmuir model represents the adsorption process ($R^2 = 0.9955$).

Keywords: kikuyu, biosorption, lead, Isotherm of adsorption, kinetics

1. INTRODUCCIÓN

El aumento de la contaminación de las aguas residuales urbanas e industriales por iones de metales pesados, tales como Cd, Cr, Zn, Hg, Pb, etc., es un problema medioambiental de importancia creciente, porque aun en muy baja concentración son altamente tóxicos^[1].

Los métodos convencionales para el tratamiento de aguas residuales con metales pesados resultan costosos e ineficientes, especialmente cuando la concentración de los metales es muy baja^{[2][3]}.

El desarrollo de nuevas tecnologías, en base a la materia prima nacional es una tarea pendiente para los investigadores de países en vía de desarrollo como el nuestro. Varios estudios han demostrado que la biomasa de diferentes especies de residuos lignocelulósicos, bacterias, hongos y algas, son capaces de concentrar en sus estructuras, iones metálicos que se encuentran en ambientes acuáticos^[4].

La extracción de metales mediante biosorbentes vegetales se atribuye a sus proteínas, carbohidratos y componentes fenólicos que contienen grupos carboxil, hidroxil, sulfatos, fosfatos y amino que pueden atrapar los iones metálicos^[5].

En el marco de estos antecedentes, el presente trabajo planteó como objetivo investigar la capacidad del kikuyo, para remover Pb(II) de soluciones de aguas contaminadas.

2. PARTE EXPERIMENTAL

La muestra estuvo constituida por el *Pennisetum clandestinum hochst* (kikuyo), como agente natural y agua sintética contaminada con 30 ppm de Pb (II).

La preparación del biosorbente comprendió consecutivamente las etapas de lavado, selección, pesado, secado, molienda, activación, filtración, neutralización, secado, molienda y tamizado

La activación se realizó, de acuerdo a lo propuesto por Mussatto y Col (2006) [6], mediante hidrólisis ácida con H₂SO₄ al 1.25% durante 60 minutos, seguida de hidrólisis alcalina con NaOH al 3.25% por el mismo tiempo mediante reflujo, con el fin de incrementar el porcentaje de fibra presente

Las pruebas de adsorción se realizaron en un equipo de prueba de jarras (Figura 1), donde se consideraron como parámetros: Temperatura: ambiente, concentración de la solución sintética: 30 ppm, volumen de la solución sintética: 300ml, tiempo de agitación: 60 minutos, como Variables independientes: Dosis de biosorbente (0.06 g y 0.18 g): Do, Velocidad de agitación (50 rpm y 100 rpm): V, pH de solución (6 y 8) y Variable dependiente: Capacidad de Adsorción (mg/g): Q



Figura 1. Pruebas de remoción

Para el desarrollo de las experiencias se utilizó un diseño experimental factorial 2³ y se consideraron 3 puntos medios.

La concentración final de Plomo se determinó mediante la técnica de absorción atómica, en los Laboratorios Analíticos del Sur (Arequipa). La cantidad de iones plomo adsorbidos (Q) en mg/g. adsorbente; se calculó mediante la siguiente ecuación:

$$Q = \frac{(C_i - C_f) * V}{m}$$

Donde, Q: capacidad de biosorción (mg/g); v: volumen de solución (L); m: masa de adsorbente (g); c: concentración (mg/L).

La cinética de adsorción se determinó a las condiciones a las cuales se logró el mejor resultado obtenido en el proceso de adsorción, Para el cálculo de los parámetros de la cinética se utilizó el método integral; se probaron los modelos cinéticos de orden cero, uno y dos. Se evaluaron los modelos isotérmicos de Langmuir y de Freundlich.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN DE RESULTADOS

Los resultados que muestran los valores de las variables respuesta se resumen en la tabla N° 1

Tabla 1. Resultados del proceso de adsorción

N°	Variables Independientes			Variable dependiente
	Do (g)	V (rpm)	pH	Q (mg/g)
1	0.06	50	6	105.80
2	0.18	50	6	34.48
3	0.06	50	8	115.30
4	0.18	50	8	34.05
5	0.06	100	6	139.35
6	0.18	100	6	44.32
7	0.06	100	8	134.35
8	0.18	100	8	47.65
9	0.12	75	7	39.28
10	0.12	75	7	39.88
11	0.12	75	7	39.58

En el experimento 5 se logró mayor capacidad de adsorción (Q) utilizando *Pennisetum clandestinum hochst* (kikuyo) a una dosis de 0.06 g, una velocidad de agitación de 100rpm y pH 6, logrando una capacidad de adsorción de 139.35mg/g.

En la Figura 2 que representa la superficie de la capacidad de adsorción estimada (Q, mg/g), se puede apreciar que se logra mayor capacidad de adsorción a menores dosis de biosorbente y valores mayores de velocidad de agitación.

