

IMPACTO DEL MERCURIO TRANSPORTADO POR EL GAS NATURAL SOBRE ALEACIONES DE ALUMINIO Y ACEROS

Rafael Suárez Baldo y Daniel R. Salinas
Universidad Nacional del Sur, Bahía Blanca, Argentina

SINOPSIS

El gas natural de pozo contiene mercurio a nivel de trazas, principalmente en forma elemental. Bajo las presiones elevadas y las bajas temperaturas del procesamiento criogénico del gas, el mercurio condensa desde la fase gaseosa y se disuelve en el gas licuado. Desde 1973 se conocen casos de falla de equipamiento de aluminio en plantas procesadoras de gas natural o de etileno causadas por mercurio líquido, a través del mecanismo denominado fragilización por metal líquido. Son particularmente susceptibles al ataque las cañerías y los equipos utilizados en la separación criogénica de hidrocarburos. En el caso de los aceros, se ha comprobado en experiencias de laboratorio que el mercurio disminuye la resistencia a la fatiga, y que la corrosión acuosa de estas aleaciones es acelerada por la presencia de compuestos de mercurio. Sin embargo, no existen casos reportados de fallas atribuidos al mercurio transportado por el gas. En este trabajo se presenta una revisión bibliográfica de distintos casos de fallas causados por el mercurio en aleaciones utilizadas en el transporte y procesamiento del gas natural, de los mecanismos de degradación involucrados y de los niveles aceptables de mercurio.

INTRODUCCIÓN

El mercurio está presente en el gas de pozo en concentraciones usualmente inferiores a $100 \mu\text{g}/\text{Nm}^3$, si bien se han informado valores mucho mayores (1-4). La mayoría está en forma elemental (como vapor de Hg), encontrándose como organometálico sólo entre 2 y 5% (1). Bajo las presiones elevadas y las bajas temperaturas del procesamiento criogénico del gas, el Hg condensa desde la fase gaseosa y se disuelve en el gas licuado. En éste puede estar presente en forma elemental, como organometálico, organohaluro y/o sal inorgánica, dependiendo del origen y de la temperatura y presión del condensado. Por debajo de determinada temperatura, el gas licuado se satura con Hg y éste precipita.

La falla de equipamiento de aluminio en plantas procesadoras de gas natural o de etileno causada por Hg líquido es un fenómeno conocido y documentado. Comenzó a estudiarse de modo sistemático a partir de una falla catastrófica ocurrida en un intercambiador de calor de aluminio de una planta de gas licuado en Argelia, en 1973 (5). Son particularmente susceptibles al ataque las cañerías y el equipamiento utilizado en la separación criogénica de hidrocarburos y, dentro de los mismos, las soldaduras y zonas asociadas afectadas por el calor, las áreas altamente tensionadas y los puntos expuestos a altas velocidades de choque. El intervalo de temperatura crítico va desde aproximadamente -40°C hasta temperatura ambiente. Se considera que el Hg sólido (punto de fusión: -39°C) y el vapor de Hg no fragilizan el aluminio.

En el caso de las aleaciones ferrosas utilizadas en el transporte y procesamiento del gas natural (aceros al carbono, de baja aleación o inoxidable), no existen casos reportados de fallas en ductos o plantas atribuidos directa o indirectamente al Hg transportado por el gas. No obstante, existen experiencias de laboratorio donde el Hg líquido o el vapor de Hg disminuyen la resistencia a la fatiga de los aceros; y otras donde la corrosión acuosa de estas aleaciones es acelerada por la presencia de compuestos de Hg en la solución.

