

C.N.E.A. Biblioteca	
ARCHIVO PUBLICACIONES	
Nº 1	AÑO 1986

00.86.13
(04.86.00)
CNEA NT - 5/86

Departamento Materiales

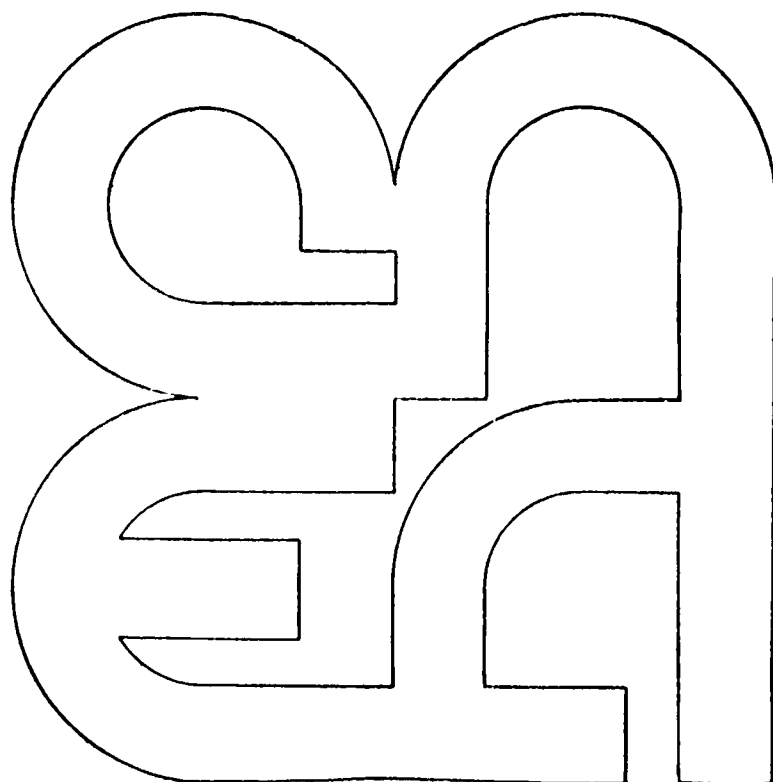
Actividades Año 1985/86

Comisión Nacional
de Energía Atómica

Dirección de
Investigación y Desarrollo

Gerencia de
Desarrollo

Buenos Aires - Argentina
1986



Departamento Materiales

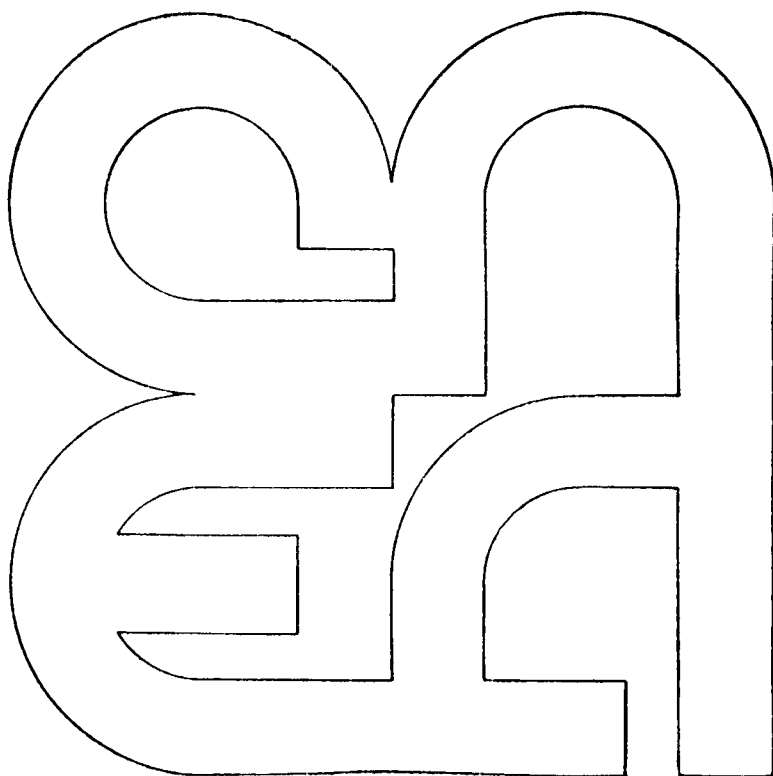
Actividades Año 1985/86

Comisión Nacional
de Energía Atómica

Dirección de
Investigación y Desarrollo

Gerencia de
Desarrollo

Buenos Aires - Argentina
1986



INTRODUCCION

Se resumen a continuación algunos de los resultados alcanzados por el Departamento Materiales en 1985 y 1986. Como es tradicional en nuestro Departamento, las actividades estuvieron centradas en la investigación aplicada, basada en desarrollos básicos, y extendiendo sus efectos hacia la investigación tecnológica y desarrollos tecnológicos. Esto dentro de los objetivos de "Cumplimentar programas de Investigación y Desarrollo con materiales nucleares y convencionales, a fin de generar conocimientos relevantes a los reactores en operación, y proyectos y obras de CNEA y de promover al desarrollo tecnológico nacional en fuerte interacción con la Industria y Universidades Nacionales".

Se desprende de este informe que los conocimientos, adquiridos a través de la investigación, se volcaron, además, en servicios a la industria, otros laboratorios y plantas de la CNEA. Como es ya norma nuestro Departamento mantuvo una prolífica interacción con Latinoamérica a fin de contribuir a la formación de recursos humanos.

Quisiera reproducir algunas de las palabras que pronuncié ante los Ministros de Ciencia y Técnica de América, al recibir el premio de Ciencia y Tecnología "MANUEL NORIEGA MORALES", pues creo que las mismas resumen mi sentir respecto a la labor realizada en estos años en que el Departamento estuvo a mi cargo:

"... Creo que mi modesta contribución en concretar Aplicaciones de la Ciencia y la Tecnología, como todo logro en ciencia y técnica, no resulta del esfuerzo individual, requiere de un conjunto humano con una comunidad de objetivos inserto en un medio prolífico. En éste, las diferentes etapas del progreso individual se cumplen en una atmósfera de realizaciones colectivas. Esta atmósfera científica existe sólo cuando se conjugan circunstancias por desgracia generalmente excepcionales en nuestros países latinoamericanos: Continuidad, estabilidad, claridad de los planes y lucidez de los responsables. En este sentido el Departamento Materiales de la COMISION NACIONAL DE ENERGIA ATOMICA ARGENTINA constituye desde su creación, hace 30 años, por el Profesor Jorge

Sábato, un lugar en el cual, aún con altibajos, la realización científico-técnica es posible..."

"... El relativo éxito individual depende, de existir un entorno adecuado, de la responsabilidad con que se encara cada etapa del desarrollo personal. En los primeros años como profesional, es importante comprender que sólo un esfuerzo útil al medio inmediato es fructífero en el largo plazo, pese a las tentaciones circunstanciales del eventual desarrollo individual en un medio tecnológicamente más propicio. Esto no implica un aislamiento de este último, sino una claridad en los objetivos que permita la complementación..."

"... Nuestra contribución a la aplicación de la física metalúrgica en la tecnología, se basa en encarar en forma integral la relación entre el microcosmos del comportamiento de los metales a nivel atómico con su comportamiento macroscópico tecnológicamente relevante. Esta aproximación al estudio del comportamiento de materiales es adoptada en nuestro grupo de trabajo, aún antes que en los laboratorios de los países más desarrollados. La falta de recursos nos impone limitar a un mínimo indispensable el número de experiencias de laboratorio o "in situ" y evitar en la aplicación tecnológica la aproximación totalmente empírica. Teoría y experiencia deben necesariamente complementarse. Con este enfoque creamos una sistemática cuyas aplicaciones tecnológicas son, por ejemplo, el estudiar el comportamiento en servicio de un elemento combustible o una cañería de un reactor nuclear o las variables que controlan un proceso de fabricación. Nuestro propósito es comprender cómo el diseño, las etapas de fabricación, el estado de tensiones y el medio en que se trabaja un elemento, influye en la microestructura del material que lo compone y cómo ésta determina su comportamiento en servicio. Finalmente, debemos saber cómo variar esta microestructura y a través de esta variación mejorar el rendimiento. Los logros obtenidos en aplicaciones nucleares y convencionales, son alentadores..."

"... Finalmente, quiero destacar que el desarrollo científico y técnico en todas sus etapas, desde lo básico a lo aplicado, en cualquier rama del conocimiento, es un bien que cuesta muy caro. Esto es

especialmente cierto en nuestros países, donde no hay un medio tecnológicamente orientado y donde es de interés de otras áreas del mundo el que no compitamos por sus propios mercados. Así como es muy difícil construir, requiere de un esfuerzo de generaciones, es muy fácil dejarse llevar tanto individual como colectivamente hacia una exaltación de lo logrado, sin comprender que siempre el camino por andar es más largo que el ya recorrido, que el desarrollo científico-técnico es cinético. En lo colectivo, creo que es nuestra obligación actual de hombres de ciencia, el hacer comprender a nuestros dirigentes que el frenar el desarrollo en aras de una ajustada coyuntura económica puede equivaler a dilapidar bienes adquiridos y a coartar las posibilidades de crear una verdadera cultura tecnológica regional..."

Quisiera finalizar esta exposición recordando a aquellos que nos acompañaron en el quehacer durante los años 85 y 86 y que hoy ya no están entre nosotros, nuestros compañeros Stella De Michelli, Antonio Di Bella y Luis A. Constantino.

Dr. Eduardo J. Savino

Este informe fue compilado y compaginado por el COMITE DE PUBLICACIONES DEL DEPARTAMENTO MATERIALES, GERENCIA DESARROLLO, integrado por la Lic. Silvia N. BALART, la Dra. Irene A. MAIER y la Lic. Rosa PIOTRKOWSKI, con la colaboración de la Lic. Alicia DENIS.

Los responsables agradecen especialmente a la Sra. Graciela S. MARSANS por el paciente y esmerado trabajo de mecanografiado, y a la Srta. Mónica N. BARRIENTOS por su colaboración en la finalización y tramitación del mismo.

Se desea agradecer finalmente al Sr. Antonio BINDA, quien tuvo a su cargo la impresión del presente informe.-

PERSONAL DEL DEPARTAMENTO MATERIALES

Jefe de Departamento

Savino, Eduardo J.

Secretaría

*Morchio, María Cristina (Responsable de
Actividades Contables)*

*Roncagliolo, Stella (Responsable de Acti-
vidades Administrativas
hasta junio de 1985)*

*Marsans, Graciela Sylvia (Responsable de
Actividades Administrativas
desde octubre de 1985)*

Barrientos, Mónica

Fernández, Gloria

DIVISION METALOGRAFIA Y TECNICAS ESPECIALES

Investigadores:

Hermida, Jorge D.
Ipohorski, Miguel (Jefe de División e/a Jefe de Departamento desde septiembre de 1986)
Marrapodi, María Rosa
Palacios, Tulio A. (Jefe Sección Difracción)
Quesada, Luis
Vigna, Gustavo L.

Técnicos:

Bermúdez, Susana
Castillo Guerra, Ramón
Di Grillo, Claudio
Garibaldi, Jorge A.
Goldbeck, Virgilio (A partir de marzo de 1985)
González, Rubén O.
Kutran, Andrés
Losada, Irma S.
Marccone, Néstor (Jefe de Sección Microscopía Electrónica)
Montero, Ricardo (A partir de marzo de 1985)
Nieto, Pablo N.
Peralta, Teodoro
Saulino, Daniel A.
Segovia, Félix R.
Zalcman, Silvio (Jefe Sección Metalografía)

Personal Auxiliar:

Bottini, Fabiana E.
Palacio, Stella Maris

Becarios:

Grandío Díaz, Raúl (CONET, 1985)
Maragno, Leopoldo (CNEA, hasta septiembre 1986)

Pontini, Adriana (CNEA)
Szmukler, Adrián (CONET, 1985)
Zalcman, Diego F. (CONET, 1986)

Taller de Construcciones Mecánicas:

Alonso, Ernesto
Cincotta, Alfredo
Domínguez, José N.
Lamas, Florentino
Lucero, Carlos
Ocaranza, Hugo
Vargas, Héctor

DIVISION CORROSION Y TRANSPORTE DE MATERIA

Alvarez, María Graciela
Bianchi, Gustavo
Carranza, Ricardo
De Micheli, Stella* (Jefe de División hasta enero
de 1986)
Galvele, José R. (Jefe de División a partir de
enero de 1986)
García Mario
Haddad, Roberto
Keitelman, Alberto
Lanzani, Liliana
Maier, Irene A. (CIC)
Raspini, Isabel
Semino, Carlos (Jefe Sección Corrosión)
Wexler, Silvana B. de

* Fallecida el 28 de enero de 1986

Técnicos:

Fernández, Silvia
Giordano, Celia Mabel
Leiva, Sergio

Becarios:

Battaglia, Marcela (CONET, 1985)
Manfredi, Carlos (CONICET-INTEMA, hasta agosto 1986)
Rivara, Claudia (CONET, 1985)

Tesistas:

Duffó, Gustavo (Departamento Química)
Gravano, Silvio (Ejército Argentino)
Rebak, Raúl (CONICET)
*Cassiba, Roberto (Gcia. Protección Radiológica y
Seguridad)*

DIVISION FENOMENOS DE TRANSPORTE

Investigadores:

Arias, Delia
Balart, Silvia N.
Denis, Alicia
Dyment, Fanny (Jefe Sección Difusión)
Forlerer, Elena
Galambos, Gustavo
García, Eduardo (Jefe División-Jefe Sección Superficie)
González, Cristina (CIC)
Granovsky, Marta
Hild, Sigfrido
Kurokawa, Kyoko (Hasta febrero de 1985)
Moyano, Edgardo
Piotrkowski, Rosa (Hasta marzo de 1985)
Tendler, Ruth
Zuzek, Estanislao (Hasta febrero de 1986)

Técnicos:

Dhers, Horacio M.
Geraci, Daniel
Papalia, Julio

Becarios:

*Aubry, Agnes, (CNEA, septiembre 1985 hasta septiem-
bre 1986)*
Bettoni, Osvaldo (CONET, 1986)
Ichazo, Sergio (CONET, 1985)
Kovacs, Julio (CNEA)
Mari, Ana (CIC, 1985)

Tesistas:

Alurralde, Martín (CNEA)
Iribarren, Manuel (CIC)
Roberti, Liliana (CIC)
Ruch, Marta (CNEA)
Wilhelm, Aida (CNEA)

DIVISION FUNDICION Y SOLIDIFICACION

Investigadores:

Morando, Rino (Jefe de División)
Vicente, Eduardo
Gervasoni, Juana (a partir de 1986)

Técnicos:

Cucciniello, José
Raffaelli, Héctor
Ziobrowski, Claudio

Becarios:

Barreiro, Marta (CONICET)

DIVISION DANO POR RADIACION

Investigadores:

Coccoz, Guillermina
Fortis, Ana María
González, Héctor (Jefe de División)
Harriague, Santiago (Jefe de Sección Teoría
de Comportamiento de Materia-
les)
Justus, Francisco
Monti, Ana María
Sarce, Alicia
Savino, Eduardo J. (Jefe de Departamento)
Smetniansky de De Grande, Nelly
Terlisky, Silvio (Dirección de Centrales
Nucleares)

Técnicos:

Anello, Daniel
Fracchia, Jorge

Tesistas:

Iriart, Carmen (CIC, 1985)
Pasianot, Roberto (CNEA)

Becarios:

Smukler, Adrian (CONET, 1985)
Dindurra, Marcelo (CONET, 1986)

DIVISION TRATAMIENTOS TERMOMECAÑICOS

Investigadores:

Alvarez, Perla
Andreone, Carlos
Badino, Néstor
Cabo, Amado (Con licencia)
Carfi, Guillermo (IAS)
Hey, Alfredo (Con licencia)
Muro, Sergio
Pasqualini, Enrique
Piotrkowski, Rosa (A partir de marzo de 1985)
Ruzzante, José
Schiapparelli, Estela R. de
Versaci, Raúl (Jefe de División)

Investigador visitante:

Antiqueras, Julio (Universidad de Magallanes,
Chile, 1985)

Técnicos:

Carpineta, Oscar
Malapelle, Jorge
Vanzulli, Víctor

Becarios:

Baldrich, Fabián (IAS)
Blum, Bárbara (CNEA, hasta agosto de 1985)
Bohorquez, Dídimo (CNEA, Siderúrgica del Ori-
noco, Venezuela, 1985)
López, Alejandro (IAS)
Murut, Aldo (CIC)
Cabanillas, Edgardo (CONICET, a partir de 1986)
Lobreiato, Jorge (CONET, 1986)
Calabresi, Miguel (CONET, 1986)

DIVISION PROPIEDADES MECANICAS

Investigadores:

Merlone, Gustavo (Proyectos Agua Pesada)
Ortiz, María
Ovejero García, José (Proyectos Agua Pesada)
Pochettino, Alberto (Jefe de División)
Povolo, Francisco
Constantino, Luis A.*

Técnicos:

Malvestitti, Horacio
Marxsen, Adolfo
Muñiz, Miguel

Becarios:

Capitani, Jorge (CIC)
Lorenzo, Gerardo (CNEA, hasta diciembre 1986)
Mingolo, Norma (CIC)
Vedoya, Patricia (CIC)

DIVISION FATIGA Y FRACTURA

(A partir de 1986 Grupo de trabajo dependiente del Jefe de Departamento)

Investigadores:

Crespi, Juan Carlos (Jefe de División)
Iorio, Antonio F.