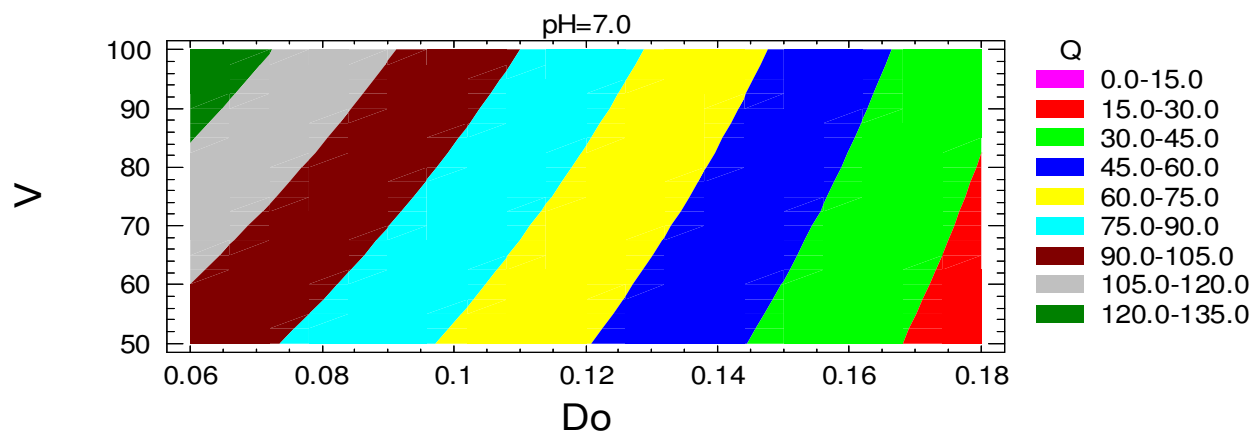


Figura 2. Contornos de Superficie de la respuesta estimada (Q, mg/g)

Para determinar la significancia de las variables independientes se realizó el análisis de varianza (ANOVA) (Tabla 2).

Tabla 2. Significancia de las variables independientes

Fuente	variables		Suma de Cuadrados	GL	Cuadrado medio	F-Ratio	P-Valor
A	Do	Dosis de biosorbente	13973.7	1	13973.7	14.14	0.0198
B	V	Velocidad de agitación	723.711	1	723.711	0.73	0.4404
C	PH	pH de solución	6.93781	1	6.93781	0.01	0.9372
AB	Do-V	interacción Do-V	106.653	1	106.653	0.11	0.7590
AC	Do-pH	interacción Do-Ph	0.340312	1	0.340312	0.00	0.9861
BC	V-pH	interacción V-pH	14.2845	1	14.2845	0.01	0.9101
Error							
Total			3952.69	4	3952.69		
Total			18778.4	10			

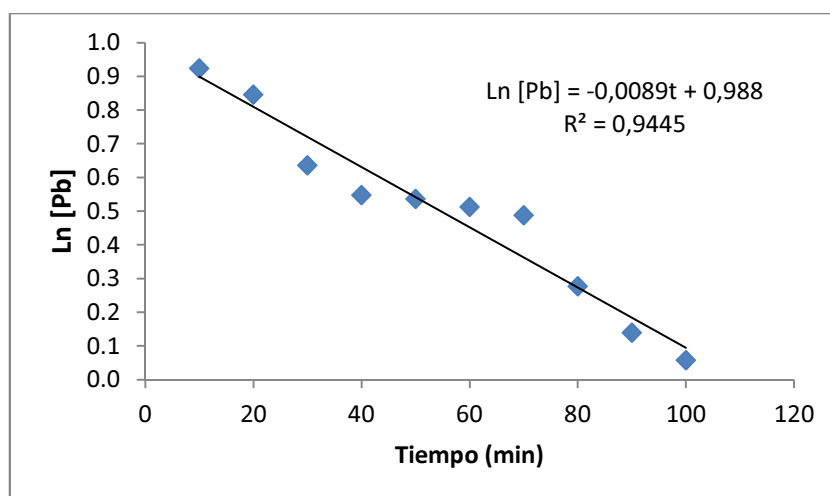
Del análisis de la prueba ANOVA el valor del F-Ratio solo para la variable independiente Do es mayor que el F- tabla y además presenta un p-valor inferior a 0.05 indicando que es significativamente diferente de cero al 95.0% de nivel de confianza. Por tanto la variable independiente dosis de biosorbente (Do), es la variable más significativa.

El modelo matemático ajustado que relaciona la variable respuesta con Do, es:

$$Q = 153.959 - 696.563 \cdot Do$$

Los resultados obtenidos, respecto del tiempo de adsorción, sugieren que el proceso de adsorción se realizó en dos etapas, una rápida, de 0 a 15 minutos y una lenta, de 30 a 120 min.

Respecto a la cinética de adsorción, el ajuste mostró la correspondencia a una cinética de primer orden. El estadístico R^2 indica que dicho modelo explica el 94.45 % de la variabilidad de la concentración final del plomo (II) (Figura 3); siendo el valor de la constante de velocidad de adsorción de $k = -0.0089 \text{ t}^{-1}$.