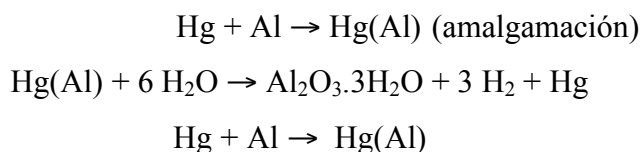
ALEACIONES DE ALUMINIO

Mecanismos de degradación

Los mecanismos por los cuales el Hg puede degradar las aleaciones de aluminio son básicamente tres:

Amalgamación: es el proceso por el cual el Hg forma soluciones líquidas con metales tales como Al, Sn, Au, Ag y Zn. En el caso del Al, la película de óxido formada natural o intencionalmente sobre su superficie le confiere cierta protección. Sin embargo, esta capa protectora no es completamente homogénea y puede tener fisuras o defectos, pero la tensión superficial del Hg dificulta su penetración. No obstante, vibraciones, tensiones mecánicas o térmicas, el ambiente químico y la temperatura pueden favorecer la penetración. Una vez que el Hg tomó contacto con el metal, la velocidad de amalgamación depende, principalmente, del tipo de aleación y su microestructura. Se ha observado, p. ej., que la amalgamación se produce selectivamente en soldaduras, y más rápidamente en determinadas aleaciones (6). La manifestación primaria de la amalgamación es la pérdida de resistencia mecánica en soldaduras. Este mecanismo no requiere tensiones ni un medio electrolítico (p. ej., humedad) para manifestarse.

Corrosión de amalgama: ocurre cuando el Hg y el aluminio se amalgaman en presencia de humedad:



La segunda de estas reacciones involucra un mecanismo electroquímico. Dado que el Hg se regenera, la reacción es auto-propagante en la medida en que exista agua. La diferencia entre la amalgamación simple y la corrosión de amalgama, es que ésta requiere agua y se propaga con cantidades minúsculas de Hg. Estas condiciones pueden presentarse durante las operaciones de mantenimiento o desescarchado de la unidad. Si existen suficiente humedad y Hg, la penetración es rápida, aunque no tanto como en el mecanismo de fragilización discutido abajo. La corrosión de amalgama es muy acelerada por la presencia de O_2 , y se caracteriza por la aparición de cristales filiformes (plumas) de Al_2O_3 . Ocurre en las mismas aleaciones que son susceptibles a la amalgamación simple, si bien puede afectar en algún grado a todas las aleaciones de aluminio (6)

Fragilización por metal líquido (FML): este tipo de ataque, también llamado agrietamiento por metal líquido, ocurre a partir de una amalgamación selectiva de los bordes de grano, seguida de la fractura por tensiones aplicadas o residuales. No requiere la presencia de agua. Se caracteriza por grietas longitudinales y el transporte profundo del Hg en la estructura metálica. Lo inusual de la FML, en comparación con otros procesos de fractura, es la rapidísima velocidad de propagación de las grietas y la baja intensidad de tensiones requerida.

En el caso de las aleaciones de aluminio, este ataque se ha observado casi exclusivamente en aquellas donde el magnesio ha precipitado en borde de grano (como Al_3Mg_2), durante la fabricación o la soldadura. No obstante, aún cuando exista esta segregación, deben coincidir una serie de eventos para que ocurra el agrietamiento:

- el Hg debe estar presente en forma líquida
- debe existir una fisura en el óxido de aluminio que permita el contacto íntimo entre el Hg y el metal base
- deben existir tensiones aplicadas o residuales suficientes

Dado que estos mecanismos no pueden operar por debajo del punto de fusión del Hg, -39°C , no cabría esperar problemas importantes si el intercambiador opera por debajo de esta temperatura. Sin

embargo, durante paradas programadas, salidas inesperadas de servicio u operaciones de desescarchado, la temperatura del intercambiador supera el punto de fusión del Hg.

Sitios de deposición del mercurio

En las plantas criogénicas de gas que resultan contaminadas es difícil estimar la cantidad de Hg retenido y su ubicación. El Hg se acumula en pocos puntos del sistema y puede causar problemas aún a concentraciones iniciales bajas en el gas de proceso. Las cajas frías tienen un área superficial muy grande para transferencia de calor y la superficie del óxido de aluminio tiene una alta afinidad adsorptiva por el Hg. Los sitios donde el Hg precipita y se acumula dependen del diseño de la caja, la caída de temperatura, las características de flujo, la composición de los hidrocarburos y otros factores. En la mayoría de los intercambiadores de placa, el Hg reside en las placas del fondo y en los cabezales y tuberías de salida del paso principal (el más frío). Los sitios más probables para la iniciación de grietas son las soldaduras de los cabezales y los anillos soporte de soldadura de las tuberías.