Técnicos:

Liendo, Marcelo F.

Becarios:

Hameedullah (OIEA, hasta septiembre 1986)

* Fallecido el 16 de junio de 1985

DIVISION COMPORTAMIENTO DE MATERIALES

(A partir de 1986 depende del Departamento INEND)

Investigadores:

Di Bella, Antonio*

Guillaume, Eduardo

Jinchuk, Darío

Mondino, Manuel (Jefe de División)

Técnicos:

Gerardini, Gerardo

Wenzel, José

* Fallecido el 2 de junio de 1986

PROYECTO MULTINACIONAL DE INVESTIGACION Y DESARROLLO EN MATERIALES

A partir de 1986 se denomina: PROYECTO MULTINACIONAL DE TECNOLOGIA DE MATERIALES

Director Coordinador:

Savino, Eduardo J.

Responsable Ejecutivo:

Harriague, Santiago (Hasta marzo de 1986)

Quesada, Luis (Desde agosto de 1986)

Personal Contratado:

Montiel, Lidia Alicia

CURSO DE METALURGIA Y TECNOLOGIA DE MATERIALES

Coordinador:

Quesada, Luis

Secretaria:

Pingitore, Beatriz

Becarios CNEA al V Curso (1985)

Allegrino, Claudio J.

Argumedo, Roberto D.

Colombi, Carlos H.

Lami, Juan Carlos

Lorenzo, Gerardo B.

Miyara, Alberto J.

Padilla, Guillermo

Serra, Juan Carlos

Peric, Javier

Pontini, Adriana E.

Becarios CNEA al VI Curso (1986)

*Anteri, Guillermo O.
Battaglini, Fernando
Cicutti, Carlos
Fernández, Sergio
Gendler, Rubén
Manguzzi, Patricia E.
Oliva, Raúl
Durán Fernández, Ramón (Santo Domingo)
Franco, A. Fernando (Colombia)
Gamez, Saturnino (El Salvador)
Icaza Gozebruch, Milton (Nicaragua)
Meruane Meruane, Miguel Angel (Chile)
Rodríguez Carrasco, Félix (Perú)*

INDICE

	Página
1. <u>Corrosión y Transporte de Materia:</u>	
1.1. Corrosión del plomo para usar como material en contenedores de residuos radiactivos de alta actividad.....	1
1.2. Comportamiento de metales traccionados durante el anodi- zado.....	5
1.3. Mecanismo de corrosión bajo tensión basado en la movi- lidad superficial.....	8
1.4. Corrosión bajo tensión de aceros inoxidable austení- ticos en soluciones de $Mg Cl_2$	9
1.5. Corrosión bajo tensión del acero inoxidable tipo AISI 304 en soluciones de cloruro de litio.....	12
1.6. Corrosión bajo tensión del acero inoxidable tipo AISI 304 en soluciones de $Mg Cl_2$ a temperatura ambiente.....	14
1.7. Susceptibilidad a la corrosión bajo tensión del latón en soluciones de polifosfatos.....	15
1.8. Corrosión bajo tensión del Cu y sus aleaciones. Comproba- ción del mecanismo de corrosión bajo tensión basado en la movilidad superficial.....	18
1.9. Corrosión bajo tensión de aleaciones de plata. Comprobación del mecanismo de corrosión bajo tensión basado en la movi- lidad superficial.....	19
1.10 Corrosión bajo tensión de aleaciones de cobre en medios no amoniacales.....	20
1.11 Determinación del coeficiente de autodifusión superfi- cial.....	22
1.12 Corrosión bajo tensiones de aleaciones de Zr por iodo.....	25
1.13 Comportamiento anódico de la aleación 800 en soluciones de sulfatos y cloruros.....	26
1.14 Comportamiento de aleaciones de aluminio para protección catódica	28

1.15. Comportamiento electroquímico de Zr y Zr _y -4	28
1.16. Efecto de la composición del medio sobre el potencial de picado del Al y sus aleaciones.....	29
 <u>2. Fenómenos de Transporte</u>	
2.1. Enriquecimiento en deuterio de mezclas hidrógeno-deuterio por interacción con el compuesto intermetálico Ti Ni.....	32
2.2. Diagrama de fases del sistema circonio hidrógeno.....	33
2.3. Resultados preliminares de la utilización de reacciones nucleares para mediciones de hidrógeno.....	34
2.4. Caracterización, mediante XPS, de films de óxido anódico de Ti.....	35
2.5. Estudio por XPS de óxidos de siliciuros producidos en plasma a bajas temperaturas.....	38
2.6. Determinación de los coeficientes de difusión de O en Zr-2,6% (at) Sn entre 200 y 350°C, mediante XPS.....	40
2.7. Tratamiento superficial de Ti y aleaciones de Ti para su aplicación en medicina.....	43
2.8. Efecto de la ozonización sobre films de SPb depositados químicamente.....	46
2.9. Influencia del bombardeo con iones Ag ⁺ sobre ZrO ₂ . Análisis por XPS.....	51
2.10. Modelos matemáticos para problemas de frontera libre y frontera móvil.....	55
2.11. Difusión de Ni ⁶³ en la fase B del sistema Cu-Al.....	57
2.12. Difusión de Ni ⁶³ en la fase B del sistema Zr-20%Nb.....	59
2.13. Construcción de un equipo de ion beam sputtering (I.B.S.) para estudios de difusión.....	61
2.14. Difusión química en los sistemas Fe-Pb y Ti-Pb.....	62

2.15. Difusión de Ag^{110} en monocristales de Zr- α	63
2.16. Difusión de Ru^{103} en Zr α y β	65
2.17. Difusión en aleaciones de Ti-Zr.....	67
3. <u>Solidificación y Transformaciones de Fase</u>	
3.1. Zircaloy-2. Temperaturas de Transformación.....	70
3.2. Zircaloy-2 y 4. Composición de sus precipitados.....	70
3.3. Estudio del diagrama ZrCrFe. Fases de Laves.....	72
3.4. Estudio del diagrama Zr-Sn.....	73
3.5. Estudio cuantitativo de la transformación de la fase austenita en aceros mediante espectroscopía Mossbauer.....	74
3.6. Estabilidad morfológica de la interfase sólido líquido durante la solidificación rápida de metales puros.....	75
3.7. Cristalización de porcelanas dentales.....	76
3.8. Transformaciones martensíticas por deformación.....	77
4. <u>Propiedades Mecánicas</u>	
4.1. Variaciones dimensionales en Zr irradiado a temperatura de nitrógeno líquido.....	81
4.2. Inestabilidad con la deformación plástica de aglomerados de defectos producidos por irradiación en cinc y magnesio.....	82
4.3. Rol de las inclusiones en aceros inoxidables austeníticos durante las operaciones de descontaminación	85
4.4. Efecto de inclusiones no deformables durante el trabajado del acero sobre la susceptibilidad del mismo al daño por hidrógeno.....	87
4.5. Análisis de carburos estables en aceros tipo M 2.....	88
4.6. Fractografía-Aplicaciones al análisis de falla.....	90

4.7. Desarrollo de aceros microaleados para la producción de tubos sin costura en un laminador continuo.....	95
4.8. Propiedades mecánicas de algunos aceros inoxidables austeníticos.....	95
4.9. Propiedades mecánicas a altas temperaturas de un acero para válvulas tipo SAE EV8.....	96
4.10. Evaluación de las características de deformación en caliente de algunos aceros de fabricación nacional.....	97
4.11. Estudio de las características de la deformación en caliente de aceros para la fabricación de tubos.....	97
4.12. Comportamiento a altas temperaturas.....	98
4.13. Anisotropía en propiedades mecánicas.....	99
4.14. Relación entre texturas cristalográficas y propiedades elásticas anisotrópicas.....	102
4.15. Influencia de la predeformación en la fragilización por hidrógeno de un acero de bajo carbono.....	103
4.16. Análisis de fallas.....	104
5. <u>Teoría del Comportamiento de Materiales</u>	
5.1. Procesamiento de espectros RBS.....	105
5.2. Mezcla balística por bombardeo iónico.....	107
5.3. Defectos tipo vacancia en Zr- α , Ti- α y Mg.....	107
5.4. Deformación en servicio de canales combustibles en reactores tipo Candu.....	109
5.5. Difusión anisotrópica de intersticiales a dislocaciones en un material HCA sometido a tensiones.....	110
5.6. Bordos de grano como sumideros de defectos puntuales....	113
5.7. Termodinámica de procesos bajo irradiación.....	115
5.8. Modelado de barras combustibles en CNEA. Estado actual y aplicaciones.....	117

6. Técnicas Especiales

- 6.1. Análisis químico cuantitativo de inclusiones en aceros mediante EDAX, a través de una técnica no destructiva.....120
- 6.2. Medición de composición química de partículas en láminas delgadas.....121
- 6.3. Implantes quirúrgicos con fijación biológica.....122
- 6.4. Unión ceramo-metálica en super aleaciones recubiertas.....122

7. Asesoramientos

Año 1985

- 7.1. Asesoramiento en corrosión.....125
- 7.2. Asesoramientos y servicios de propiedades mecánicas.....126
- 7.3. Programa de vigilancia de aceros en recipientes de presión.....126
- 7.4. Diferencias en el comportamiento de Zircaloy-2 y Zircaloy-4 frente al hidrógeno.....127
- 7.5. Asesoramientos en general.....127

Año 1986

- 7.6. Asesoramientos en corrosión.....129
- 7.7. Informe sobre posibles problemas de comportamiento de los elementos combustibles del reactor CAREM asociados con la química interna.....130
- 7.8. Algunos conceptos sobre almacenamiento de elementos combustibles irradiados.....131
- 7.9. Comentarios sobre el informe de trabajo N° 85/86 de la C.N.A. I del 22-08-86.....131
- 7.10. Caracterización de propiedades mecánicas en metales.....132
- 7.11. Asesoramiento en selección y procesamiento de materiales..132

12. Cursos, Seminarios y Conferencias

Año 1985

12.1. V Curso de Metalurgia y Tecnología de Materiales	178
12.2. Cursos dictados fuera del Departamento Materiales	182
12.3. Seminarios dictados en el Departamento Materiales	183
12.4. Conferencias dictadas fuera del Departamento Materiales	186
12.5. Seminarios y Simposios fuera del Departamento Materiales	186

Año 1986

12.6. VI Curso de Metalurgia y Tecnología de Materiales.....	187
12.7. Cursos dictados fuera del Departamento Materiales	193
12.8. Seminarios dictados en el Departamento Materiales	195
12.9. Conferencias dictadas fuera del Departamento Materiales	197

13. Presentaciones a Congresos

Año 1985	198
Año 1986	209

14. Organización de Congresos y Reuniones

Año 1985	222
Año 1986	222
Colaboración con la Sociedad Argentina de Metales	224

15. <u>Estadías en el Exterior</u>	225
16. <u>Visitantes</u>	231
17. <u>Distinciones</u>	233

	Página
7.12. Criterios para la selección de aceros en el reemplazo de materiales de caños y recipientes de la Planta Experimental de Agua Pesada	133
7.13. Asesoramientos en Fatiga y Fractura	134
8. <u>Servicios</u>	
8.1. Electrónica	135
8.2. Caracterización de materiales	135
8.3. Microanálisis	136
8.4. Química Analítica	137
8.5. Taller de Mecánica	137
8.6. Metalografía Óptica	138
8.7. Microscopía Electrónica de Barrido	141
8.8. Taller de la División Tratamientos Termomecánicos	142
8.9. Taller de Vidrio	143
8.10. Análisis de Superficies	143
8.11. Secretaría del Departamento	145
9. <u>Proyectos y Convenios</u>	
9.1. Programa de Asistencia a la Central Nuclear de Embalse.....	146
9.2. Proyecto Multinacional de Investigación y Desarrollo en Materiales	150
9.3. Proyecto Materiales Ferrosos	152
9.4. Comité de Asistencia Técnica a Terceros (ATAT)	152
9.5. Otros Proyectos Y Convenios	153
9.6. Celdas Calientes	156
9.7. Proyecto Materiales Canal Combustible	156
10. <u>Normalización, Control de Calidad y Calificación de Laboratorios</u>	159
11. <u>Publicaciones</u>	162

1. CORROSION Y TRANSPORTE DE MATERIA

1.1. CORROSION DEL PLOMO PARA USO COMO MATERIAL EN CONTENEDORES DE RESIDUOS RADIACTIVOS DE ALTA ACTIVIDAD

S.B. de Wexler; R.O. Cassiba*; S. Fernández

* Gerencia de Protección Radiológica y Seguridad

Existe consenso internacional en asegurar el aislamiento de los residuos nucleares de alta actividad, en repositorios subterráneos durante 1000 años, mediante el concepto de múltiple barrera. Este sistema de barreras de ingeniería (vidrio, contenedor, material de relleno y roca) asegurarían de manera redundante el tiempo de confinamiento exigido por las autoridades regulatorias.

El contenedor estaría compuesto por una gruesa capa interna de plomo y una cubierta externa metálica a definir que le confiera buenas propiedades de blindaje radiactivo, resistencia a la corrosión y resistencia mecánica. Se hace por lo tanto imprescindible el conocimiento del comportamiento frente a la corrosión del plomo en medios simulados de repositorio considerando variables propias del sistema como ser temperatura, presión, flujo de agua, variación en la concentración de sales y oxidantes.

Se estudió sistemáticamente el comportamiento del plomo en aguas subterráneas, suspensiones de bentonita y soluciones de diversas concentraciones de los principales aniones de dichos medios en un rango de temperaturas de 20 °C a 80 °C.