**Figura 3.** Ajuste del modelo de primer orden

El modelo de Langmuir (Figura 4) representa al proceso de adsorción de plomo (II) con kikuyo y explica el 99.55% de la variabilidad de la capacidad de adsorción. El valor de b (0.0057) indica que existe una gran afinidad del adsorbato por el biosorbente, semejante al encontrado con el biosorbente preparado a partir de la cascara de yuca^[7].

La capacidad máxima de adsorción $Q_{\max}$ (303.03 mg/g), indica la saturación de la monocapa, este valor al ser comparado con biosorbentes tales como: residuos de jardines domésticos^[8], Gigantón^[9], cascara de naranja modificada^[10] y cascara de limón^[11], presenta la mayor capacidad de adsorción.

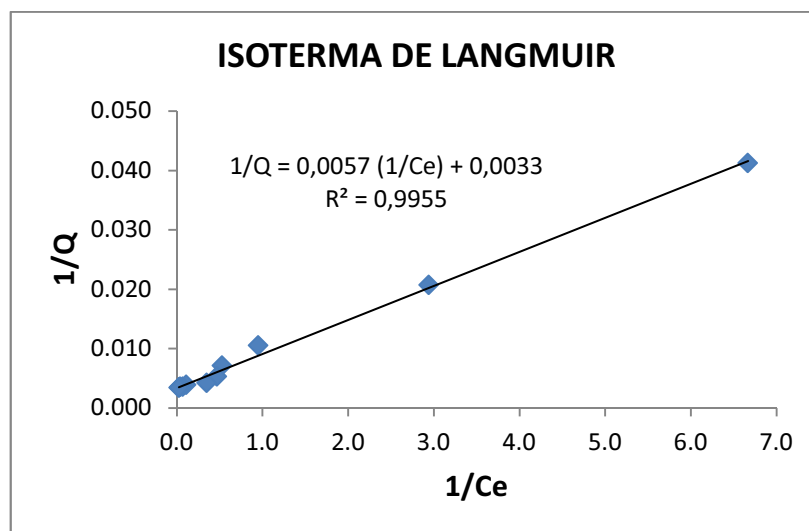


Figura 4. Forma lineal de la ecuación de Langmuir

4. CONCLUSIONES

Los resultados han demostrado que el kikuyo es efectivo en la remoción de Pb (II) de aguas contaminadas simuladas, superando a la performance de adsorción de otros biosorbentes de referencia.

Por lo tanto, los resultados de esta investigación pueden ser aplicados en la remoción de Pb (II) de los efluentes industriales, que presentan niveles de plomo por encima de los Límites Máximos Permisibles, con lo que no solo se plantea la posibilidad de aprovechamiento de este residuo; sino de abaratar los costos de tratamiento de los efluentes.

5. REFERENCIAS

- [1]. Basso M, Cerrella E, Cukierman A. Avances en Energías Renovables y Medio Ambiente. 2002; 6: 69 – 74.
- [2]. Volesky B. "Removal and recovery of heavy metals by biosorption". En: Biosorption of Heavy Metals. B. Volesky (ed.). Boca Raton (EE.UU) CRC Press. 1990 p. 7-44.
- [3]. Zinkus G, Byers, Doerr W. Chem. Engng. Progr. 1998; 94 (5): 19-31.
- [4]. Abia A, Horsfall M, Didi O. J. Appl. Sci Environm. Mgt. 2002; 6: 89-95.
- [5]. Villaescusa I, Martínez M, Miralles N. Water Res. 2004; 38: 992-1002.
- [6]. Mussatto S, Dragone G, Fernandes M, Rocha G, Roberto I. "Efecto de los tratamientos de hidrólisis ácida e hidrólisis alcalina en la estructura del bagazo de malta para liberación de fibras de celulosa". En proceedings del XXII Interamerican Confederation of Chemical Engineering. Escola de Engenharia de Lorena – Departamento de Biotecnologia. 2006. São Paulo (Brasil). Universidade de São Paulo – EEL - USP.
- [7]. Maldonado, A. Adsorción de Cr (III) en la biomasa residual de yuca. Tesis Ph.D. Arequipa (Perú): Universidad Nacional de San Agustín de Arequipa, 2005.
- [8]. Fernández U, Luque C. Remoción de plomo de agua contaminada usando Trichocereus cuzcoensis, Tesis pregrado.

Cusco (Perú): Universidad Nacional de San Antonio Abad del Cusco, 2007.

- [9]. Larenas C, Andrango D, Inga P. “Estudio isotérmico de biosorción de plomo en aguas utilizando residuos vegetales”. Universidad Politécnica Salesiana. Quito, Ecuador, 2008.
- [10]. Tapia N, Muños J, Torres F, Yarango A. “Biosorción de Pb (II) por cascara de naranja, Citrus Cinesis, modificada” Universidad Peruana Cayetano Heredia. 2003
- [11]. Millán E, Balderas P, Roa G, Barrera C, Colín A “Sorción de Cd (II) y Pb (II) usando un biosorbente de bajo costo” Universidad Autónoma del Estado de México, 1999.