Historial de fallas

Las fallas en intercambiadores criogénicos inducidas por Hg, que han sido reportadas, han ocurrido por FML en tuberías y cabezales de aleaciones de aluminio que contienen magnesio, en la mayoría de los casos en soldaduras de aleaciones 5083, 5086 y 6061 (7-10). No se registran fallas en núcleos construidos con aleación 3003 soldada con aleación 4004.

Las grietas se han observado luego de 7 a 8 años de servicio (7). Todas se localizaron en las esquinas de los cabezales o en las soldaduras circunferenciales de las tuberías de salida de los cabezales, donde la aleación tenía precipitados en borde de grano. Ocasionalmente las grietas se propagaron al cuerpo de los cabezales debido a la sensibilización ocasionada por la elevada temperatura de secado posterior a la prueba hidráulica.

En aquellos casos donde la aleación 5083 no tenía precipitados en borde de grano, el ataque por Hg produjo un aumento de la rugosidad superficial o una disolución general de la superficie, con una penetración máxima de 0,1 mm luego de 6 años de servicio (7), posiblemente por un mecanismo de amalgamación.

También se han informado fallas causadas por agrietamiento por Hg líquido en turboexpansores de trenes criogénicos, fabricados en aleación de aluminio 6061 (11) y 7075 (12).

Niveles aceptables de mercurio

Para plantas criogénicas de gas con equipamiento de aluminio, son generalmente aceptadas las siguientes recomendaciones sobre el contenido de Hg del gas de alimentación:

- Concentraciones inferiores a $0,01 \mu\text{g}/\text{Nm}^3$: son admisibles sin tomar precaución alguna
- Concentraciones entre $0,01$ y $0,1 \mu\text{g}/\text{Nm}^3$: son admisibles siempre que los equipos construidos en aleación de aluminio estén diseñados para soportar la agresión del mercurio.
- Concentraciones superiores a $0,1 \mu\text{g}/\text{Nm}^3$: deben tratarse con removedor específico

Para el gas natural licuado se consideran aceptables concentraciones inferiores a 5 ppb en peso.

ACEROS

Sitios de acumulación del mercurio

Adsorción: es una observación común que el contenido de Hg del gas disminuye a medida que aumenta el tiempo de residencia del gas en una tubería de acero. Por ejemplo, se ha reportado que un tramo de 110 km el Hg se redujo de 50 a 20 $\mu\text{g}/\text{Nm}^3$ (13) Este fenómeno se debe a que el Hg transportado por el gas es adsorbido químicamente por los óxidos y sulfuros de hierro existentes en las paredes internas de las cañerías, sin formar amalgama. Parte del Hg adsorbido reacciona para formar compuestos no volátiles, principalmente HgS si está presente el H_2S (14). Similar acumulación de Hg se ha observado en paredes de esferas de almacenamiento de gas licuado de petróleo (15). También existen evidencias de que el Hg puede penetrar diversas juntas sin afectar su calidad de sello (2).

No existen relaciones que permitan predecir el grado de contaminación de una instalación de acero a partir de las condiciones operativas. La velocidad de flujo, presencia de productos de corrosión, temperatura y presión, composición del acero, contenido de agua o condensados del gas, etc. pueden jugar un papel muy importante en este proceso. Sin embargo, de las observaciones efectuadas se pueden extraer algunas conclusiones (1,2):

- Los ductos y equipos adsorberán Hg independientemente de la concentración de Hg del gas.
- No se conoce un límite superior para la cantidad de Hg que puede acumularse por unidad de superficie de acero.
- Las tuberías nuevas adsorben más Hg que las antiguas, dado que a medida que la tubería envejece, los sitios de la superficie disponibles para la quimisorción disminuyen.
- En acero inoxidable, la cantidad de Hg adsorbida es siempre menor que en acero al carbono.

Soluciones acuosas: Dependiendo de los tratamientos de deshidratación del gas, puede ocurrir condensación de agua durante el transporte o procesamiento del gas. Compuestos de Hg orgánicos (como el dimetilmercurio) e inorgánicos (como el cloruro mercuríco) pueden disolverse aún en cantidades minúsculas de agua.