Se realizaron curvas de polarización en distintos medios y, preferentemente, a 80 °C, Fig. 1.1.1. Se observa una mayor pasivación del plomo en los medios del repositorio: aguas subterráneas, suspensión de bentonita y bicarbonato de sodio, principal componente de las aguas subterráneas. Los productos de corrosión se analizaron por rayos X y, en estos medios, el que se encuentra en mayor proporción es el carbonato básico de plomo. El tipo de ataque fue observado en

el microscopio electrónico de barrido donde para estos casos la película superficial es más compacta y protectora.

Se determinaron las velocidades de corrosión por ensayos de pérdida de peso. También se observaron las menores velocidades de corrosión a 75 °C en los medios de repositorio, Fig. 1.1.2., coincidiendo con las obtenidas por estudio de piezas arqueológicas y en otros medios naturales (1, 2). Considerando que la corrosión es del tipo generalizado, luego de 1000 años sólo se consumirá un máximo de un tercio del espesor de plomo. En medios de muy baja salinidad o en presencia de aniones que dan sales de plomo solubles, la velocidad de corrosión fue muy elevada e inaceptable para el sistema propuesto. La presencia de bentonita en suspensión fue benéfica ya que su propiedad de tampón evitó la variación del pH, limitándose la corrosividad del medio. Sin embargo, en estos medios aumenta la tendencia al ataque localizado.

Se inició también el estudio del efecto galvánico del plomo acoplado a los aceros SAE 1010, AISI 304 y titanio grado 2, en las condiciones experimentales mencionadas. Se hicieron ensayos electroquímicos en agua subterránea a 80 °C de los metales estudiados, Fig. 1.1.3., como paso previo al estudio del comportamiento galvánico de los mismos. Así, de acuerdo a los resultados, el plomo se comportaría como ánodo frente al inoxidable y titanio, mientras que acoplado al acero al carbono sería cátodo protegiéndose. En los dos primeros casos se cumple lo predicho y las velocidades de corrosión del plomo, obtenidas por corriente galvánica y pérdida de peso resultaron superiores que las del plomo desacoplado, notándose además, una influencia importante de la relación de áreas. Para el par plomo-SAE 1010, existe una influencia notoria de la temperatura. Mientras que a 20 °C, el acero se comporta como ánodo protegiendo al plomo según la predicción, tal como ocurre en agua de mar (3), a 75 °C el plomo, inicialmente cátodo, se vuelve ánodo a los pocos días y su velocidad de corrosión es del mismo orden que la obtenida para los otros dos pares.

También se encontró que en suspensión de bentonita el acero protege al plomo aún a 75 °C.

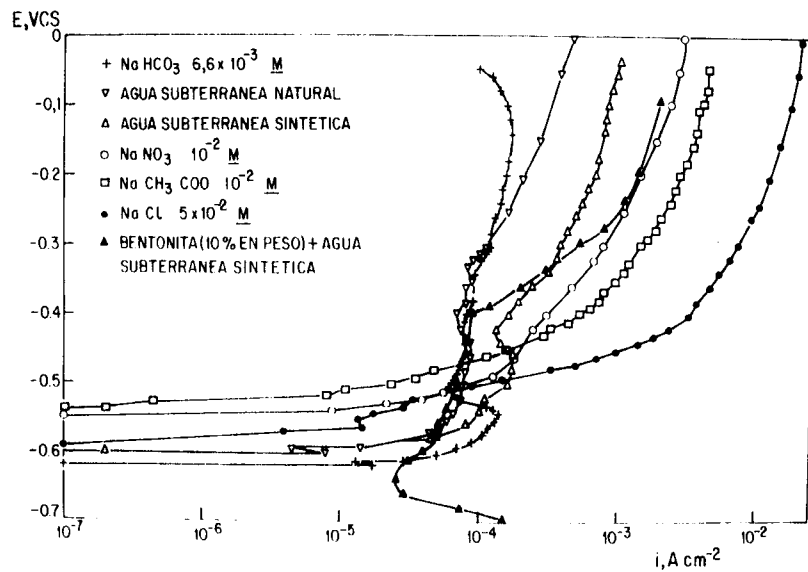


Fig. 1.1.1. Curvas de polarización del plomo para diferentes medios a 80 °C.

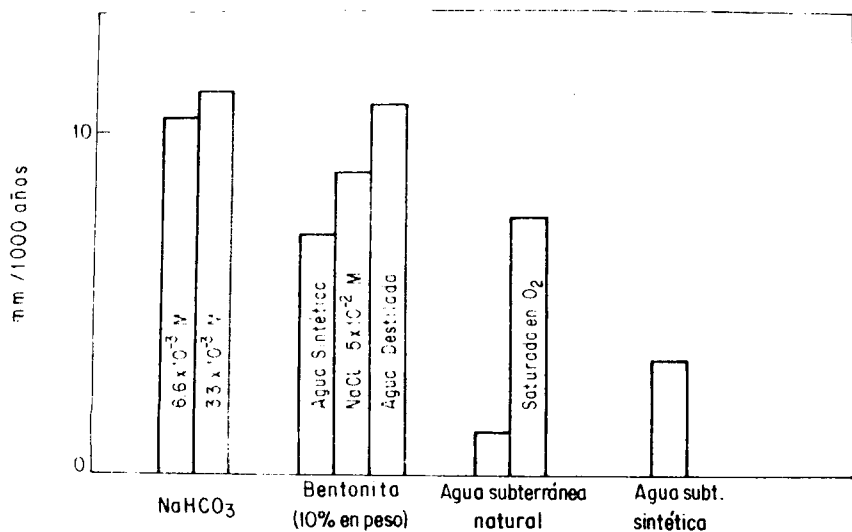


Fig. 1.1.2. Velocidades de corrosión del plomo en diferentes medios naturales a 75 °C.

1. Tylecote, R.F. "The behaviour of lead as a corrosion resistant medium undersea and in soils". British Nuclear Fuels Ltd. London (1980).
2. Krisko, W.W. "Lead as a material for atomic waste containers" Metall 34, 5, 433 (1980).
3. Gouda, V.K.; Shalaby, L.A.; Abdul Azim, A.A. "Corrosion behaviour of lead in salt solutions. II: Lead-steel couple". Br. Corr. J., 8, 81 (1973).

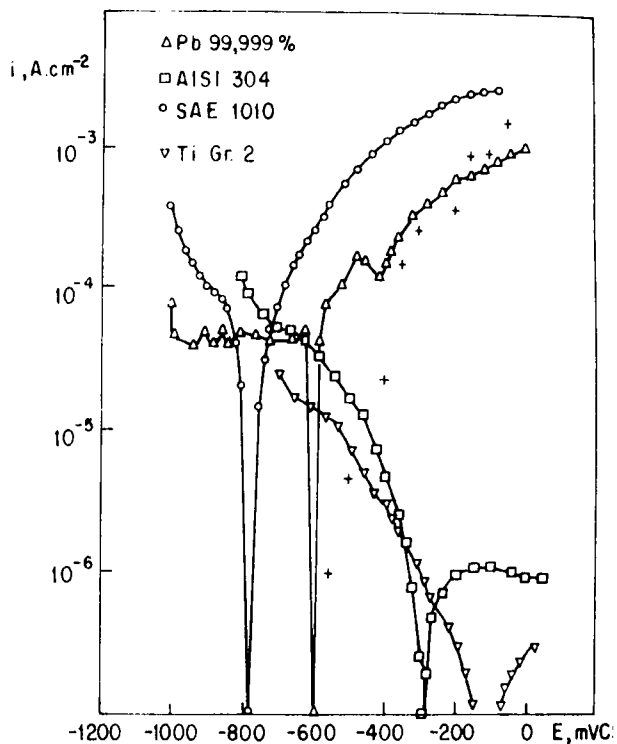


Fig. 1.1.3.

Curvas de polarización de los metales estudiados en agua subterránea a 80 °C.

1.2. COMPORTAMIENTO DE METALES TRACCIONADOS DURANTE EL ANODIZADO

J.R. Galvele, M. Giordano, I.A. Maier*

* C.I.C.

Uno de los modelos elaborados para explicar la corrosión bajo tensión (CBT) transgranular propone la formación y ruptura repetitiva de una película frágil sobre una aleación susceptible a CBT(1,2). Según este modelo el avance incremental de la fisura ocurre como resultado de la ruptura de la película formada en su punta, ruptura que es localizada por efecto de la tensión y el medio. El avance es luego detenido por embotamiento de la punta de la fisura por el sustrato dúctil. Tanto los procesos mecánicos como de disolución electroquímica pueden contribuir al incremento de avance, pero la fuerza impulsora para la reformación de la película debe eventualmente superar a la de disolución. Así, el ciclo puede recomenzar otra vez, probablemente como resultado de deformación por creep en la punta de la fisura que provoca la ruptura de la película. Si este mecanismo es válido, se podría inducir fisuración en metales traccionados a potencial constante, en los que se provoca la formación de una película gruesa y frágil por anodizado. En el presente trabajo se estudió el comportamiento de probetas de tracción de Al 99,999 % recocido, de Al-4% Mg laminado en frío y alambre de Zr 99,5 % recocido, en ensayos potenciostáticos de tracción lenta, en diversas soluciones de anodizado.

En la Tabla 1.2.1. se indican las soluciones empleadas y las condiciones de ensayo. En todas las experiencias las probetas fueron anodizadas por 30 min en la solución estudiada, al potencial fijado, antes y después de la tracción, para asegurar la formación de una película previa y posterior al ensayo. Salvo en los ensayos 8,15 y 16, en los que la tracción se efectuó con la probeta a potencial libre, en todos los demás casos se traccionó las muestras manteniendo el potencial constante. La morfología de la superficie de las probetas fue estudiada empleando microscopía electrónica de barrido. En los ensayos 8 a 12 se desprendió las capas de óxido formadas, usándolas como

réplicas de la superficie, y se las observó en el microscopio electrónico de transmisión. Luego de su observación en el microscopio electrónico de barrido las probetas fueron incluídas y seccionadas metalográficamente, para determinar si se propagaron fisuras al interior del material.

Tal como se indica en la Tabla 1.2.1. las probetas de Al y Al-4% Mg no presentan fisuración, solamente se encuentra ruptura del óxido que no se propaga por debajo de la superficie del metal. En algunas soluciones se produce picado de la superficie, en general se nuclea preferencialmente en los sitios en que se rompió el óxido por la tracción. Solamente las probetas de Zr se fisuraron a velocidades de propagación entre $9 \times 10^{-10} \text{ m s}^{-1}$ y $1.2 \times 10^{-9} \text{ m s}^{-1}$.

Conclusiones

En los ensayos con probetas de Al y Al-4% Mg se indujo el crecimiento de óxidos con espesores entre 45 y 1500 Å y se traccionó en diversas soluciones de anodizado sin que se produjeran fisuras en ningún caso. Estos resultados descartarían el mecanismo de ruptura de una película frágil como responsable de la CBT transgranular. Por otro lado, si bien las probetas de Zr presentan fisuras, al haberse usado una solución ácida de anodizado no puede descartarse la formación de hidruros y por lo tanto que éstos sean responsables de la fisuración.

Referencias

1. A.J. McEvily y A.P. Bond; J. Electrochem. Soc., 112,131 (1965).
2. A.J. McEvily, J.B. Clark y A.P. Bond; Trans. ASM 60,661 (1967).

Tabla 1.2.1.

Material	Ensayo	Solución	E(V)	Velocidad de Tracción (s^{-1})	Tiempo de Tracción	T(°C)	Observaciones
Al-4%Mg	1	ácido	20	1.84×10^{-6}	8 hs	amb.	Picado
	2	tartárico	20	1.84×10^{-6}	2 hs	amb.	Picado
	3	3%, pH 5.5	10	1.84×10^{-5}	2,5 hs	amb.	Picado
	4	citrato de	100	1.84×10^{-5}	8 hs	70	Picado
	5	amonio 0.5% pH 5.5	30	1.84×10^{-6}	30 hs	amb.	Picado
Al 99,999	6	idem pH 9.7	30	1.84×10^{-6}	30 hs	amb.	Oxido roto
	7		10	1.84×10^{-5}	8 hs	amb.	Picado
	8		30	1.84×10^{-6}	4 hs, E libre	amb.	Oxido roto
	9		30	1.84×10^{-6}	4 hs	amb.	No hay ataque
	10		30	1.84×10^{-6}	8 hs	amb.	No hay ataque
	11	ácido tartárico	30	1.84×10^{-6}	24 hs	amb.	No hay ataque
	12	3%, pH 5.5	30	1.84×10^{-6}	48 hs	amb.	Picado
	13		30	1.84×10^{-6}	32 hs		
	14		30	1.84×10^{-6}	(entalla) 85,5 hs (a ruptu- ra)	amb. amb. amb.	Se observó la superficie de fractura
	15	tartrato de	30	1.84×10^{-6}	7,75 hs a E libre	amb.	Oxido roto
	16	amonio	3	1.84×10^{-6}	6 hs, E libre	amb.	Oxido roto
	17	ácido	5	1.84×10^{-4}	40 min	amb.	Oxido roto
	18	sulfúrico	5	1.84×10^{-5}	3,75 hs	amb.	Oxido roto
	19	0.5 M	5	1.84×10^{-5}	8 hs	amb.	Oxido roto
Zr 99.5%	20	ácido	100	2.2×10^{-6}	16 hs	amb.	Fisuras
	21	sulfúrico	1	2.2×10^{-6}	18,75 hs	amb.	Fisuras
	22	0.5 M	3	2.2×10^{-6}	20,5 hs	amb.	Fisuras
	23		20	2×10^{-5}	2 hs	amb.	Fisuras

1.3. MECANISMO DE CORROSION BAJO TENSION BASADO EN LA MOVILIDAD
SUPERFICIAL
J.R. Galvele

Se ha propuesto un mecanismo (1) para explicar fisuración provocada por el medio ambiente, que reúne las siguientes condiciones:

1) aúna la corrosión bajo tensión, la fragilidad por metales líquidos y algunos casos de fragilidad por hidrógeno bajo un mismo mecanismo; 2) explica la mayoría de las observaciones experimentales en caso de corrosión bajo tensión y fragilidad por metales líquidos; 3) puede extenderse a sólidos no metálicos; 4) puede predecir nuevos casos de fragilidad por el medio ambiente y 5) es susceptible de verificación experimental.

El presente mecanismo sugiere que a temperaturas por debajo de $0.5 T_m$ (donde T_m es el punto de fusión del material en K), en un medio que induce una alta movilidad superficial, las tensiones aplicadas sobre el material serán relajadas por fisuras que crecen en su interior. El mecanismo es desarrollado suponiendo que las fisuras crecerán por el arribo de vacancias o por emisión de ad-átomos del fondo de la fisura. De acuerdo a Rhead (2) una alta movilidad superficial es producida por contaminantes de bajo punto de fusión sobre la superficie del metal. Estos contaminantes se forman por reacciones de corrosión, oxidación, etc. De esta forma se explica la especificidad del medio en producir corrosión bajo tensión y pueden detectarse los compuestos capaces de inhibirla. La presencia de hidrógeno acelerará el proceso de fisuración por interacción con las vacancias. Las velocidades de fisuración pueden predecirse si se conocen la composición y las propiedades de los contaminantes superficiales.