TITULO DEL MANUSCRITO

NombreA ApellidoA¹, NombreB ApellidoB^{1*}, NombreC ApellidoC²

1: Dirección de Afiliación 1 (*colocar dirección completa*)

2: Dirección de Afiliación 2 (*colocar dirección completa*)

* e-mail: nombre@correo.com (*colocar la dirección email del autor de correspondencia*)

RESUMEN

El presente documento establece las instrucciones detalladas para la preparación del manuscrito para arbitraje en la Revista Latinoamericana de Metalurgia y Materiales (RLMM). El Resumen no debe ser mayor a 300 palabras.

Palabras Claves: Instrucciones para autor, Formato, Plantilla MS-Word, Estilos.

TITLE OF THE MANUSCRIPT

ABSTRACT

The present document presents the detailed instructions for the edition of the manuscripts submitted to the Revista Latinoamericana de Metalurgia y Materiales (RLMM). The abstract should be no longer than 300 words.

Keywords: Guide for Authors, Format, MS-Word Template, Styles.

1.- INTRODUCCIÓN

Los trabajos remitidos a la RLMM son manejados bajo estricta confidencialidad durante su revisión, y deben ser trabajos de investigación "originales" que no hayan sido publicados previamente y que no se encuentren en un proceso de revisión por alguna otra revista. Si el trabajo es aceptado, éste no debe ser publicado en otra revista en la misma forma, ni en cualquier otro idioma diferente al usado en la preparación del artículo, sin la expresa autorización de la RLMM.

Desde el año 2006, el Comité Editorial de la RLMM asume el reto de lograr reducir los tiempos asociados al proceso de revisión de los trabajos remitidos, planteándose como objetivo inicial que la fase de arbitraje no supere un lapso de seis (6) meses para notificar a los autores de la aceptación o no de sus artículos remitidos.

El proceso de arbitraje es realizado por al menos por dos (2) especialistas en el área de pertinencia del trabajo remitido (aunque usualmente se remite a 3 árbitros), quienes evaluarán el trabajo sobre la base de originalidad y mérito. Los árbitros pueden ser nacionales o internacionales, y no estarán adscritos a la o las instituciones a las que se encuentran afiliados los autores del trabajo.

Si se establece que se requiere una revisión del manuscrito remitido, se le brindará a los autores un lapso máximo de dos (2) meses a partir de la fecha en la cual reciban los comentarios de los árbitros o evaluadores, para realizar la revisión del manuscrito y concretar su re- envío online, a través del portal www.rlmm.org, a la RLMM para su consideración final. Un manuscrito revisado pero remitido por los autores luego de los tres (3) meses establecidos, podrá ser considerado como un nuevo artículo.

Asimismo, es importante para el Comité Editorial de la RLMM reducir el tiempo dedicado a las actividades de edición (formato) del manuscrito. Por esta razón se recomienda a los autores hacer uso de las instrucciones de formato indicadas en el presente documento, a fin de poder difundir en versión electrónica el artículo en su versión final (revisada).

Completado este proceso, los autores recibirán un correo de aceptación, por parte del respectivo Editor de Área, donde se indicará, de ser factible, el volumen en el cual será publicado su trabajo, realizándose primeramente una publicación "on-line" del trabajo antes de su aparición en la versión impresa de la revista.

2.- PARTE EXPERIMENTAL

Márgenes de 2,00 cm por cada lado, excepto el superior que debe ser de 2,50 cm, en papel tamaño carta.

Usar letra Times New Roman y escribir todo el texto a espacio simple. Los artículos pueden ser escritos en español, portugués o inglés.

La primera página del manuscrito debe contener: título del trabajo, autores, afiliación y dirección, correo electrónico del autor "a quien corresponda", resumen y palabras claves, tal y como se ejemplifica en el inicio de este documento.

El título del artículo debe ser escrito en el idioma utilizado para el texto general del mismo, usando el siguiente formato: mayúsculas, tamaño 12 y centrado.

Debajo y centrado deben aparecer nombre y apellido de los autores. De ser necesario, indicar con superíndices numéricos arábigos si existe más de una afiliación. La afiliación de todos los autores debe incluir el nombre de la institución de cada autor y su dirección completa, y obviando cualquier correo electrónico.

Debajo de la afiliación, colocar el correo electrónico del autor de correspondencia (corresponding author). Identificar con un asterisco en la línea de autores el nombre del autor o autores a quienes pertenecen los correos electrónicos (máximo dos autores).

El resumen del trabajo no debe ser mayor de 300 palabras escrito en dos de los idiomas mencionados, correspondiendo el primer resumen al idioma usado para el manuscrito (ej. español e inglés o portugués e inglés). Una lista de 3-4 palabras claves debe aparecer a continuación de cada resumen en los idiomas seleccionados.

Antes del texto de resumen, debe colocarse la palabra "Resumen" o "Abstract" en el formato mostrado, según sea el caso. En la siguiente línea iniciar el texto del resumen con un párrafo justificado. Luego del texto del resumen, colocar las palabras claves, en *itálicas* tal y como se muestra en esta plantilla.

2.1.- Texto principal

Todo el texto debe ser escrito en tamaño 11, párrafos justificados y sin sangría, con un espaciado entre párrafo de 4 pts, a excepción de los espaciados entre párrafos y títulos o subtítulos que se indican en la siguiente sección.