Riesgo de degradación del acero provocada por Hg

Como se ha informado, no se conocen casos de fallas de tuberías o equipamiento de acero en plantas atribuidos directa o indirectamente al Hg transportado por el gas, ya sea por fragilidad inducida por metal líquido o por corrosión acuosa. Sin embargo, son posibles teóricamente, y de hecho han sido demostrados en laboratorio, los siguientes mecanismos de degradación:

Fragilización por metal líquido: se ha encontrado que el Hg reduce la resistencia a la fatiga del acero 4340 en tres órdenes de magnitud comparada con la observada en aire (16). La tenacidad a la fractura de probetas entalladas fue disminuida significativamente en ensayos con Hg (16). Aleaciones ferrosas conteniendo 2% de Si, 4% de Al u 8% de Ni presentaron fragilización por Hg en ensayos de tracción con probetas no entalladas (16). En ensayos de velocidad de deformación lenta en probetas soldadas de acero inoxidable 304 sumergidas en Hg, se encontraron pequeñas grietas; sin embargo, en probetas similares no se detectaron signos de ataque en ensayos a carga constante de larga duración (17). En experiencias en autoclave, a temperaturas entre 135 y 177 °C, se observó corrosión acelerada de aceros del tipo 9%Cr-1%Mo y 13%Cr en la interfaz mercurio/solución (18).

En suma, lo que estos experimentos demuestran es que si el acero se encuentra sometido a un mecanismo de agrietamiento previo, que expone metal “fresco”, no oxidado, en el fondo de la grieta (como p. ej. en un ciclo de fatiga), y si el Hg líquido está presente en el extremo de la grieta en cantidad suficiente como para constituir una fase líquida, puede acelerarse el mecanismo de agrietamiento operante. Sin embargo, en la mayoría de los casos prácticos el Hg tenderá a reaccionar preferentemente con los óxidos y sulfuros de Fe, y la probabilidad de que entre en contacto metálico, en su forma elemental, con superficies de acero no oxidadas, sería excepcional.

En otras palabras, para que tuviera lugar un proceso de fragilización por metal líquido, debería existir suficiente cantidad de Hg en la región de la punta de la grieta, lo cual sería factible en los experimentos de laboratorio mencionados, pero muy poco probable en el caso de aceros expuestos al gas natural, dada la afinidad del Hg para la quimisorción sobre los óxidos/sulfuros y el bajísimo contenido de Hg en el gas. Cabe destacar que se ha considerado el uso de acero inoxidable para reemplazar al aluminio en los intercambiadores de calor criogénicos, opción descartada en principio por la diferencia de costos (6).

Corrosión acuosa: En ensayos de laboratorio en soluciones acuosas de dimetilmercurio o cloruro mercúrico, se encontró que el Hg acelera la corrosión del acero al carbono (19). También se ha reportado corrosión acelerada del acero inoxidable 304 en soluciones salinas con 0,5 ppm de Hg (20).

No obstante, para que estos mecanismos se lleven a cabo en la práctica, es necesaria la presencia de agua en contacto con la superficie del acero, lo cual resulta poco probable si se aplica un procedimiento eficiente de deshidratación del gas en la planta de procesamiento.

Corrosión galvánica: El Hg elemental, siendo un metal casi noble, podría actuar como cátodo y, en teoría, acelerar la corrosión del acero por la formación de una cupla galvánica, si se encuentra depositado como una fase separada. Esto podría darse aún en la escala submicroscópica si el Hg se encontrara adsorbido en forma elemental. En el caso de encontrarse depositado como HgS, sería más difícil que actuara como un cátodo eficiente en un proceso de corrosión galvánica, dado que esta sustancia tiene características de semiconductor.

No obstante, como en el caso anterior, es necesaria la presencia de agua en contacto con la superficie del acero para que se manifieste este proceso corrosivo.