Referencias

1. J.R. Galvele, Corros. Sci. Vol. 27, p.1. (1987).
2. G.E. Rhead, Surf.Sci., Vol. 47, p. 207 (1975).

1.4. CORROSION BAJO TENSION DE ACEROS INOXIDABLES AUSTENITICOS EN SOLUCIONES DE $MgCl_2$

C. Manfredi*, I.A. Maier**, J.R. Galvele

* CONICET-INTEMA

** CIC

En una etapa anterior de este proyecto (1) aplicamos la técnica de tracción del electrodo a velocidades intermedias (ISRT) para obtener los diagramas: velocidad de fisuración calculada (V_p)-potencial (E), para acero inoxidable tipo AISI 304 en soluciones de $MgCl_2$, $CaCl_2$ y $LiCl$ a temperatura ambiente y a 90 y 100 °C. Estos diagramas predicen susceptibilidad a corrosión bajo tensión (CBT) de la aleación a 90 y 100 °C en un amplio rango de potenciales inferior al potencial de picado e indican que la velocidad de fisuración aumentaría en 3 órdenes de magnitud al aumentar el potencial aplicado desde el potencial de corrosión (E_c) al potencial de picado (E_p). También encontramos, en concordancia con resultados informados por otros (2), que la morfología del ataque y las velocidades de propagación eran función del pH.

Posteriormente continuaron los ensayos en una solución 40% $MgCl_2$ a 100 °C para obtener mayor información sobre la CBT del acero inoxidable 304, especialmente en el rango de potenciales en que se observa un rápido incremento de la velocidad de fisuración con el potencial. El método experimental usado y los primeros resultados obtenidos se expusieron en (3). Usando la técnica ISRT graficamos los correspondientes diagramas de CBT, extendiendo el rango de velocidades de tracción usado anteriormente. En la Fig. 1.4.1. las líneas llenas corresponden a las envolventes de los valores de V_p calculados para diversas velocidades de tracción. Las predicciones de los diagramas de CBT fueron comparadas con los resultados de ensayos de tracción lenta a potencial constante (SSRT), en los que aplicaron velocidades de deformación de 1.5×10^{-5} y $1.5 \times 10^{-6} s^{-1}$. Los resultados obtenidos están representados también en la Fig. 1.4.1. Se emplearon 3 tipos de soluciones en estos ensayos: a) solución "fresca", preparada

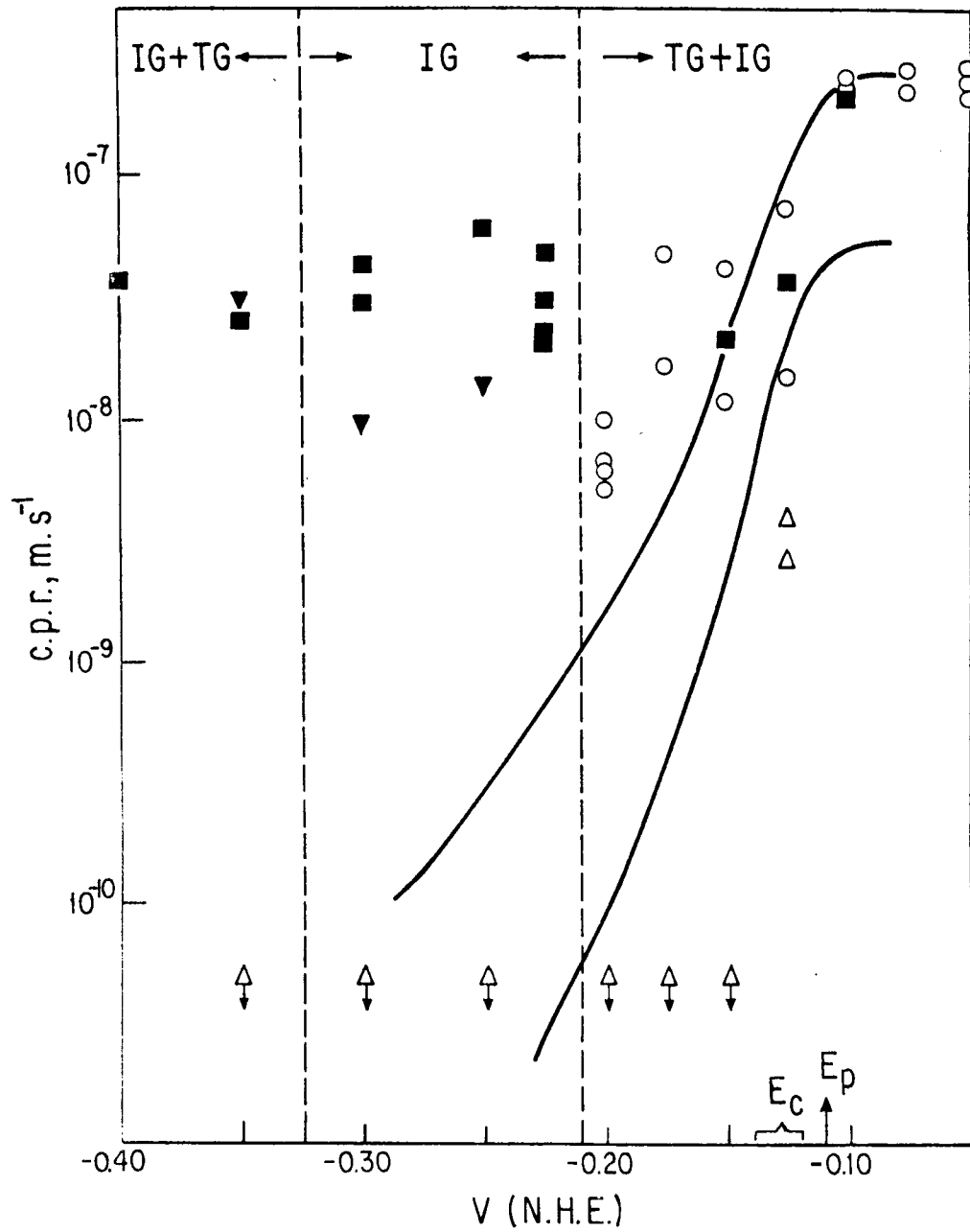


Fig. 1.4.1. Velocidad de propagación de fisuras (c.p.r.) medidas en ensayos de tracción lenta de acero tipo AISI 304 en 40 % MgCl_2 a 100 °C.

○ solución "fresca", $v = 1.5 \times 10^{-5} \text{s}^{-1}$; ■ solución "fresca", $v = 1.5 \times 10^{-6} \text{s}^{-1}$; △ solución "hervida" $v = 1.5 \times 10^{-6} \text{s}^{-1}$; ▼ solución "reacidificada", $v = 1.5 \times 10^{-6} \text{s}^{-1}$; — envolventes de los valores de V_p , calculadas a partir de ensayos de tracción a velocidades intermedias.

inmediatamente antes del ensayo (con la cual se trazaron también los diagramas de CBT); b) solución "hervida", preparada como en a) pero mantenida luego a ebullición lenta (aproximadamente a 140 °C) por 55 min, y luego llevada nuevamente al volumen inicial por agregado de agua destilada, en la que se produjo un aumento promedio de pH de 4 unidades respecto del valor inicial; c) solución "reacidificada", preparada como en b) y entonces llevada al pH inicial por adición de HCl.

Conclusiones

Se encontraron tres regiones de CBT para aceros inoxidables 304 en solución 40 % MgCl_2 a 100 °C (Fig. 1.4.1.). Estas regiones eran función del potencial aplicado y del grado de acidez de la solución.

Por encima de -0.20 V(NHE) se observaron fisuras intergranulares (IG) y transgranulares (TG). La proporción de fisuras IG aumentaba con el potencial. Por encima de E_C se observó fisuración en todas las soluciones ensayadas. Por debajo de este potencial no se encontró CBT en las soluciones de MgCl_2 , previamente "hervidas". Asumiendo que las fisuras IG y TG se propagan independientemente, se determinó que los valores de fisuración TG concuerdan con las predicciones de ISRT(3). La fisuración IG no fue predicha por esta técnica.

Entre -0.20 y -0.30 V (NHE) sólo se observaron fisuras IG y únicamente si se utilizaban soluciones "frescas" o "reacidificadas". Esto puede explicar discrepancias entre los resultados informados por diversos autores y muestra que la evaporación de HCl que se produce en ensayos largos a altas temperaturas puede llevar a interpretaciones erróneas de los resultados.

Por debajo de -0.30 V(NHE) se encontraron nuevamente fisuras TG. Fueron atribuidas a la presencia de hidrógeno de alta fugacidad en el metal. Esta fisuración aparece asimismo sólo en soluciones "frescas" o "reacidificadas".

Se interpreta que la fisuración TG en la región I se debe a susceptibilidad específica a CBT, que de acuerdo al mecanismo de CBT por movilidad superficial se produciría cuando se forma un compuesto de bajo punto de fusión sobre la superficie metálica por reacción anódica con el medio. La fisuración IG observada en las regiones I y II se debería a susceptibilidad intrínseca a CBT, que ocurriría cuando el metal en los bordes de grano o impurezas segregadas en ellos tienen un bajo punto de fusión.

Referencias

1. I.A. Maier, E. López Pérez y J.R. Galvele, Corros. Sci. 22, p. 537 (1982).
2. J.M. Silcock y P.R. Swann, Environment-Sensitive Fracture of Engineering Materials (Ed. Z.A. Foroulis), The Metallurgical Society of AIME, Warrendale, Pa., p. 133(1979).
3. I.A. Maier, C. Manfredi y J.R. Galvele, Informe de Actividades del Departamento Materiales año 1984, p. 10.

1.5. CORROSION BAJO TENSION DEL ACERO INOXIDABLE TIPO AISI 304 EN SOLUCIONES DE CLORURO DE LITIO.
INFLUENCIA DE LA TEMPERATURA Y LA CONCENTRACION DE ELECTROLITO
G. Duffó, I.A. Maier* y J.R. Galvele
* CIC

La técnica de deformación de electrodos a velocidades intermedias (comprendidas entre 5×10^{-3} y $5 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$) ha sido empleada a efectos de trazar los diagramas de susceptibilidad a la corrosión bajo tensión de un acero inoxidable austenítico tipo AISI 304 en soluciones de cloruro de litio 6,5 y 11,8 N a 80, 105 y 130 °C.

A partir de estos diagramas es posible predecir la velocidad de propagación de fisuras y la morfología del ataque en función del potencial.

Estas predicciones fueron comparadas posteriormente con los resultados obtenidos por medio de la técnica de deformación de electrodos a velocidades lentas (aproximadamente $1 \times 10^{-6} \text{ s}^{-1}$) y a potencial constante.

En el sistema estudiado se observa una buena correlación entre ambas técnicas cuando los potenciales aplicados son superiores al de corrosión de la aleación, potenciales para los cuales la superficie de fractura de las probetas sometidas a deformación a velocidades lentas presenta un ataque preferentemente transgranular.

A potenciales inferiores a los de corrosión, las velocidades reales de propagación de fisuras son superiores a las predichas con la técnica de deformación a velocidades intermedias, y se observa que el tipo de ataque pasa gradualmente de trans a intergranular con la disminución del potencial. Esto es debido a que a dichos potenciales, el material pone de manifiesto su susceptibilidad intrínseca a la corrosión bajo tensión, causada probablemente por la segregación de impurezas de bajo punto de fusión en los límites de grano.

A diferencia de los resultados reportados para cloruro de magnesio, las soluciones de cloruro de litio no presentan envejecimiento (alcalinización de las soluciones por la pérdida del ácido formado a partir de la hidrólisis del catión), por lo tanto, las velocidades de propagación de fisuras no se ven afectadas por el empleo de soluciones prehervidas o con varios días de preparación.

Se ha calculado también la energía de activación del proceso de propagación de fisuras, que varía en función del potencial aplicado desde 7,5 hasta 12 Kcal.mol⁻¹.

1.6. CORROSION BAJO TENSION DEL ACERO INOXIDABLE TIPO AISI 304 EN SOLUCIONES DE $MgCl_2$ A TEMPERATURA AMBIENTE

D. Olivera*, G. Duffó, I.A. Maier**

* SeNID

** CIC

La corrosión bajo tensión (CBT) de los aceros inoxidable austeníticos en soluciones de cloruros a temperaturas cercanas a la ambiente ha sido mucho menos estudiada que la fisuración a altas temperaturas. En los trabajos publicados los resultados informados son disímiles. Por ejemplo, Truman (1), que trabajó con probetas tensionadas en soluciones de cloruros de distintos cationes, a pH 2, 7 y 12, no observó fisuración a temperaturas inferiores a 80°C, con la excepción de ensayos en solución de NaCl a 60 °C, pH 2. Herbsleb y Pfeiffer (2), usando probetas dobladas en "U", expuestas en soluciones de $CaCl_2$, encontraron CBT por encima de una temperatura crítica, que para concentraciones entre 1 y 100 g/l Cl^- , se encontraba entre 40 y 45 °C. Por otra parte, Speidel (3), en ensayos con probetas prefisuradas, en solución 22% NaCl, observó fisuración a temperaturas hasta 23 °C, aunque un gran número de probetas expuestas a esta temperatura no presentaron CBT.

En una etapa anterior a este trabajo (4), se utilizaron los diagramas de CBT de acero inoxidable tipo AISI 304 en soluciones de $MgCl_2$, $CaCl_2$ y LiCl de concentración 22.34% Cl^- . Se observó aumento en la velocidad de fisuración predicha por estos diagramas al aumentar la temperatura de 25 a 90 °C, en especial en la solución de $MgCl_2$. A fin de obtener mayor información sobre procesos de CBT en aceros inoxidables austeníticos a temperaturas cercanas a la ambiente se comenzó una serie de ensayos a 25, 40 y 50 °C. Se trazaron las curvas de polarización anódicas y catódicas de acero tipo AISI 304 en solución 30 % $MgCl_2$ (22.34% Cl^-). Se realizaron ensayos de tracción lenta, a 1×10^{-6} y $5.2 \times 10^{-7} s^{-1}$, a 25 °C, a potencial constante, aplicando valores de potencial comprendidos entre el potencial de corrosión y el de picado. Se observaron fisuras incipientes y se calculó una velocidad de fisuración inferior o igual a $2 \times 10^{-10} m s^{-1}$. Se debe continuar los ensayos para obtener mayor información en estos sistemas.

Referencias

1. J.E. Truman, Corros. Sci, Vol. 17, p. 737 (1977).
2. G. Herbsleb, B. Pfeiffer. Werkst. Korros. Vol 35, p.254 (1984).
3. M.O. Speidel. Metall Trans. A, Vol. 12A, p.779 (1981).
4. I.A. Maier, E. López Pérez, J.R. Galvele, Corros. Sci., Vol 22 p. 537 (1982).

1.7. SUSCEPTIBILIDAD A LA CORROSION BAJO TENSION DEL LATON EN SOLUCIONES DE POLIFOSFATOS

R.B. Rebak* y J.R. Galvele

* CONICET

Se sabe que el latón sufre corrosión bajo tensión en soluciones amoniacaes y no amoniacaes; y entre estas últimas se pueden mencionar principalmente aquellas que contienen el ión NO_2^- . Kawashima y otros (1) estudiaron la susceptibilidad del latón a sufrir corrosión bajo tensión en presencia de otros oxianiones como el NO_3^- , MoO_4^{2-} , HCO_3^- , $\text{B}_4\text{O}_7^{2-}$, ClO_3^- , HPO_4^{2-} , CrO_4^{2-} , SO_4^{2-} , WO_4^{2-} y en Cl^- , habiéndose encontrado que algunos de ellos inducen corrosión bajo tensión en los latones, no observándose el fenómeno en HPO_4^{2-} . Por otro lado en 1962 Bobylev (2) informó, pero sin dar ninguna referencia ni evidencia experimental, que los latones pueden sufrir corrosión bajo tensión en soluciones que contengan pirofosfatos.

En el presente trabajo se está estudiando la susceptibilidad a sufrir corrosión bajo tensión de los latones en soluciones de HPO_4^{2-} , $\text{P}_2\text{O}_7^{4-}$ y $\text{P}_3\text{O}_{10}^{3-}$. Este grupo de oxianiones tiene la particularidad de formar complejos más o menos estables con el ión Cu^{++} .