Toda abreviatura, acrónimo y símbolo debe ser definido en el texto en el momento que es presentado por primera vez.

2.1.1.- Títulos

Todos los títulos de las secciones principales (títulos de 1 nivel) serán numerados con números arábigos, a saber: 1. Introducción, 2. Parte Experimental, 3. Resultados y Discusión, 4. Conclusiones, 5. Agradecimientos y 6. Referencias. Deben estar en **negritas**, mayúsculas, tamaño 11, alineados a la izquierda.

Títulos de 2 niveles (Ej. 3.1 Materiales, 3.2 Ensayos, etc.) deben estar en **negritas**, minúsculas con la primera letra en mayúscula, alineados a la izquierda, con el color indicado.

Subtítulo de Tercer Nivel (Ej. 3.2.1 Análisis Térmico, 3.2.2 Análisis Morfológico, etc.), deben estar en *itálicas* sin **negrita**, minúsculas con la primera letra en mayúscula, justificados.

3.- RESULTADOS Y ANÁLISIS DE RESULTADOS

3.1.- Figuras y Tablas

Los autores deben ubicar las Figuras y Tablas inmediatamente después de ser citadas en el texto, tal y como desean que aparezcan en la versión final del artículo y centradas. Se recomienda que las figuras y tablas ocupen un ancho máximo de 8,00cm, ya que será ubicadas en un formato de 2 columnas al momento de la diagramación final del artículo aceptado para su publicación.

Las figuras deben presentar sus respectivos títulos en tamaño 10 y numerados con números arábigos de acuerdo a orden de aparición, ubicado en la parte inferior para las figuras (ver Figura 1). Similarmente en el caso de las tablas, pero colocando el título en la parte superior de ésta. El tamaño de letra de los rótulos, leyendas, escala y títulos de ejes de las figuras, deben estar entre 10-11 pts una vez definido el tamaño definitivo.

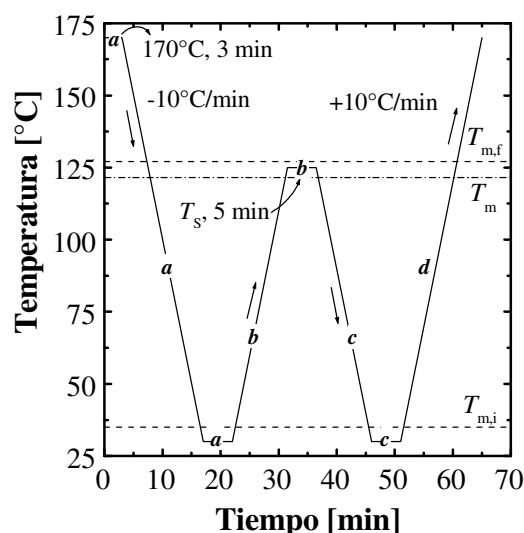


Figura 1. Tratamiento térmico de autonucleación aplicado en un equipo DSC a un PELBD.

En las tablas (ver Tabla 1), el encabezado de las columnas debe ir en itálica y en tamaño 10, el texto restante de la tabla en igual tamaño y sin itálica (incluyendo título de la tabla), y las notas al pie de tabla en tamaño 9. Igualmente numeradas por orden de aparición.

Tabla 1. Características de las resinas de PET empleados en el trabajo.

<i>Propiedades</i>	<i>PET-1</i>	<i>PET-2</i>	<i>PET-3</i>
Tipo	Copol.	Copol.	Homopo l.
Contenido de ácido isofáltico [% mol] ^a	2,32	2,28	-
Contenido de dietilenglicol [% mol] ^a	2,57	2,52	1,85

a: Determinación realizada por Resonancia Magnética Nuclear de protones (RMN-H1) en solución.

No se deben usar líneas verticales para definir columnas. Sólo se permite el uso de líneas horizontales, trazándose al menos 3 líneas con el ancho de la tabla que delimite el alto de la misma y que separe el

encabezamiento de las columnas del resto del texto de la tabla (ver Tabla 1).

Se prefiere el uso del sistema de unidades SI. Si el texto es escrito en español o portugués, usar como separador decimal la “coma” y no el “punto”.

Cuidar la resolución de las figuras u objetos para garantizar su calidad al visualizar en pantalla e imprimir. Para las fotos se recomienda una resolución igual o superior a 300 dpi, y que las mismas sean insertadas a partir de archivos de imágenes con los siguientes formatos JPG, GIF o TIF (*evitar el formato BMP*).

En las figuras se debe cuidar el grosor de los ejes y trazados de curvas (superior a 0,5 ptos), así como tamaño de los símbolos (igual o superior a 7 ptos). Se debe evitar la presentación de figuras obtenidas por digitalización vía escáner, ya que puede traer problemas de calidad.

Colocar las figuras, fotos u otros objetos desvinculados de los programas que le dieron origen, lo cual permite un archivo con un menor tamaño y minimizar los riesgos de alguna modificación involuntaria de su contenido.