CONCLUSIONES

- El mercurio transportado por el gas natural ha producido fallas en equipamientos de aluminio de plantas criogénicas de gas natural, en particular en aleaciones de las series 5000, 6000 y 7000.
- No se conocen casos de fallas de tuberías o equipamiento de acero en sistemas de transporte o plantas de procesamiento de gas natural atribuidos directa o indirectamente al mercurio contenido en el gas. Sin embargo, son posibles teóricamente y han sido demostrados en laboratorio mecanismos de degradación de estos materiales inducidos por mercurio.
- En plantas criogénicas de gas con equipamiento de aluminio se recomienda reducir el contenido de Hg en el gas de alimentación a concentraciones inferiores a $0,01 \mu\text{g}/\text{Nm}^3$. Concentraciones entre $0,01$ y $0,1 \mu\text{g}/\text{Nm}^3$ son admisibles siempre que los equipos estén diseñados para soportar la agresión del mercurio.

REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. K. Crippen and S. Chao, "Mercury in Natural Gas and Current Measurement Technology", Proc. Natural Gas Quality and Energy Measurements Symposium (Feb. 3-5, Orlando, Florida, 1997), pp. 1-16.
2. S. Müssig and B. Rothmann, "Mercury in natural gas. Problems and technical solutions for its removal", Proc. Society of Petroleum Engineering (SPE) Asia Pacific Oil and Gas Conf. (Abril 14-16, Kuala Lumpur, Malasia, 1997), pp. 559-569
3. C.M. Ceccarelli, "Mercury in Natural Gas", Visión Tecnológica, 3(1), pp. 83-90 (1995)
4. W W. Boddle, A. Attari and R. Serauskas, "Considerations for mercury in liquefied natural gas operations", Proc. 6th Intl. Conf. on LNG (Abril 7-14, Kyoto, Japón, 1980), sesion II, paper nº 1.
5. G. T.Kinney, "Skikda LNG plant solving troubles" Oil & Gas J. (sept. 15, 1975)

6. S.M. Wilhelm, A. Macarthur, R.D. Kane, "Methods to combat liquid metal embrittlement in cryogenic aluminum heat exchangers", Proc. 73rd. Gas Processors Assoc. Annual Convention (New Orleans, 1994), pp. 62-71
7. D.R. Nelson, "Mercury attack of brazed aluminum heat exchangers in cryogenic gas service", ídem, p. 178-183
8. J.J. English and G. Kobrin, "Liquid mercury embrittlement of aluminum", *Materials Performance*, 28 (2), pp. 62-63 (1989)
9. D. R. McIntyre, J.J. English and G. Kobrin, "Mercury attack of ethylene plant alloys", Proc. CORROSION/89 Conf. (NACE, 1989), paper N° 106.
10. R. L. Turissini et al., "Mercury liquid metal embrittlement causes aluminum plate heat exchanger failure", *Materials Performance*, 37(6), p. 59 (1998)
11. B. Bavarian, "Liquid metal embrittlement of the 6061 Al-alloy by mercury", Proc. CORROSION/2004 Conf. (NACE, 2004), paper N° 4558.
12. Comunicación privada
13. G. Grotewold, H.D. Fuhrberg and W. Phillip, "Production and Processing of Nitrogen-Rich Natural Gases From Reservoirs in the NE Part of the Federal Republic of Germany", Proc. 10th Word Petroleum Cong. (Bucarest, 1979), vol. 4, pp. 47-54.
14. J. E. Leeper, "Mercury - LNG's Problem", *Hydrocarbon Processing*, 59, 237 (1980)
15. R.A. Suárez Baldo, E.O. Cobo, D.R. Salinas y J.B. Bessone, "Corrosión en esferas de gas licuado de petróleo", Jornadas S.A.M. '99, (Rafaela, Argentina, 1999), trabajo 8.1
16. M.H. Kamdar, "Liquid-Metal Embrittlement", en *Metal Handbook* vol. 13, 9th ed. (ASM, 1987), p. 182
17. D.R. McIntyre and J.W. Oldfield, "Environmental attack of ethylene plant alloys by mercury", en *Corrosion Prevention in the Process Industry* (NACE, 1990), pp. 239-251.
18. J.A. Colwell et al., "Corrosion resistance of materials under Arun Field, Indonesia Conditions Part II", Proc. CORROSION/90 Conf. (NACE, 1990), paper N° 58.
19. S. Wongkasemjit and A. Wasantakorn, "Laboratory Study of Corrosion Effect of Dimethyl-Mercury on Natural Gas Processing Equipment", *J. Corr. Sci. Eng.*, 1, paper12 (1999).
20. C.P. Dillon, *Corrosion Control in the Chemical Process Industries* (NACE, 1994), p. 312