Se ha estudiado el comportamiento anódico del latón en estos medios a través de las respectivas curvas de polarización (Fig. 1.7.1). Para ello se emplearon soluciones 0,20 M y pH 10. De la misma se observa que tanto para HPO_4^{2-} y para $\text{P}_2\text{O}_7^{4-}$ la corriente aumenta rápidamente a partir del potencial de corrosión, manteniéndose luego más o menos constante en 2×10^{-5} y 5×10^{-3} A/cm² respectivamente. Sin em-

bargo para $P_3O_{10}^{-3}$ la corriente aumenta progresivamente a partir del potencial de corrosión hasta alcanzar valores altos. En ninguno de los tres casos hay zona de pasivación.

Para medir la susceptibilidad a la corrosión bajo tensión se han efectuado ensayos de tracción lenta a velocidad de deformación constante ($2 \times 10^{-6} \text{ s}^{-1}$), a diversos potenciales.

Hasta el momento se ha trabajado con $Na_4P_2O_7$ en las siguientes condiciones:

$Na_4P_2O_7$	0,20 M	pH 10
--------------	--------	-------

$Na_4P_2O_7$	0,20 M + $CuSO_4$	0,05 M	pH 10
--------------	-------------------	--------	-------

$Na_4P_2O_7$	0,20 M + $CuSO_4$	0,10 M	pH 10
--------------	-------------------	--------	-------

En estos tres medios el potencial de corrosión aumenta cuando se agrega Cu^{++} al medio, y a medida que su concentración se incrementa.

Resultados

Se ha confirmado que el latón sufre corrosión bajo tensión en medios con pirofosfato. La corrosión bajo tensión se observa únicamente cuando hay iones Cu^{++} en la solución y por debajo del potencial de corrosión en presencia de ión cúprico. Si se tracciona una probeta en cualesquiera de esos medios por encima del potencial de corrosión respectivo, aparece simultáneamente la corrosión bajo tensión y la corrosión generalizada.

La velocidad de propagación de fisuras disminuye con el potencial aplicado y, aparentemente, no habría corrosión bajo tensión a un potencial inferior al de corrosión del pirofosfato en ausencia de iones cúpricos. La fisuración que se observa es siempre intergranular.

Referencias

1. A. Kawashima, A.K. Agrawal & R.W. Staehle, "Effect of Oxyanions and Chloride Ion on the Stress Corrosion Cracking Susceptibility of Admiralty Brass in Nonammoniacal Aqueous Solutions " Stress Corrosion Cracking-The Slow Strain Rate Technique, ASTM STP 665, G.M. Ugiansky and J.H. Payer, Eds., American Society for Testing and Materials, 1979, pp. 266-278.
2. Bobylev, A.V. in "Intercrystalline Corrosion and Corrosion of Metals Under Stress", I.A. Levin, Ed., Consultants Bureau, New York, 1962.

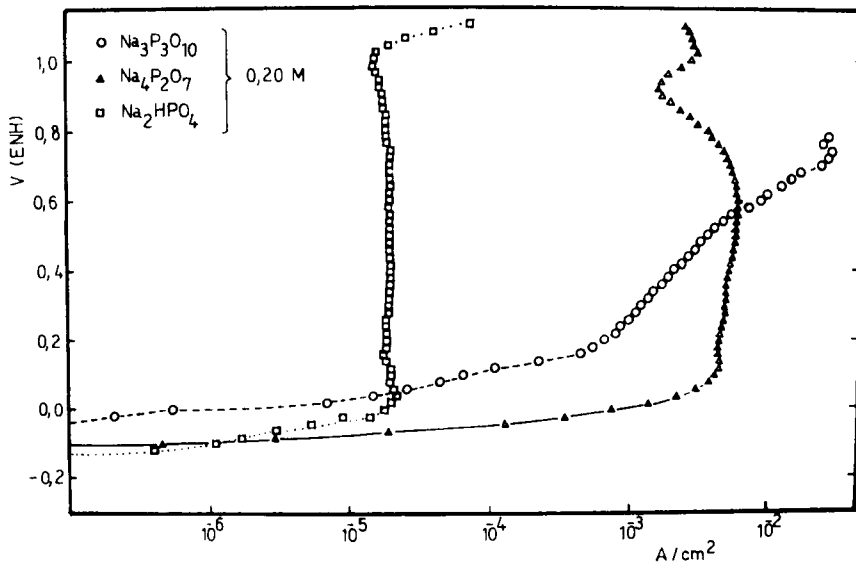


Fig. 1.7.1.: Curvas de polarización cuasi potenciostáticas (20mV/2min) del latón en soluciones deaireadas de polifosfatos a temperatura constante (25 °C).

1.8. CORROSION BAJO TENSION DE Cu Y SUS ALEACIONES. COMPROBACION
DEL MECANISMO DE CORROSION BAJO TENSION BASADO EN LA MOVILIDAD
SUPERFICIAL

G.L. Bianchi y J.R. Galvele

Recientemente se ha postulado un mecanismo de corrosión bajo tensión que supone que la fisuración de un metal se produce en condiciones de alta movilidad superficial (1,2). Si este mecanismo es válido, es de esperar que debido al relativamente bajo punto de fusión del Cu_2Cl_2 , el cobre y sus aleaciones se fisuren en presencia de atmósferas contaminadas con el compuesto dado. A efectos de comprobar dicha suposición, se llevaron a cabo ensayos de tracción a velocidad de deformación lenta ($2,32 \times 10^{-6} \text{ s}^{-1}$) de cobre (99,999 %) y latón (63 % Cu-37 % Zn) en atmósfera de argón a 200 °C y Cu_2Cl_2 como contaminante.

Los ensayos realizados muestran la formación de fisuras en las probetas traccionadas en presencia de contaminante, tal como lo predice el mecanismo de movilidad superficial.

Referencias

1. J.R. Galvele "Enhanced Surface Mobility as the Cause of Stress Corrosion Cracking" Journal of Electrochemical Soc. 133, N° 5, May 1986.
2. J.R. Galvele "Stress Corrosion Cracking Mechanism Based on Surface Mobility Corros.Sci, 27, 1 (1987).

1.9. CORROSION BAJO TENSION DE ALEACIONES DE PLATA. COMPROBACION DEL MECANISMO DE CORROSION BAJO TENSION BASADO EN LA MOVILIDAD SUPERFICIAL

G. Duffó y J.R. Galvele

Recientemente se ha postulado un mecanismo de corrosión bajo tensión que supone que la fisuración de un metal se produce en condiciones de alta movilidad superficial (1). Si este mecanismo es válido, es de esperar que las aleaciones de plata se fisuren en una amplia variedad de medios, especialmente en halogenuros, debido a los bajos puntos de fusión de los productos de corrosión que pueden formarse en ellos.

A efectos de comprobar dicha suposición, se están llevando a cabo ensayos de deformación de electrodos a velocidades lentas (aproximadamente $1 \times 10^{-6} \text{ s}^{-1}$) de aleaciones de Ag-Cd(20), Ag-Cd(30) y Ag-Pd(15) en soluciones de ácido clorhídrico, cloruro de potasio y cloruro férrico.

Los primeros resultados obtenidos muestran que a los potenciales ensayados hasta el presente (entre 240 y 770 mV_{enh}), en soluciones de HCl y KCl existe una clara competencia entre el proceso de corrosión bajo tensión y el dealeado.

Debido a esto el próximo paso será efectuar ensayos en condiciones tales que el proceso de dealeado sea inhibido a efectos de poner de manifiesto únicamente la susceptibilidad a la corrosión bajo tensión de estos materiales.

Referencias

1. J.R. Galvele, "Stress Corrosion Cracking Mechanisms Based in Surface Mobility", Corros. Sci, Vol 27, p.1 (1987).

1.10. CORROSION BAJO TENSION DE ALEACIONES DE COBRE EN MEDIOS NO AMONIACALES

V. Miskovski*, M. Giordano y M.G. Alvarez

* Becaria del Curso de Metalurgia

Los ensayos de tracción realizados a velocidad constante de deformación en presencia del medio corrosivo es una técnica de determinación de susceptibilidad a corrosión bajo tensión ampliamente difundida en los últimos años (1). En este trabajo se utilizó esta técnica para determinar la susceptibilidad a corrosión bajo tensión de α -latón en presencia de sulfato y sulfuro. El material utilizado fue latón de composición 63,3% Cu-36,6% Zn. Los ensayos se efectuaron a temperatura ambiente en solución deaireada de Na_2SO_4 0.5 M + Na_2S 0.05 M.

Las velocidades de deformación utilizadas fueron $2 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ y $2 \times 10^{-6} \text{ s}^{-1}$. Después de la fractura las muestras fueron observadas en el microscopio electrónico de barrido (SEM) y luego metalográficamente montadas y seccionadas para medir la longitud de las fisuras. Los ensayos se realizaron a potencial controlado, en el rango comprendido entre 0.20 V_{NHE} y 0.80 V_{NHE}. La Tabla 1.10.1. resume los resultados obtenidos.

Las probetas ensayadas a potenciales inferiores a 0.40 V mostraron una superficie de fractura totalmente dúctil y ausencia de fisuras secundarias, lo que indica ausencia de susceptibilidad a corrosión bajo tensión.

La superficie de fractura de las probetas expuestas a 0.40 V_{NHE} y a potenciales más altos mostró una zona externa de fractura frágil y en el centro una zona dúctil asociada a la ruptura mecánica final. Asimismo se observó la presencia de fisuras secundarias. A partir de la penetración de estas fisuras y del tiempo de ruptura se calculó la velocidad de propagación de fisuras para cada potencial (Tabla 1.10.1.).

La aplicación a este sistema del método de tracción intermedia desarrollado por Galvele y col. (2,3) llevó a predecir que para el mismo

Tabla 1.10.1. Resultados de ensayos de tracción lenta en α -latón

en Na_2SO_4 0,5 M + Na_2S 0,05 M

POTENCIAL	VELOCIDAD DE DEFORMACION (s^{-1})	TIEMPO DE RUPTURA (s)	VELOCIDAD DE PROPAGACION (m/s)	OBSERVACIONES
- 440 mV SO_4	2×10^{-5}	19680		No hay fisuras
+ 200 mV H	2×10^{-6}	48 hs sin ruptura		No hay fisuras
	2×10^{-6}	48 hs sin ruptura		No hay fisuras
- 340 mV SO_4	2×10^{-5}	14400		No hay fisuras
+ 300 mV H	2×10^{-5}	16740		No hay fisuras
	2×10^{-6}	48 hs sin ruptura		No hay fisuras
- 240 mV SO_4	2×10^{-5}	10800	$4,7 \times 10^{-9}$	Fisuras
+ 400 mV H	2×10^{-5}	13140		
- 40 mV SO_4	2×10^{-5}	7200	$1,58 \times 10^{-8}$	Fisuras
+ 600 mV H	2×10^{-5}	9540	$2,3 \times 10^{-9}$	Fisuras
	2×10^{-5}	9540	$2,3 \times 10^{-9}$	Fisuras
+ 160 mV SO_4	2×10^{-5}	7800	$4,35 \times 10^{-9}$	Fisuras
+ 800 mV H	2×10^{-5}	9540	$2,30 \times 10^{-9}$	Fisuras

sólo debería esperarse susceptibilidad a corrosión bajo tensión a potenciales superiores a 0,5 V, mientras que para potenciales más bajos sólo se predice la existencia de fisuras incipientes o la pasividad del metal. Los resultados obtenidos concuerdan con estas predicciones por cuanto sólo se ha encontrado susceptibilidad a corrosión bajo tensión a partir de 0,4 V. Los valores de velocidad de propagación de fisuras previstos por la técnica de tracción intermedia son más altos que las velocidades de propagación experimentales de la Tabla 1.10.1. Esta diferencia es atribuible a la ruptura de la pasividad de la superficie metálica que se produce a aproximadamente 0,5 V y a la existencia simultánea de corrosión generalizada y corrosión bajo tensión.

Referencias

1. R.N. Parkins, Stress Corrosion Cracking. The Slow Strain Rate Technique (Eds. C.M. Ugiansky and J.H. Payer); p.5, ASTM STP 665 (1979).
2. J.R. Galvele, 7th Int. Congr. Metall. Corros., Plenary Lecture, Associacao Brasileira de Corrosao, Vol. 1, p. 65 (1978).
3. M.G. Alvarez, C. Manfredi, M. Giordano and J.R. Galvele, en publicación.

1.11. DETERMINACION DEL COEFICIENTE DE AUTODIFUSION SUPERFICIAL

I.A. Maier*, S. Bermúdez, R. Carranza y J.R. Galvele

* CIC

Recientemente se ha postulado un mecanismo de corrosión bajo tensión (CBT) basado en la movilidad superficial de los átomos (1). De acuerdo con él se aplica la siguiente ecuación para calcular la velocidad de propagación de fisuras V_p (en ms^{-1}):

$$V = \frac{D_s}{L} \exp. \left(\frac{\sigma_a^3}{kT} \right) - 1$$

donde D_s es el coeficiente de autodifusión superficial, en $\text{m}^2 \text{s}^{-1}$; L es la distancia de difusión de los adátomos o vacancias, en m;

σ es la tensión elástica de superficie en la punta de la fisura, en Nm^{-2} ; a es el tamaño del átomo, en m; k la constante de Boltzmann, en JK^{-1} y T la temperatura en K.

Para verificar la validez del mecanismo propuesto es de fundamental importancia calcular los valores de D_s para diversos metales. Las técnicas más comunes para medir D_s en metales son técnicas de transferencia de masa, tales como determinación de ensanchamiento de bordes de grano o de alisamiento de raspaduras. Ellas requieren en general de temperaturas altas, por encima de 400°C . Otras técnicas tales como microscopía de campo iónico, pueden usarse a bajas temperaturas, pero están restringidas a metales refractarios.

En una primera etapa de este trabajo se trató de determinar si bajo condiciones de polarización catódica de la probeta, sin llegar a condiciones de fragilización por hidrógeno, se produce un aumento del coeficiente de autodifusión superficial, por influencia del hidrógeno. Se aplicó la técnica de medición del ensanchamiento de bordes de grano para obtener el valor de D_s . Para ello se observaron las probetas en el microscopio metalográfico, adosando un interferómetro en la fuente luminosa. Si se produce un surco en el borde de grano por aumento de la movilidad superficial de los átomos, esto es detectado por una ondulación de las líneas de interferencia y por lo tanto puede ser medido, aplicando la fórmula (2):

$$D_s = \left(\frac{W}{4.6} \right)^4 \frac{kT}{t\gamma_s \Omega^2 v}$$

donde W es el ancho del surco formado en el borde de grano, en cm; γ_s es la energía libre superficial por unidad de área, en Jcm^{-2} ; Ω es el volumen atómico, en cm^3 ; v es la densidad superficial de átomos del metal, en at.cm^{-2} ; y t es el tiempo de ensayo, en s. Las unidades de D_s serán cm^2s^{-1} .

Se realizaron ensayos con Ni 99.9 % pulido mecánicamente hasta diamante de $3\ \mu$ y luego pulido electrolíticamente en solución de butilcellosolve 90 % + ácido perclórico 10 % refrigerado, durante

10 seg, a 39-40 V. Se trabajó en primer lugar en solución 1 N H_2SO_4 , a temperatura ambiente, aplicando densidades de corriente de -250 y -100 mA cm^{-2} . Al finalizar los ensayos se observó que se marcaban los bordes de grano, pero también se producía un ligero ataque de la superficie, por lo que no se siguió usando esta solución. Posteriormente se realizaron ensayos en solución 0,1 N NaOH, a temperatura ambiente, 30, 40, 50, 60 y 80 °C, aplicando densidades de corriente de -0,5 y -1,0 mA cm^{-2} . No se pudo detectar ensanchamiento medible en los bordes de grano, ni aún a las temperaturas más altas usadas. Por otra parte, por encima de 40 °C comienza a atacarse la superficie de la probeta y no podría distinguirse ataque en los bordes de grano por disolución, del ensanchamiento debido al aumento de D_s .