En la elaboración de figuras o ilustraciones es recomendable **no editar** usando las opciones de dibujo que ofrece el MS-Word. Si se hace, se sugiere al final agrupar todos los elementos que forman la figura y hacer un “copiado y pegado especial” como imagen en el mismo programa y colocar en “línea con el texto” lo cual evita que la figura flote y se desplace del lugar deseado en el texto (para esto último, hacer clic en la figura y seleccionar en el menú Formato, la opción “Imagen...” e ingresar a la ficha “Diseño”). De no seguirse las recomendaciones anteriores, no hay garantía de conservar la edición realizada a la figura, durante los ajuste finales de formato que requiera realizar el equipo de trabajo de la revista.

En caso de que las figuras contengan elementos a color, sólo se garantizan los mismos en la visualización digital del artículo, más no en la reproducción del número impreso cuando salga en circulación, por lo que se recomienda usar colores que sean emulados en una escala de grises que permita su distinción al imprimir en calidad láser en blanco y negro.

3.2.- Ecuaciones y estructuras químicas

Las estructuras químicas deben ser editadas con el uso de algún programa adecuado de dibujo para tales fines.

3.2.1.- Ecuaciones

Van centradas en la columna, identificadas con un número entre paréntesis numerando de forma correlativa desde 1 a medida que aparecen en el texto:

$$F = m \cdot a \quad (1)$$

Se debe definir con claridad el nombre de cada una de las variables que constituyen la ecuación y se prefiere el uso de exponentes fraccionarios para evitar el símbolo de raíz. Cuidar que el tamaño de las letras y símbolo no sea superior a 11 ptos.

4.- CONCLUSIONES

Ingresar las conclusiones del trabajo en formato de párrafos. Evitar conclusiones largas y el uso de viñetas.

5.- AGRADECIMIENTOS

Colocar agradecimiento de ser necesario. Esta sección es opcional.

6.- REFERENCIAS

Cuando la cita implique la conveniencia de mencionar el nombre del autor o autores, indicar con un número arábigo entre corchete en línea con el texto antecedido por el apellido o apellidos según los casos siguientes:

Un autor (Ej. Pérez [1] evaluó los...)

Dos autores (Ej. Liu y Gómez [2] evaluaron los...)

Más de dos autores: Indicar sólo el apellido del primer autor seguido de término latín “et al.” en itálica (Ej. Pérez et al. [3] evaluaron los...).

Cuando la cita corresponde a un concepto general, fundamento, planteamiento, etc., que no requiere la mención al autor o autores, la cita se hace usando sólo el número entre corchete al final de la idea (típicamente al final de una oración o párrafo).

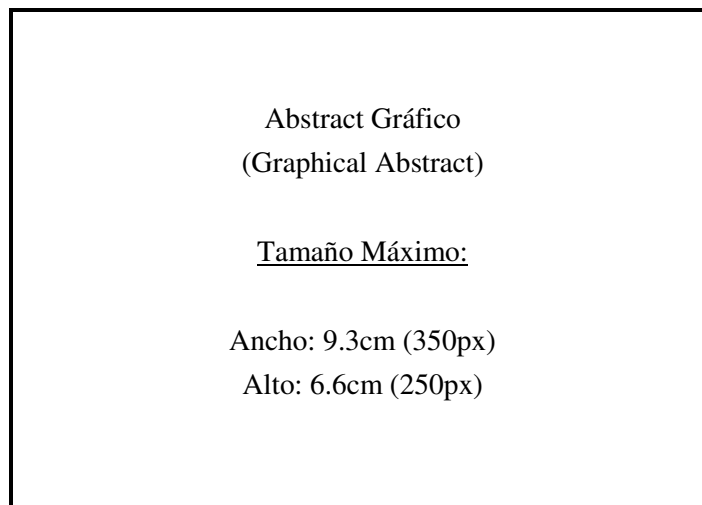
En el caso de una figura tomada sin modificación alguna de un trabajo ya publicado, no es suficiente con citar una referencia, ya que se puede estar violando “Derechos de Autor” (este es particularmente importante en caso de que la fuente bibliográfica sea un artículo científico). Es necesario que el título de la figura haga mención al “permiso de reproducción” otorgado por la editorial responsable de la publicación de donde se ha tomado la cita, permiso el cual debió ser oportunamente gestionado por los autores del manuscrito a ser remitido a la RLMM.