BREVE CURRÍCULUM DE LOS AUTORES

DATOS PERSONALES

Apellido y Nombres: SUAREZ BALDO, Rafael Antonio

Lugar y fecha de nacimiento: Córdoba, 27 de octubre de 1956

Domicilio de Trabajo: Depto. de Ing. Química, Universidad Nacional del Sur, Alem 1253 - 8000 Bahía Blanca

TE/Fax: 0291 4595182; E-mail: sbaldo@uns.edu.ar

ESTUDIOS UNIVERSITARIOS

Licenciado en Físico-Química (Universidad Nacional de Córdoba)

ACTIVIDAD DOCENTE A NIVEL UNIVERSITARIO

Asistente de Docencia, por concurso. Cátedras: Fundamentos de Ing. Química, Ingeniería Electroquímica y Corrosión, Corrosión y Protección de Materiales.

ACTIVIDADES RELACIONADAS CON LA INVESTIGACION CIENTIFICA

Docente-Investigador categoría III

PRINCIPALES AREAS DE INTERES EN INVESTIGACION

Corrosión - Electroquímica

ÚLTIMAS PUBLICACIONES CIENTIFICAS Y PRESENTACIONES A CONGRESOS

"Corrosion of chromium plated rotor in drilling fluid", Surface and Coatings Technology, 122(1), 39-43 (1999)

"Evaluación de un sistema automático de protección catódica", VIII Jornadas Argentinas de Corrosión y Protección, Rosario (1998)

"Corrosión de motor hidráulico en lodo de perforación", Jornadas S.A.M. 98 - Iberomet V, Rosario (1998)

"Corrosion en esferas de gas licuado de petróleo", Jornadas S.A.M. '99, Rafaela (1999)

"Causas de corrosión de tejido de alambre cincado", Jornadas S.A.M.-Conamet-AAS 200, Posadas (2001)

"Fallas de recubrimientos metálicos empleados en equipos de producción de petróleo", Jornadas SAM 2003, Bariloche.

"Causas de Corrosión de Fondo de Tanque de Almacenamiento de Petróleo", Jornadas S.A.M.-Conamet 2005, Mar del Plata.

"Causas de Corrosión de Tubos de Caldera de Recuperación de Calor". Jornadas S.A.M.-Conamet 2007, San Nicolás (Bs. As).

PATENTES

"Una composición de lecho relleno para ánodos de aluminio utilizados en la protección catódica de estructuras de hierro y los anodos de aluminio empaquetados con dicha composición". Autores: R.A. Suárez Baldo, S.G. García y J.B. Bessone. (Patente N°: AR000554B1 – Concedida: 23.02.00 – País: Argentina – 10 años)

ULTIMOS INFORMES TÉCNICOS

"Informe sobre el impacto del Hg contenido en el gas natural sobre acero al carbono, acero inoxidable y aluminio" (2003)

"Caracterización de inhibidor" (2003)

"Determinación de causas de corrosión de varillas y cuplas de bombeo" (2003)

"Determinación de causas de corrosión en partes de bombas" (2003)

"Evaluación del estado corrosivo de armadura en muelle de hormigón" (2004)