Actualmente se está tratando de obtener valores de D_s a partir de determinaciones de variación de la rugosidad superficial de probetas. Para ello se está poniendo a punto la técnica de medición de capacidad de la doble capa del electrodo. Se comparará la diferencia de capacidad (ΔC) de dos probetas, una pulida hasta diamante fino y la otra hasta papel de SiC N° 600, en función del tiempo. Las variaciones de ΔC medidas serían debidas sólo a variaciones del área específica de la probeta más rugosa, ya que las causadas por reacciones electroquímicas deberían compensarse en ausencia de disolución activa.

Referencias

1. J.R. Galvele, Corros. Sci., Vol. 27, p. 1 (1987).
2. J.M. Blakely, Surface Diffusion, Progress in Materials Science, Incorporating Progress in Metal Physics, Vol. 10, Bruce Chalmers Ed., Permamon Press, Oxford (1963), p. 395.

1.12. CORROSION BAJO TENSIONES DE ALEACIONES DE Zr POR IODO

R. E. Haddad

Mediante la técnica de presurización en caliente de tubos tratados térmicamente (1) se logró provocar fisuración de Zry por Corrosión Bajo Tensiones en Iodo, lográndose fracturar granos suficientemente grandes como para permitir su orientación. Se ha determinado que la fisuración -cuando es transgranular- ocurre a lo largo de los planos basales de la red hcp del Zr, con una precisión de 1° Sex. A partir de este dato se han calculado las tensiones tangenciales resueltas que provocan fractura en dicho plano; hasta el momento se han encontrado valores que en algunos casos son inferiores a los 10 MPa.

El Instituto de Física Balseiro ha aprobado un proyecto de trabajo de seminario para la licenciatura en Física en este tema, a desarrollarse durante 1987 bajo la supervisión del Lic. R. E. Haddad.

Referencias

1. R.E. Haddad "Clivage del Zr asistido por Iodo. Su influencia en los procesos de Corrosión Bajo Tensiones de elementos combustibles nucleares". Presentación al XIII Reunión de la AATN (1985).

1.13. COMPORTAMIENTO ANODICO DE LA ALEACION 800 EN SOLUCIONES DE SULFATOS Y CLORUROS

E. Rodríguez*, S. Leiva y M.G. Alvarez

* Dirección Centrales Nucleares

El ingreso accidental de agua de refrigeración en el circuito secundario de los reactores nucleares de potencia conduce a la presencia de impurezas en el agua de alimentación de los generadores de vapor. Los posteriores procesos de concentración que tienen lugar en las superficies de transferencia calórica llevan a que la concentración de contaminantes pueda alcanzar niveles críticos desde el punto de vista de la corrosión, especialmente en regiones de circulación restringida. En particular, las soluciones de sulfatos y cloruros han demostrado ser medios potencialmente agresivos para las aleaciones utilizadas en tubería de generadores de vapor.

En el presente trabajo se estudiará el comportamiento del Incoloy 800, aleación frecuentemente utilizada en generadores de vapor de centrales nucleares, en soluciones de sulfato y cloruro.

Se efectuaron ensayos en las siguientes soluciones:

- NaCl 0.1 M a 25 °C, 60 °C y 90 °C
- Na₂SO₄ 0.1 M a 25 °C, 60 °C y 90 °C

En solución de NaCl 0.1 M la aleación presenta un potencial de ruptura de la pasividad por encima del cual se inicia el picado de la superficie metálica mientras que para potenciales inferiores a ese valor el metal permanece pasivo. Los valores de los potenciales de picado obtenidos tanto por trazado de curvas de polarización anódica potenciodinámicas como mediante la técnica de raspado de la superficie metálica (Tabla 1.13.1.), presentaron una considerable dispersión, asociada a la incidencia de corrosión en rendijas. A pe-

sar de ello, se verificó que en el rango de temperaturas considerado el potencial de picado de la aleación en soluciones de cloruro disminuye con la temperatura.

El ataque se presenta como picaduras de forma irregular, detectándose la existencia de productos de corrosión ricos en cromo en las zonas atacadas.

Las curvas de polarización anódica de la aleación en solución de aireada de Na_2SO_4 0.5 M mostraron una forma similar en todas las soluciones ensayadas. Cuando se aumenta el potencial a partir del potencial de corrosión todas las curvas presentan una zona pasiva seguida por un pico de corriente probablemente asociado a la oxidación de Cr III a Cr VI. La densidad de corriente disminuye a potenciales más altos para aumentar nuevamente al alcanzarse el rango de potenciales correspondientes a la evolución de oxígeno. El aumento de temperatura produce un desplazamiento de las curvas hacia potenciales más bajos. Asimismo, la densidad de corriente en la zona pasiva y en el pico de transpasividad aumenta al aumentar la temperatura.

Tabla 1.13.1. Potenciales de picado de la aleación 800 en solución de NaCl 0.1 M

TEMPERATURA	25 °C	60 °C	90 °C
$E_p (V_{NHE})$	0,54 a 0,48	0,48 a 0,44	0,29 a 0,45

1.14. COMPORTAMIENTO DE ALEACIONES DE ALUMINIO PARA PROTECCION CATODICA

S.M. de De Micheli†

Se estudió el comportamiento electroquímico de la aleación Al-0.1 % Sn y de Sn en soluciones de cloruro de concentración similar a la encontrada en el interior de picaduras y se determinaron los potenciales de picado en estos medios. Esta línea de trabajo fue interrumpida por el fallecimiento de la Dra. S. M. de De Micheli.

1.15. COMPORTAMIENTO ELECTROQUIMICO DE Zr y Zry-4

L. Lanzani y S.M. de De Micheli†

Se realizaron ensayos potencioestáticos de Zr, Zry-4R y Zry-4T en soluciones deaireadas de $\text{LiOH} + \text{Li}_2\text{SO}_4$ 0.5 M, pH 12, a 80 °C. Se puso especial interés en estudiar las curvas catódicas estacionarias descendentes desde el potencial de corrosión hasta -1.50 V (NHE).

Entre -0.90 y 0.12 V (NHE) se encontraron pendientes de Tafel de aproximadamente -200 mV/dec. A partir de -1.30 V (NHE) se observó un gran aumento de densidad de corriente asociado con la formación de una capa de hidruros gruesa y continua de 15 micrones de espesor. Estos resultados muestran claras diferencias entre las descendentes, lo que indica que los procesos electroquímicos que ocurren en ambos casos dependen del sentido de polarización.

1.16. EFECTO DE LA COMPOSICIÓN DEL MEDIO SOBRE EL POTENCIAL DE PICADO DEL Al Y SUS ALEACIONES

I. Raspini y J.R. Galvele

Se está estudiando el efecto de la presencia de ácidos orgánicos débiles en el mismo medio donde el Al puro y sus aleaciones sufren corrosión localizada por efecto de ión cloruro. Este sistema en ausencia de otros iones que no sea el ión cloruro, ha sido estudiado e interpretado a través de la teoría de acidificación localizada. La presencia de ácidos débiles provoca un corrimiento hacia valores mayores en el parámetro $x.i$ crítico, cuyo valor determina la ruptura de la pasividad por ataque localizado. (x profundidad del defecto; i densidad de corriente [$A\ cm^{-1}$]).

A través de su acción reguladora estos ácidos débiles actuarían como inhibidores del picado.

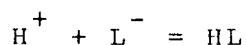
Se comprobó el efecto inhibidor del Benzoato y del Acetato en coincidencia con resultados publicados por Bohm - Uhlig (1). La Fig. 1.16.1. representa los valores de potenciales de picado (E_p) crecientes para mezclas con cloruros y concentraciones mayores y crecientes de Benzoato y Acetato.

Específicamente se estudió el comportamiento del Al puro en mezclas de Cloruro 0.02 M y Acetato a dos pHs distintos. Uno de ellos es un pH alejado de la zona de máxima eficiencia buffer, y el otro es un $pH = pK_a = 4.65$ donde el efecto regulador es máximo.

Los valores de E_p se obtuvieron en forma potencioestática y se propuso compararlos para determinar la influencia de la cantidad de base conjugada (L^-).

El efecto inhibidor traducido experimentalmente en E_p mayores y teóricamente en valores $x.i$ críticos también mayores puede justificarse en parte por dificultad de la acidificación localizada necesaria

para la aparición de picado a través del siguiente equilibrio:



La caída de potencial por efecto migratorio y el potencial de corrosión del metal dentro de la picadura deberían justificar cualquier otra diferencia.

La Fig. 1.16.2. representa a los E_p obtenidos en función de la concentración de acetato a pH neutro y a $\text{pH} = \text{pKa}$. En ambos casos se han obtenido rectas con distintas pendientes. Los puntos de inflexión son coincidentes con concentraciones de Acetato por lo menos 10 veces mayores que las de cloruros, lo que estaría indicando una contribución importante de la caída de potencial dentro de la picadura cuando el inhibidor está en concentraciones superiores a las del ión agresivo.

Para bajas concentraciones de Acetato y hasta 0.5 M (caso en que se recurrió a la técnica de raspado para favorecer la nucleación de picaduras en sitios de la superficie alejados de los bordes) los valores de E_p se encuentran próximos, lo que permite suponer que entre otros factores, la presencia de la base condicionaría la aparición de picado.

REFERENCIAS

1. D.G. Bohn & H. Uhlig, J. Electrochem. Soc. 116, 906 (1969).
2. W. Rudd & J. Scully, Corrosion Sc. 20, 611 (1980).
3. H. Kaesche, Z. Physik. Chem. N.F. 34, 87 (1962).

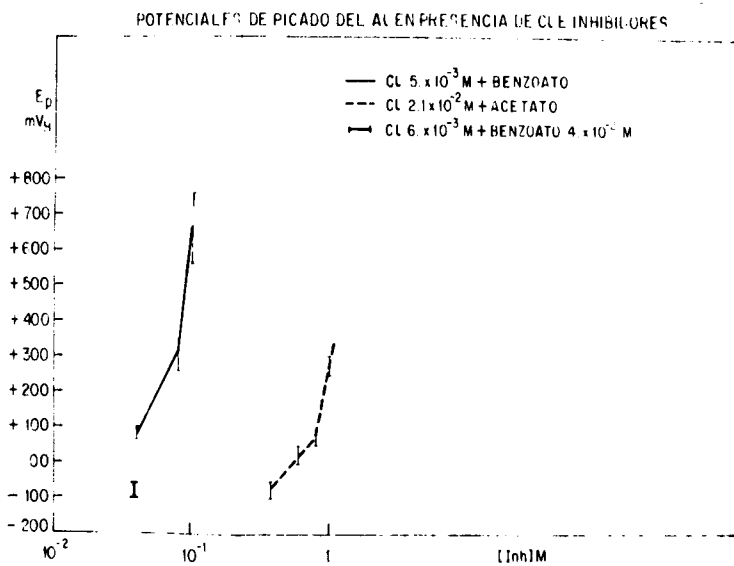


Fig. 1.16.1.

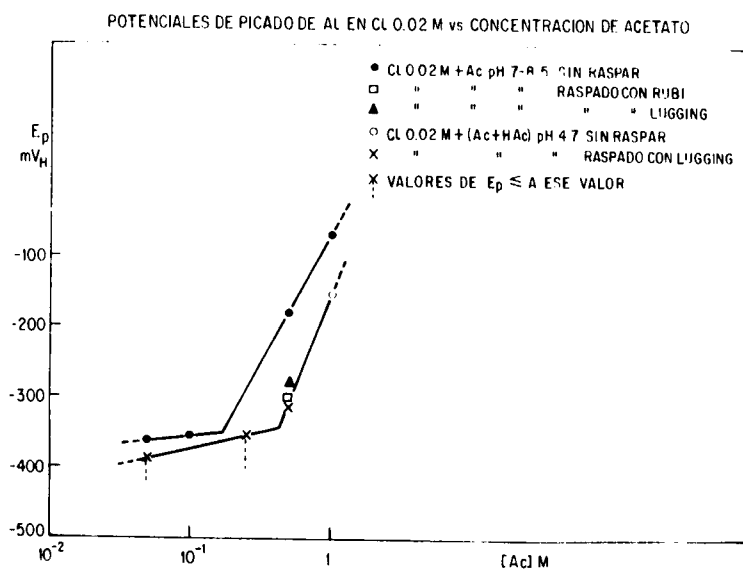


Fig. 1.16.2

2. FENOMENOS DE TRANSPORTE

2.1. ENRIQUECIMIENTO EN DEUTERIO DE MEZCLAS HIDROGENO-DEUTERIO POR INTERACCION CON EL COMPUESTO INTERMETALICO TiNi(+)

A.C. Mari *, E. Zuzek

* Becaria CIC

Luego de haber sido concluida la puesta a punto del método analítico para la determinación de la relación D/H(+) se encaró el desarrollo y construcción del aparato mediante el cual se ha de llevar a cabo la reacción propiamente dicha entre las mezclas del epígrafe y el compuesto TiNi

En el diseño de la misma se tuvo en cuenta fundamentalmente las presiones del hidrógeno y deuterio puros que podían ser obtenidas en las condiciones reales de operación, las respectivas relaciones de volúmenes antes y después de la reacción y la sensibilidad del método expresada por la relación entre las masas de la mezcla gaseosa reaccionante y la del intermetálico en un dado volumen final. Por otra parte, se optó por la conexión "on-line" del espectrómetro de masas, a los fines de la determinación de la relación D/H en la mezcla, antes y después de la reacción con TiNi,

Teniendo en cuenta que el aparato a desarrollar debía ser a prueba tanto del vacío como de presiones elevadas (menores que 20 atm) se optó por la utilización de las válvulas y conexiones precedentemente desarrolladas a tal fin (Ver CNEA NT 16/84, 2.15 y anteriores).

(+) Continuación de CNEA NT 5/86, 2.11.

2.2. DIAGRAMA DE FASES DEL SISTEMA CIRCONIO-HIDROGENO(+)

E. Zuzek

Se completó la primera parte de la confección del respectivo diagrama, estando en ello incluidas las regiones y límites que están relacionadas con la fase α -Zr-H, exceptuándose solamente la aún discutida región $\alpha + \gamma$, desde el punto de vista de la estabilidad o metaestabilidad. Este trabajo se basó en una recopilación, y su posterior evaluación, de los trabajos publicados sobre el tema durante los últimos tres decenios.

Los resultados obtenidos fueron presentados en marzo de 1985 al Int. Symp. "Hydrogen in Metals", Belfast, Irlanda del Norte, Reino Unido+.

Mediante las "Funciones Características" adecuadas se pudo describir cada uno de los límites y cada una de las regiones consideradas. Esas funciones fueron: la constante de Sieverts para la región α -Zr-H, la presión de equilibrio del hidrógeno para las regiones bifásicas $\alpha+\gamma$ y $\alpha+\beta$ y la concentración de equilibrio del hidrógeno disuelto para el caso de los límites $\alpha/(\alpha+\delta)$, $\alpha/(\alpha+\beta)$, $(\alpha+\beta)/\beta$ y $(\alpha+\delta)/\delta$. Asimismo se determinó para todas esas funciones los correspondientes errores de la estima, tipo Sy.x.

Se inició luego el estudio de las regiones vinculadas a las fases α y δ .

(+) Cont. de CNEA-NT-5/86, 3.14.