Seguir el formato indicado a continuación de acuerdo al tipo de referencia a:

- [1]. Fillon B, Wittman JC, Lotz B, Thierry A. J. Polym. Sci. B: Polym. Phys. 1993; 31 (10): 1383-1393.
- [2]. Brydson JA. *Plastics Materials*, 7ma Ed. Oxford (Inglaterra): Butterworth Heinemann Ltd., 1999, p. 151-159 (o Cap. 1, según convenga).
- [3]. Yoshimura M, Suda H, “Hydrothermal Processing of Hydroxyapatite: Past, Present, and Future”. En: Brown PW, Constantz B (eds.), *Hydroxyapatite and Related Compounds*. Boca Raton (EE.UU.): CRC Press Inc., 1994, p. 45-72.
- [4]. Zhang M, Huang J, Lynch DT, Wanke S, “Calibration of Fractionated Differential Scanning Calorimetry Through Temperature Rising Elution Fraction”. En: *Proceedings del 56th Annual SPE Technical Conference (ANTEC) 1998*. Georgia (EE.UU.): Society of Plastics Engineers, 1998, p. 2000-2003.
- [5]. Santana OO. *Estudio de las Fractura de Mezclas de Policarbonato con Acrilonitrilo-Butadieno-Estireno*, Tesis Ph.D. Barcelona (España): Universitat Politècnica de Catalunya, 1997.
- [6]. Norma ASTM D 790-02, *Standard Test Methods for Flexural Properties of Unreinforced and Reinforced Plastics and Electrical Insulating Materials*, Vol. 8.01, Filadelfia (EE.UU.): American Society for Testing and Materials, 2003.
- [7]. Takahashi M, Adachi K, Menchavez RL, Fuji M, J. Mat. Sci. 2006 [On-Line]; 41 (7): 1965 – 1972 [citado 10-May-2006]. ISSN (on-line): 1573-4803
- [8]. Othmer K. *Encyclopedia of Chemical Technology* [en línea]. 3rd ed. New York: John Wiley, 1984 [citado 3-ene-1990]. Disponible a través de: DIALOG Information Services, Palo Alto (California, USA).

Resumen Gráfico (Graphical Abstract)

Para la versión online de la RLMM, se les pide a los autores que incorporen un Resumen Gráfico (Graphical Abstract) de su trabajo. Este resumen gráfico debe ser: una figura original (no utilizada en su totalidad en la escritura del manuscrito), a color, cuyo tamaño horizontal esté entre 300 a 350px (7.9 a 9.3cm), y con una tamaño vertical entre 200 a 250px (5.3 a 6.6cm). Se les invita a los autores a visitar los últimos números de la RLMM, donde podrán observar diferentes tipos y modelos de resúmenes gráficos.



ENVÍO DEL MANUSCRITO

Para la versión sometida a arbitraje, el Autor de Correspondencia DEBERÁ remitir vía la página web: www.rlmm.org (previo registro como usuario) su manuscrito en formato .PDF (siguiendo las instrucciones según esta plantilla). Adicionalmente es OBLIGATORIO que el Autor ingrese todos los autores del manuscrito (llenando todos los campos requeridos por el sistema por cada autor adicional), y que de igual forma anexe la lista de sugerencias de posibles árbitros para su trabajo como "Archivo Adicional" utilizando la planilla titulada "RLMM-PostulacionArbitros.doc", que puede ser descarga de la página web de la revista.

Mientras el proceso de Arbitraje esté en curso, todas las versiones corregidas del manuscrito deberán ser enviadas en formato .PDF; si el manuscrito es aceptado para su publicación en la RLMM, el Editor o el Editor de Sección de turno se comunicará con el Autor de Correspondencia para pedirle la versión final aceptada del manuscrito en formato .DOC (la cual será utilizada para el proceso de diagramación final) y cualquier otro archivo adicional, tal como la planilla de "Transferencia de Copyright".

Con respecto al tamaño de los archivos subidos, los Autores deberán trabajar con manuscritos cuyo tamaño no exceda los 6 MB.

DERECHOS DE AUTOR Y PERMISOS DE REPRODUCCIÓN

El autor que representa el trabajo remitido (autor de correspondencia) debe remitir al Comité Editorial una comunicación de conformidad debidamente firmada, en donde hace transferencia a la RLMM de los "Derechos de Autor" (Copyright) del trabajo remitido una vez que éste es aceptado por la RLMM. Para ello, debe descargar, del sitio WEB de la RLMM la planilla de "Transferencia de Derechos de Autor" y subirla como "Archivo Adicional" en el sistema online en formato PDF o formato de imagen (JPG o TIFF).

La reproducción de cualquier material publicado por la RLMM se puede realizar, siempre y cuando se haya solicitado el permiso correspondiente a la revista.

INFORMACIÓN SOBRE LA REVISTA

1. TEMÁTICA Y ALCANCE

La Revista Latinoamericana de Metalurgia y Materiales, **RLMM** (LatinAmerican Journal of Metallurgy and Materials), es una publicación científica, dedicada al campo de la Ciencia e Ingeniería de Materiales. La **RLMM** fue creada en el año 1981 ante la necesidad de mantener informados a los investigadores, profesionales y estudiantes de los avances científicos básicos y tecnológicos alcanzados en Iberoamérica en Ciencia e Ingeniería de Materiales. Su principal interés es la publicación de trabajos arbitrados originales de investigación y desarrollo en ciencia e ingeniería de los materiales (metales, polímeros, cerámicas, biomateriales, nuevos materiales y procesos y materiales compuestos).