“Análisis de depósitos y causas de falla de caldera” (2004)
"Evaluación de proceso corrosivo en coiled tubing" (2004)
“Determinación de causas de corrosión en vástago de bombeo ” (2004)
“Ensayo de corrosión en cámara de niebla salina de acuerdo a Norma ASTM B 117” (2004)
“Ensayo de corriente impresa de ánodo de aluminio, según norma NACE TM0190-98” (2004)
“Determinación de causas de corrosión en cuplas de sarta de bombeo” (2004)
“Determinación de causas de corrosión en partes de bomba de profundidad” (2004)
“Caracterización de ánodo de sacrificio de Al mediante análisis químico y metalográfico” (2004)
“Caracterización de sello mecánico” (2005)
“Determinación de causas de corrosión en terminales positivos de capacitores” (2005)
“Determinación de corriente y potencial de corrosión galvánicos en cuplas de aceros y aleaciones de Cu” (2005)
“Causas de corrosión en válvula esférica” (2005)
"Estimación de la pérdida de espesor de tubos de caldera en condiciones normales de operación. Estimación de la velocidad de corrosión de tubos de caldera a bajo pH” (2005)
"Análisis de falla de tubos de caldera de recuperación de calor” (2006)
“Control y seguimiento del tratamiento de agua de enfriamiento en plantas de olietileno” (2005-2008)
“Determinación espesor y calidad de recubrimiento de chapa galvanizada” (2006)
“Recomendaciones sobre esquema de pintado de acero galvanizado deteriorado” (2006)
“Determinación de causas de corrosión en camisa de cilindro de bomba duplex” (2007)
“Causas de ataque en árbol de levas” (2007)

DATOS PERSONALES

Apellido y Nombres: SALINAS, Daniel Ricardo
Lugar y fecha de nacimiento: Bahía Blanca, 21/06/59
Domicilio de Trabajo: Inst. de Ing. Electroquímica y Corrosión - Dpto. de Ing. Química - Universidad Nacional del Sur - Avda. Alem 1253 - 8000 Bahía Blanca – Argentina
Teléfono / Fax / E-mail: +54 291 4595182 – dsalinas@uns.edu.ar

ESTUDIOS UNIVERSITARIOS Y DE POSGRADO

“Químico” (29/9/1981), Universidad Nacional del Sur, Bahía Blanca, Argentina.
"Ingeniero Químico" (17/6/1983), Universidad Nacional del Sur, Argentina.
"Doctor en Química" (8/12/1988), Universidad Nacional del Sur, Argentina.

ACTIVIDAD DOCENTE A NIVEL UNIVERSITARIO

Profesor Asociado con dedicación exclusiva (ordinario), Asignaturas "Ing. Electroquímica I", "Fundamentos de la Corrosión", "Ing. Electroquímica II" y "Tecnología de los Procesos Electroquímicos", Dpto. de Ing. Química - Univ. Nac. del Sur.

ACTIVIDADES RELACIONADAS CON LA INVESTIGACION CIENTIFICA

Docente-Investigador, Programa de Incentivos, categoría 2.

PRINCIPALES AREAS DE INTERES EN INVESTIGACION

Ing. Electroquímica – Corrosión – Caracterización de superficies.

PUBLICACIONES CIENTIFICAS, PRESENTACIONES A CONGRESOS Y TRABAJOS DE ASESORAMIENTO INDUSTRIAL

Publicaciones científicas: artículos: 24 ; actas: 24
Informes técnicos: 40
Presentaciones a congresos: 64

Ultimas publicaciones:

"STM tip-induced local electrochemical dissolution of silver", S.G. García, D.R. Salinas, C. Mayer, G. Staikov and W.J. Lorenz – *Electrochimica Acta* 48, 1279-1285 (2003).

"The Influence of heat treatment on the corrosion behaviour of Fe_{69.5}Cu₁Nb₃B₉Si_{13.5}Cr₄ FINEMET-type alloy", D.R. Salinas, S.G. García, R. Di Santo, F.F. Marzo, J.B. Bessone and A.R. Pierna – *Latin American Applied Research*, 33, 199-204 (2003).

"First stages of Ni deposition onto vitreous carbon from sulfate solutions". A.G. Muñoz, D.R. Salinas and J.B. Bessone – *Thin Solid Films* 429, 119-128 (2003).

"Inhibitory effects of NO₂⁻ on Ni deposition" – A.G. Muñoz and D.R. Salinas, *J. Electroanalytical Chemistry* 547, 115-124 (2003).

"Nucleation and growth of Zn on HOPG in the presence of gelatine as additive", A. Alvarez and D.R. Salinas – *J. Electroanalytical Chemistry* 566, 393-400 (2004).

DIRECCION DE TESIS

Terminadas: 1

En desarrollo: 1