2.3. RESULTADOS PRELIMINARES DE LA UTILIZACIÓN DE REACCIONES NUCLEARES PARA MEDICIONES DE HIDROGENO

M. Alurralde y E. García

Fue realizado en el TANDAR, utilizando la reacción resonante $^1\text{H}(^{19}\text{F}, \alpha\gamma)^{16}\text{O}$ con una energía de $(25,86 \pm 0,05)\text{Mev}$ y un ancho altura mitad ($\text{FWHM} = \Gamma$) de $(207,5 \pm 0,1)\text{Kev}$ (valor teórico); su sección eficaz a la energía de resonancia es 300 mb. Debido a fallas técnicas en el acelerador la corriente obtenida fue de solo 10 nA. (Una descripción detallada de la técnica en Ref. 1).

Se midieron muestras de circonio limpias e hidruradas obteniéndose las curvas que se ven en la Fig.2.3.1. En el eje de abscisas se colocó la profundidad a la cual, para una energía incidente dada, se alcanza la energía de la resonancia. Obviamente, profundidades negativas indican una energía incidente menor que la de la resonancia elegida. En ordenadas se puso el número de fotones y medidos, dividido por la dosis.

En la Fig. 2.3.1. se observa (tanto en la curva de circonio limpio como hidrurado) el pico producido por el hidrógeno adsorbido por el metal del ambiente (principalmente vapor de agua e hidrocarburos). También, para la "profundidad" de $-1,7\text{ }\mu\text{m}$, se observa delineado un pequeño pico. Su ubicación y tamaño sugieren que se trata de la resonancia de $(25,35 \pm 0,05)\text{Mev}$ con una sección eficaz de 89 mb.

Finalmente se puede observar la diferencia de cuentas que hay entre la muestra hidrurada y la muestra limpia, donde el número de cuentas en el material es apenas superior al número de cuentas del fondo.

Para poder empezar a utilizar esta técnica en análisis, resta poder medir muestras de concentración conocida y perfiles de concentración conocidos para poder cuantificar la técnica.

Referencias

1. G. Amsel et al. "Nucl. Instr. & Meth", 92 (1971).

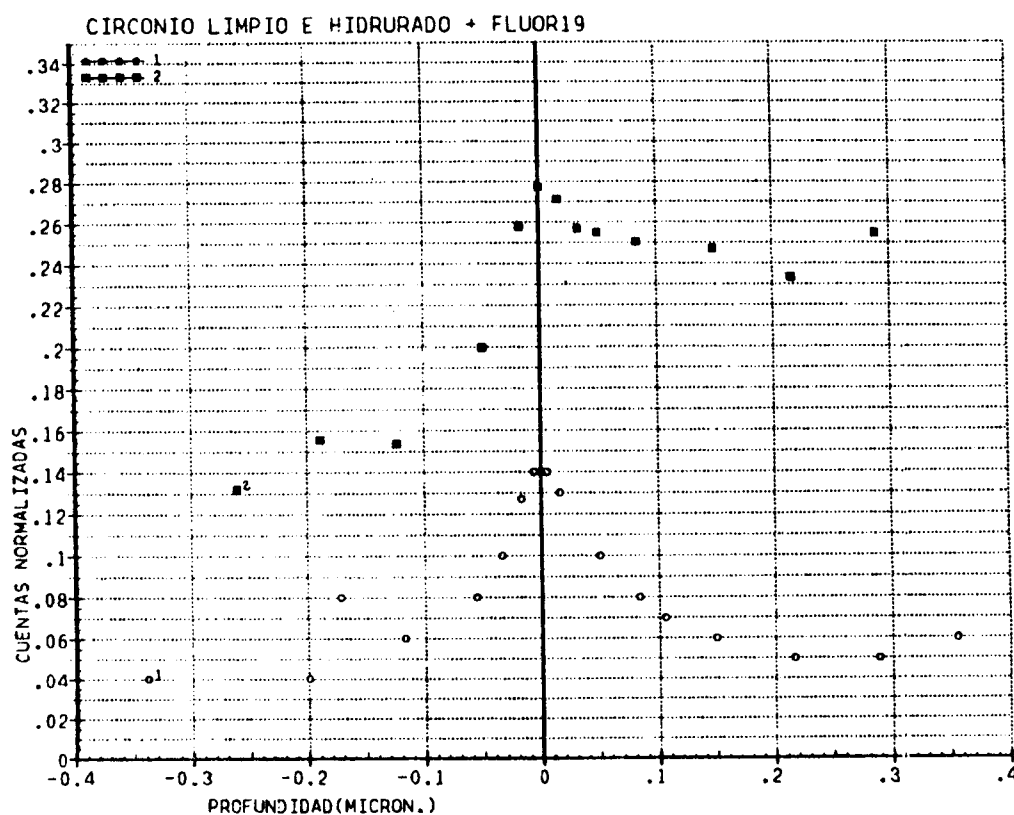


Fig. 2.3.1.

2.4. CARACTERIZACION, MEDIANTE XPS, DE FILMS DE OXIDO ANODICO DE Ti C.O. de González* y E.A. García

* CIC

Es frecuente la incorporación de iones provenientes del electrolito en los films de óxidos de Ti crecidos anódicamente. El objeto de este trabajo es caracterizar la cantidad, distribución y estado de combinación química de estos iones en Ti puro oxidado anódicamente en H_2SO_4 , $NaOH$, y Na_2SiO_3 bajo diferentes condiciones de temperatura y voltaje.

Los espesores de los films de óxido no superaron los 1500 Å por lo que la técnica XPS (X-Ray photoelectron spectroscopy) se reveló especialmente apta para este estudio.

Experimental

Las muestras de Ti60 fueron anodizadas en laboratorios de la División Materiales de la Universidad de Tecnología de Compiègne, Francia. Se utilizaron como electrolito H_2SO_4 , NaOH y Na_2SiO_3 en concentración 0,1 N. Se fijó la corriente en 30 mA/cm^2 y se varió la temperatura del baño entre 40 y 80 °C. Las mediciones por XPS se realizaron en el equipo Vacuum Generator del Departamento Materiales de la CNEA. Los espectros fueron obtenidos utilizando $\text{Mg}_{K\alpha}$ como radiación incidente (1253,6 eV) con voltaje de analizador de 20 eV y tiempos de 20 seg/10 canales. La presión interior de la cámara del analizador fue de 2×10^{-10} Torr.

Los estudios en profundidad se realizaron intercalando barridos controlados con iones de argón entre los sucesivos registros de espectros. La determinación de las concentraciones atómicas y la deconvolución de los espectros se efectuaron mediante programas de cálculo puestos a punto anteriormente (1).

Resultados y Discusión

En todas las muestras analizadas se evidenció un gran pico de C como contaminante superficial, que fue eliminado con el primer barrido de iones.

Muestras anodizadas en H_2SO_4 : se analizaron los elementos Ti, S, C, O y F. No se observó la presencia de S en el óxido. Los picos O_{1s} estaban formados por más de una componente que, por la posición de energías de ligadura, podían atribuirse a O en TiO_2 y TiO . En la superficie el Ti estaba combinado formando TiO_2 y en el interior del film se observó la presencia de varios óxidos. La aparición en los espectros del pico de Ti metálico del sustrato indicó en todos los casos la eliminación del óxido. Se estimaron los espesores en 1100, 650 y 370 Å para films crecidos a 40, 60 y 80 °C respectivamente.

Muestras anodizadas en NaOH : se analizaron los elementos Ti, O, Na, F, Si y C. La presencia de Na sólo se observó en las muestras

preparadas a 60 °C y en cantidades cercanas al límite de detección de la técnica ($\sim 1\%$). No se obtuvo señal característica Auger apreciable del Na. Se registró la presencia de Si superficial pero no formando parte del óxido. El O y el Ti evolucionaron como en el caso anterior, observándose varios óxidos de Ti. En este grupo de muestras se detectó la presencia de F a profundidades coincidentes con la interfase $\overset{\circ}{\text{Óxido}}$ -sustrato. Los espesores determinados fueron de 850, 670 y 300 Å para 40, 60 y 80 °C respectivamente.

Muestras anodizadas en Na_2SiO_3 : se analizaron los elementos Na, Si, C, Ti, O y F. La presencia de Na en el óxido no pudo asegurarse por XPS. El Si formaba parte del óxido como SiO_2 en concentraciones cercanas al 80 % atómico. Se observó la presencia de F sólo en una muestra anodizada a 60 °C, en la región cercana a la interfase metal- $\overset{\circ}{\text{Óxido}}$. El Ti y el O evolucionaron en forma similar a los casos anteriores y se determinaron espesores de 1400, 900 y 650 Å para anodizados a 40, 60 y 80 °C respectivamente.

La deconvolución de los espectros Ti_{2p} indica la existencia en el óxido de TiO_2 , TiO y de óxidos intermedios, que pueden ser Ti_3O_5 y Ti_2O_3 , en proporciones variables.

La presencia de F en la interfase puede ser atribuida a contaminación proveniente de baños de pulido o tratamientos de limpieza con HF, previos al anodizado. El S fue detectado por otra técnica (descarga luminiscente) por lo que se supone que la ausencia del mismo en las mediciones XPS es debida a la volatilización de este elemento en ultra alto vacío.

Conclusiones

Se estableció la presencia de algunos iones provenientes de los electrolitos en $\overset{\circ}{\text{Óxidos}}$ producidos por anodizado en Ti puro.

Se determinaron los espesores de los $\overset{\circ}{\text{Óxidos}}$ y se estableció que los mismos varían en forma inversa a la variación de la temperatura del baño. Se comprobó la presencia de diferentes $\overset{\circ}{\text{Óxidos}}$ de Ti en los films.

2.5. ESTUDIO POR XPS DE OXIDOS DE SILICIUROS PRODUCIDOS EN PLASMA A BAJAS TEMPERATURAS

C.O. de González, J. Perrière, J. Siejka y E.A. García

Los siliciuros de ciertos metales (Ti, W, Ta, Hf) son de interés en microelectrónica por su baja resistividad, por presentar gran estabilidad química y por formar óxidos que son buenos aisladores eléctricos. Clásicamente los óxidos se preparaban mediante oxidación térmica, la cual presenta el inconveniente de realizarse a altas temperaturas ($> 1000\text{ }^{\circ}\text{C}$), con efectos de difusión indeseados.

La oxidación en plasma, si bien presenta ciertos problemas técnicos permite obtener óxidos a temperaturas más bajas ($< 600\text{ }^{\circ}\text{C}$).

En este trabajo se caracterizan, mediante XPS, los films de óxidos crecidos sobre Si_2W , Si_2Hf y Si_2Zr ; sus composiciones y espesores.

Los siliciuros se obtuvieron mediante tratamientos térmicos adecuados de sustratos de Si monocristalino con depósitos de los respectivos metales. Las oxidaciones se llevaron a cabo en un dispositivo multipolar de anodización en plasma.

En los siliciuros de Hf la capa de óxido está formada por HfO_2 más un subóxido: 'HfO' y SiO_2 . La proporción de la mezcla de óxidos de Hf y dióxido de Si es la misma, dentro del error del método. Los elementos puros (Hf y Si) se ubican alrededor de los $500\text{ \AA}$ de profundidad y se registra una relación $C_{\text{Hf}}/C_{\text{Si}} \sim 0,5$ a partir de $750\text{ \AA}$. Se considera que hay un enriquecimiento superficial en Hf.

En los films de óxidos producidos sobre Si_2Zr con campo fuerte se comprobó que en la capa superficial y hasta $500\text{ \AA}$ sólo hay una mezcla de óxidos: ZrO_2 , 'ZrO' y SiO_2 con predominio del SiO_2 .

El Si puro comienza a ser detectado a $\sim 600\text{ \AA}$ y crece su señal XPS rápidamente en tanto la de SiO_2 disminuye.

La relación C_{Zr}/C_{Si} es del orden de 0,5 entre 800 y 1400 Å.

Para el caso de campo débil se observó, mediante R.B.S., enriquecimiento superficial en ZrO_2 , seguido de una zona con déficit en ZrO_2 . La concentración de óxidos para el resto de la capa se aproximó a una relación $ZrO_2/SiO_2 = 0,5$.

Los resultados obtenidos con XPS indicaron gran contaminación superficial con C, la cual se redujo a rastros luego del primer barrido con iones.

En superficie se observó una mayor concentración de Si que en el interior del óxido y esta relación se invirtió luego de la primera erosión. A partir de 300 seg de erosión (condiciones de cañón: 6 KV, 10 μ A) se llegó a una relación $ZrO_2/SiO_2 \approx 0,55$, en buena coincidencia con los resultados obtenidos por R.B.S.

Los análisis por XPS indican la ausencia, hasta la profundidad analizada, de erosión preferencial. Igualmente no se detecta fuerte reducción de los óxidos de Si y Zr formados.

Las mediciones efectuadas en Si_2W oxidado en plasma indican que el film de óxido es muy fino (~ 200 Å) y está formado por SiO_2 y una mezcla de varios óxidos de W: WO_3 , WO_2 y 'WO'. Se observó fuerte reducción de los óxidos de W durante el bombardeo iónico y enriquecimiento en W de la estructura WSi_2 . Para estimar la influencia de los iones se analizaron por XPS muestras patrones de Si_2W preparadas mediante dos técnicas distintas: CVD (Chemical Vapor Deposition) a partir de una mezcla de $SiH_4 + WCl_6$ en fase gaseosa y por evaporación. Estas muestras no fueron oxidadas y se las utilizó para calibrar los espectros XPS.

Este trabajo se realiza en colaboración con el Groupe de Physique des Solides de la Université Paris VII donde se realizan las oxidaciones en plasma y se caracterizan las muestras mediante reacciones nucleares (dosaje de O) y Rutherford Back Scattering para la medición de los elementos pesados.

2.6. DETERMINACION DE LOS COEFICIENTES DE DIFUSION DE O EN Zr-2,6 % (at) Sn ENTRE 200 Y 350 °C, MEDIANTE XPS

C.O. de González* y E.A. García

* CIC

El objeto de este trabajo fue la determinación de los coeficientes de difusión de O en Zr-2,6 % Sn para temperaturas cercanas a las de trabajo de un reactor nuclear de potencia (250-350 °C). En el presente caso se utilizó la técnica de espectroscopía de fotoelectrones producidos por rayos X (XPS), que permite determinar la naturaleza química de los elementos presentes en superficie. El seguimiento en el tiempo de las variables del proceso (espesor del óxido y concentración de los elementos), apoyado en un modelo de disolución, permitió obtener los coeficientes de difusión respectivos.

Modelo de disolución: Se parte de un sistema infinito donde la concentración de oxígeno en el instante inicial $t=0$ en la fase I (óxido) es C_I para $x \leq 0$ y en la fase II (metal) es tan pequeña que se considera nula $C=0$ para $x > 0$. La solución de las ecuaciones de difusión durante la disolución ($t > 0$), con las condiciones $C=C_3$ en $X = \xi$ y $C=0$ en $X = \infty$ es

$$C = C_3 \frac{\operatorname{erfc} (x/2\sqrt{D_2 t})}{\operatorname{erfc} (\gamma)}$$

donde D_2 coeficiente de difusión de O en Zr- α , C_3 concentración de oxígeno a saturación en el metal (29% at), ξ , posición de la interfase metal-óxido en cada instante y $\gamma = \xi/2\sqrt{D_2 t}$ constante. El valor de γ se estableció haciendo el balance de flujo de oxígeno a través de la interfase ξ y resultó ser $\gamma = -0,212$. Para el caso real de óxido finito de espesor a en cada instante $t > 0$, la masa de oxígeno que queda en el óxido es

$$W_I = -a C_I + 2 \gamma \sqrt{D_2 t} C_I$$

La representación tanto de la variación del espesor del óxido como de la concentración de oxígeno en el mismo en función de $\sqrt{t}$ (t = tiempo de disolución) puede ajustarse a curvas de cuyas pendientes es factible calcular los coeficientes de difusión para las respectivas temperaturas.