- a. **Artículos Regulares:** Son contribuciones libres por parte de autores que desean divulgar los resultados de sus investigaciones y desarrollos en la **RLMM**. Estos artículos son arbitrados por pares (ver Proceso de Revisión por Pares).
- b. **Artículos invitados:** Son artículos que escriben reconocidos expertos iberoamericanos por invitación especial del Comité Editorial de la **RLMM**. Estos artículos también son arbitrados por pares (ver Proceso de Revisión por Pares).
- c. Artículos publicados en números especiales de la **RLMM** denominados **SUPLEMENTOS** y que son dedicados a publicar proceedings de congresos específicos. Estos artículos son arbitrados por comisiones "ad hoc" nombradas por los organizadores de dichos eventos.

2. PROCESO DE REVISIÓN POR PARES

Los trabajos remitidos a la **RLMM** son manejados bajo estricta confidencialidad durante su revisión, y deben ser trabajos de investigación "originales" que no hayan sido publicados previamente y que no se encuentren en un proceso de revisión por alguna otra revista. Los trabajos son enviados a un mínimo de tres árbitros cuyas instituciones de adscripción sean diferentes a las de todos los autores del artículo.

En el momento de enviar su artículo, el autor de correspondencia también deberá enviar una planilla (cuyo formato se encuentra en las normas para autores) con una lista de sugerencias de posibles árbitros para su trabajo.

Si el trabajo es aceptado, éste no debe ser publicado en otra revista en la misma forma, ni en cualquier otro idioma diferente al usado en la preparación del artículo, sin la expresa autorización de la **RLMM**.

El Comité Editorial de la **RLMM** hace lo posible para que la fase de arbitraje no supere (salvo en casos excepcionales) un lapso de seis (6) meses para notificar a los autores de la aceptación o no de sus artículos remitidos.

Si se establece que se requiere una revisión del manuscrito remitido, se le brindará a los autores un lapso de tres (3) meses a partir de la fecha en la cual reciban los comentarios de los árbitros, para realizar la revisión del manuscrito y concretar su re-envío a la **RLMM** para su consideración final. Un manuscrito revisado pero remitido por los autores luego de los tres (3) meses establecidos, será considerado como un nuevo artículo.

Asimismo, es importante para el Comité Editorial de la **RLMM** reducir el tiempo dedicado a las actividades de edición (formato) del manuscrito. Por esta razón es necesario que los autores hagan uso de las instrucciones de formato indicadas en la siguiente sub-sección, a fin de poder difundir en versión electrónica el artículo en su versión final (revisada) en un plazo de tres (3) meses, a partir de la fecha de envío a los autores de las observaciones realizadas por los árbitros y por el propio Comité Editorial.

Completado este proceso, los autores recibirán la carta/e-mail de aceptación definitiva donde se podrá indicar el volumen en el cual será publicado su trabajo, realizándose primeramente una publicación "on-line" del trabajo antes de su aparición en la versión impresa de la revista.

3. INDEXACIÓN

La **RLMM** se encuentra indexada en las siguientes bases de datos e índices bibliográficos:

- Scopus (Elsevier)
- CSA Engineering Research Database: Incluida en los siguientes índices:
 - CSA / ASCE Civil Engineering Abstracts
 - Earthquake Engineering Abstracts
 - Mechanical & Transportation Engineering Abstracts
- CSA High Technology Research Database with Aerospace: Incluida en los siguiente índices:
 - Aerospace & High Technology Database
 - Computer and Information Systems Abstracts
 - Electronics and Communications Abstracts
 - Solid State and Superconductivity Abstracts
- CSA Materials Research Database with METADEX: Incluida en los siguiente índices:
 - Aluminium Industries Abstracts
 - Ceramic Abstracts / World Ceramic Abstracts
 - Copper Data Center Database
 - Corrosion Abstracts
 - Engineered Materials Abstracts: Indexada en los siguientes sub-índices
 - Advanced Polymer Abstracts
 - Composite Industry Abstracts
 - Engineered Materials Abstracts, Ceramics
 - Materials Business File
 - Metals Abstracts/METADEX
- Catálogo LATINDEX: Sistema Regional de Información en Línea para Revistas Científicas de América Latina, el Caribe, España y Portugal
- PERIÓDICA: Índice de Revistas Latinoamericanas en Ciencias
- REVENCYT: Índice y Biblioteca Electrónica

de Revistas Venezolanas de Ciencia y Tecnología.

- SciELO Venezuela: Scientific Electronic Library Online - Venezuela. *Ingresada a la Colección ScieLo Venezuela certificada el 30 de junio de 2008. Acceso disponible a través de las web: "SciELO Venezuela", para ver las versiones completas de los artículos publicados en los números 1 y 2 de los volúmenes 22 al 29 y el número 2 del volumen 21, en formato HTML.*

De interés para investigadores venezolanos:

- Desde el año 2007, la **RLMM** es clasificada por el **Observatorio Nacional de Ciencia, Tecnología e Innovación (ONCTI)** como una **Publicación Tipo "A"** al estar indexada en el *Catálogo Latindex*, en SciELO- Revistas Certificadas y por obtener un puntaje de 78,3 en la *Evaluación de Mérito* del año 2007 realizada por el **FONACIT**, puntaje que supera apreciablemente el mínimo de 55,0 puntos exigidos.