Experimental

Las muestras de Zr-2,6 % (At) Sn fueron recocidas a 800 °C durante 2 horas en vacío de 10^{-6} Torr para estabilizar su estructura. La preparación superficial de las mismas incluyó pulido mecánico y químico y limpieza con iones de argón. Se procedió a la formación de capas de óxido de 14 ± 2 Å de espesor, al calentamiento "in-situ" de las muestras mediante una resistencia calefactora ubicada en el portamuestras y a la toma de los espectros a intervalos predeterminados en el tiempo. Aplicando un cálculo desarrollado a este fin (1) se determinó el espesor del óxido cada vez. Los espectros XPS se tomaron con las siguientes condiciones : $V_{an} = 20$ eV; tiempo de medida: 15 seg/10 canales; ángulo muestra-espectrómetro= 30 °.

Resultados y discusión

Para las temperaturas de 200 y 250 °C se observó que las variaciones del espesor del óxido en función de $\sqrt{t}$ determinaban dos rectas de distinta pendiente: una zona inicial de disolución rápida (R) y otra de variación más lenta (L). Se calcularon los coeficientes de difusión en ambas regiones para las dos temperaturas. Para 300 y 350 °C sólo se registró un proceso, el lento, debido a que el rápido, muy acelerado, no se vio. En el caso de 350 °C la transición del proceso rápido al lento se produjo antes de la primera medida. Los valores de los coeficientes de difusión figuran en la Tabla I. En un gráfico de Arrhenius son los coeficientes de la etapa "lenta" los que más se aproximan a la extrapolación a bajas temperaturas de los resultados ob-

tenidos por Debouigne (2) para difusión de O en Zr puro a temperaturas entre 650 y 400 °C. Este autor supuso la existencia de un mecanismo de difusión por borde de grano para ese rango de temperaturas pero dicha difusión intergranular no fue comprobada por ninguna técnica. Relacionando con los resultados del presente trabajo, los coeficientes de difusión "lentos" corresponderían a difusión en volumen y, en ese caso, podría suponerse que la difusión "rápida" estaría asociada a un mecanismo por límites de grano.

Tabla 2.6.1

T (°C)	200	250	300	350
D[cm ² /seg] lento	4.16x10 ⁻¹⁹	1.1x10 ⁻¹⁸	1.3x10 ⁻¹⁷	1.4x10 ⁻¹⁶
rápido	4.18x10 ⁻¹⁸	1.9x10 ⁻¹⁷	---	---

Conclusiones

Se determinaron los coeficientes de difusión de O en Zr-2,6 % (at) Sn en el rango de temperaturas 200-350 °C para lo cual se desarrolló un modelo de cálculo y se utilizó una técnica no convencional para estudios de difusión.

Referencias

1. C.O. de González y E.A. García. Coloquio Latinoamericano de Superficies. Niteroi, Brasil (1980).
2. J. Debouigne, Metaux, Corrosion, Industrie, N° 501 (1967), 186.

2.7. TRATAMIENTO SUPERFICIAL DE Ti Y ALEACIONES DE Ti PARA SU APLICACION EN MEDICINA

G. Beranger*, Y. Barakat*, S. Ferdjani*, C.O. de González** y C. Coddet*

* Universidad de Tecnología de Compiègne, Francia

** CIC

Introducción

Recientemente el Ti y sus aleaciones han cobrado gran importancia para la fabricación de prótesis médicas. Ello implica incrementar los estudios tendientes a obtener superficies protegidas y estables compatibles con los tejidos óseos.

La oxidación anódica es un método de protección de la superficie de Ti. En este trabajo se estudia la oxidación anódica de Ti puro y la influencia de parámetros como temperatura, concentración, densidad de corriente y naturaleza del electrolito utilizado. Se aplican las técnicas de reacciones nucleares (NMA), descarga luminiscente (GDS), espectrometría de masa de iones secundarios (SIMS) y espectroscopía de electrones excitados por rayos X (XPS).

Experimental

Las muestras usadas, de 7x14x1 mm fueron pulidas mecánicamente hasta papel de grado 800. Las oxidaciones se efectuaron en una celda de cátodo de Ti en forma de jaula. Los electrolitos utilizados fueron H_3PO_4 , H_2SO_4 , NaOH y Na_2SiO_3 con diferentes concentraciones. Las condiciones experimentales implicaron variar la densidad de corriente entre 15 y 60 mA/cm² y la temperatura del electrolito entre 0 y 80 °C.

Análisis del film anódico

En el caso del fósforo, el análisis cuantitativo se realizó mediante la reacción nuclear $^{31}\text{P}(\text{d},\alpha) \text{Si}^{29}$.

A temperatura de 25 °C, con 15 mA/cm² es posible incorporar entre 1,2 y 8,1x10¹⁶ at P/cm² durante la anodización de Ti en H₃PO₄, dependiendo de la concentración del electrolito y del potencial aplicado.

Para potenciales inferiores a 125 V, la concentración del electrolito no tiene influencia en la incorporación de P; por encima de este valor la incorporación se incrementa.

Esto se relaciona con la velocidad de formación del óxido en función del potencial, que presenta dos regiones, con el punto de transición en 125 V: varía entre 13,3 y 17 Å/V por debajo del potencial limitante y entre 26,9 y 33,5 Å/V por encima del mismo (1). La relación entre ambos fenómenos pone dos hechos en evidencia: la presencia de P influye en el mecanismo de oxidación y la incorporación de P en forma de aniones oxigenados.

Mediante la técnica de análisis superficial SIMS se obtuvieron los perfiles de P en Ti anodizado en H₃PO₄ para diferentes potenciales. Se estableció que los perfiles de P disminuyen rápidamente con los potenciales más bajos y más lentamente con potenciales altos.

El método de GDS se utilizó en forma cualitativa. En muestras anodizadas en H₂SO₄ se observó importante concentración de S en la superficie y penetración de H dentro del film, próximo a la interfase óxido-metal.

La otra técnica superficial utilizada fue XPS que se caracteriza por la posibilidad de determinar el estado de combinación química de los elementos. Esta técnica, combinada con erosión iónica, permite realizar análisis en profundidad y calcular la concentración

relativa de los elementos que componen el film de óxido. En muestras anodizadas en Na_2SiO_3 se detectó la presencia de Si incorporado al film en todo su espesor, combinado formando SiO_2 . Las concentraciones de Ti y O alcanzaron los valores correspondientes a la solución sólida Ti-O luego de eliminados los respectivos films de óxido.

El estudio de la estructura del óxido por microscopía electrónica de transmisión indica la presencia de algunos subóxidos que pertenecen a la serie de Magneli: $\text{Ti}_n\text{O}_{n-1}$.

La presencia de subóxidos fue confirmada por XPS si bien en este caso no puede dilucidarse si formaban parte originalmente del film o se produjeron durante el análisis, a causa de la reducción del TiO_2 producida por los iones de argón.

Como conclusión se puede establecer que es posible proteger el titanio y sus aleaciones contra la corrosión por un adecuado tratamiento de anodizado. El resultado depende de las condiciones de anodizado: naturaleza y concentración del electrolito, temperatura y densidad de corriente.

Referencias

1. S. Ferdjani, Tesis, Universidad de Tecnología de Compiègne, Francia.

2.8. EFECTO DE LA OZONIZACIÓN SOBRE FILMS DE SPb DEPOSITADOS QUÍMICAMENTE

G.M. von Staszewski*, C.O. de González** y H. Cánepa*

* CITEFA-CONICET-PRINSO

** CIC

Introducción

Se estudió experimentalmente el efecto del ozono en films de SPb depositados químicamente. Los films obtenidos detectan la radiación infrarroja en el rango de 1 a 3 micrones a temperatura ambiente. Posteriores tratamientos de los mismos en atmósfera de ozono aumentan su sensibilidad.

Se determinó la composición superficial de las muestras mediante la técnica XPS (X-Ray Photoelectron Spectroscopy), realizándose la caracterización eléctrica con un equipo de mediciones de efecto Hall.

Se analizan los resultados obtenidos comparándolos con las diversas teorías propuestas para explicar el mecanismo de fotoconductividad en estos elementos.

Parte Experimental

Los films de SPb fueron depositados químicamente sobre sustratos de vidrio siguiendo el método ya descrito anteriormente (1).

Las muestras fueron posteriormente tratadas en atmósfera de ozono, a temperatura ambiente, mediante un dispositivo construido para ese fin, registrándose durante esos procedimientos la variación de la resistencia a oscuras.

Muestras ozonizadas y sin ozonizar fueron convenientemente preparadas para su posterior análisis por XPS y efecto Hall.

Mediciones XPS

Fueron realizadas en el equipo Vacuum Generator, modelo ESCA3 Mark II instalado en el Departamento de Materiales de la CNEA. Se utilizó como radiación incidente la línea MgK_{α} sin monocromatizar. La temperatura de las muestras se mantuvo inferior a la ambiente desde su introducción en alto vacío, mediante bombeo de nitrógeno líquido en el portamuestras. Para la calibración de las energías de ligadura se utilizó una muestra patrón de Au evaporada in-situ. El pico $Au_{4f7/2}$ se ubicó en 83,9 eV, respecto al nivel de Fermi.

Los espectros XPS fueron adquiridos y analizados en una PDP8-A. Se efectuaron los cálculos de concentraciones atómicas superficiales y las deconvoluciones de los espectros mediante programas puestos a punto a este fin (2).

Los análisis en función de la profundidad se realizaron bariendo la muestra en forma controlada con iones de argón.

En el análisis cuantitativo de los elementos presentes en superficie (Fig. 2.8 . 1) se aprecia que el oxígeno alcanza el 50% atómico de concentración. Se trata de oxígeno mayoritariamente adsorbido. La posición en energía del pico de O_{1s} se ubica en 532,2 eV. Los barridos posteriores con iones de argón lo eliminan totalmente a profundidades próximas a los 35 Å. Las composiciones del S y del Pb, iguales dentro del error del método, confirman que el film es de SPb (Fig. 2.8 . 2.b.).

Entre los compuestos existentes en superficie se halló PbO y $PbSO_3$ (Fig. 2.8.2.a.).

Mediciones de efecto Hall

El equipo empleado fue diseñado y construido en el PRINSO.

Consta de un electroimán que permite obtener campos de hasta 5000 Gauss a corriente regulada. Dicho campo es sumamente homogéneo (1% en un área de 1 cm^2).

Se diseñó un portamuestras capaz de asegurar un buen blindaje y un crióstató que permite mediciones a temperatura variable. Sobre las muestras se evaporaron contactos de Au adecuados a la geometría del portamuestras.

Las muestras, inicialmente de tipo n, pasan a tipo p después de ser ozonizadas. Valores típicos de densidad de portadores eficaces, movilidad Hall y resistividad, a temperatura ambiente se muestran en la Tabla 2.8.1.

Tabla 2.8.1.

MUESTRA		TIPO DE CONDUCCION	DENSIDAD DE PORTADORES (cm^3)	MOVILIDAD HALL ($\text{cm}^2/\text{V seg}$)	RESISTIVIDAD
SIN OZONIZAR	A	N	2.12×10^{16}	7.57	38.9 OSCURA
	B	N	2.16×10^{16}	4.12	70.16 OSCURA
OZONIZADA	A	P	1.95×10^{16}	6.26	51.15 OSCURA
			2.08×10^{16}	11.34	26.48 ILUMINADA
	B	P	2.18×10^{17}	0.42	67.25 OSCURA
			3.62×10^{17}	0.84	20.61 ILUMINADA

Conclusiones

Las muestras oxidadas químicamente y luego por el método de ozonización, presentan oxígeno adsorbido en una fuerte proporción y también formando compuestos entre los que pudo reconocerse PbO y PbSO_3 por análisis superficial XPS. El aumento de la sensibilidad de los films coincide con un cambio en el tipo de conducción después del ozonizado. Se registra un leve aumento de la densidad de portadores efectivos, en tanto que la movilidad se duplica. Nuestros resultados corroboran de esta manera la teoría de Petritz (3) sobre el mecanismo fotoconductor de films de sales de plomo.

Referencias

1. H. Cánepa et al. AFA 1981, San Luis
2. C.O. de González, Tesis UNC (1983).
3. R.L. Petritz, Phys. Rev., 104, N° 6(1956),15.

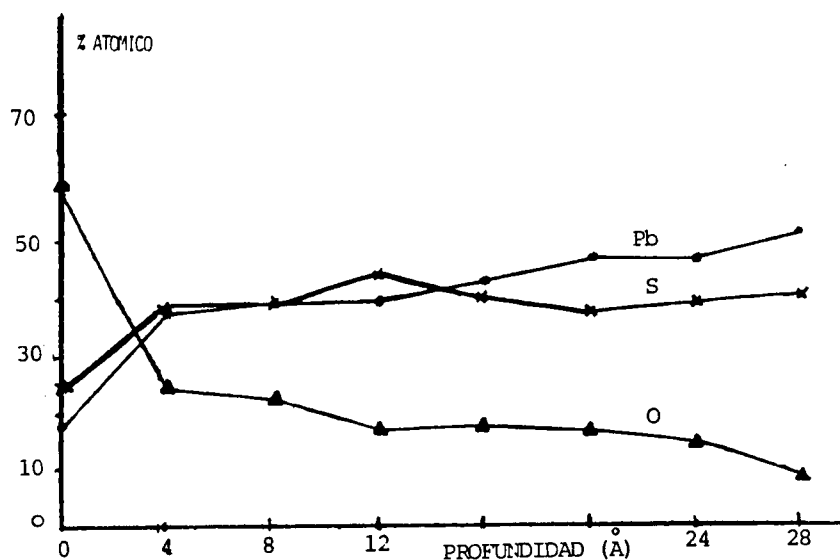


Fig. 2.8.1. Concentración atómica porcentual en función de la profundidad

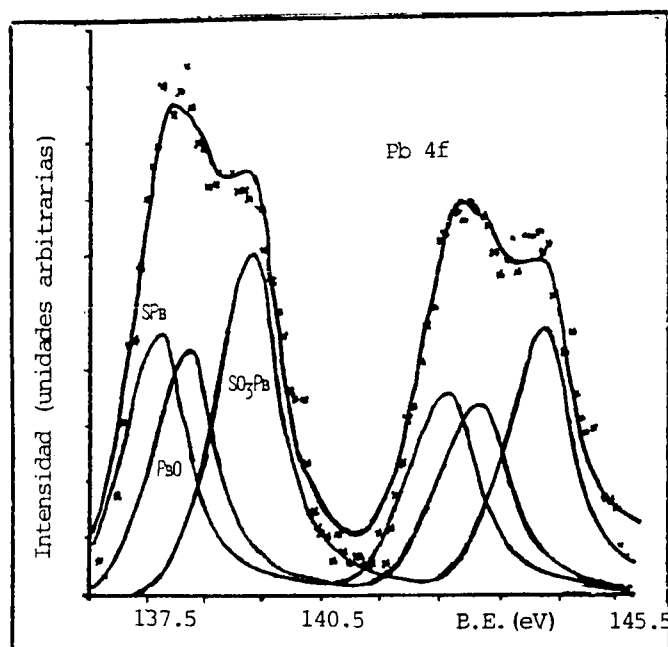


Fig. 2.8.2.a) Espectro XPS del Pb_{4f} de una muestra ozonizada durante 7 días. Medición en superficie

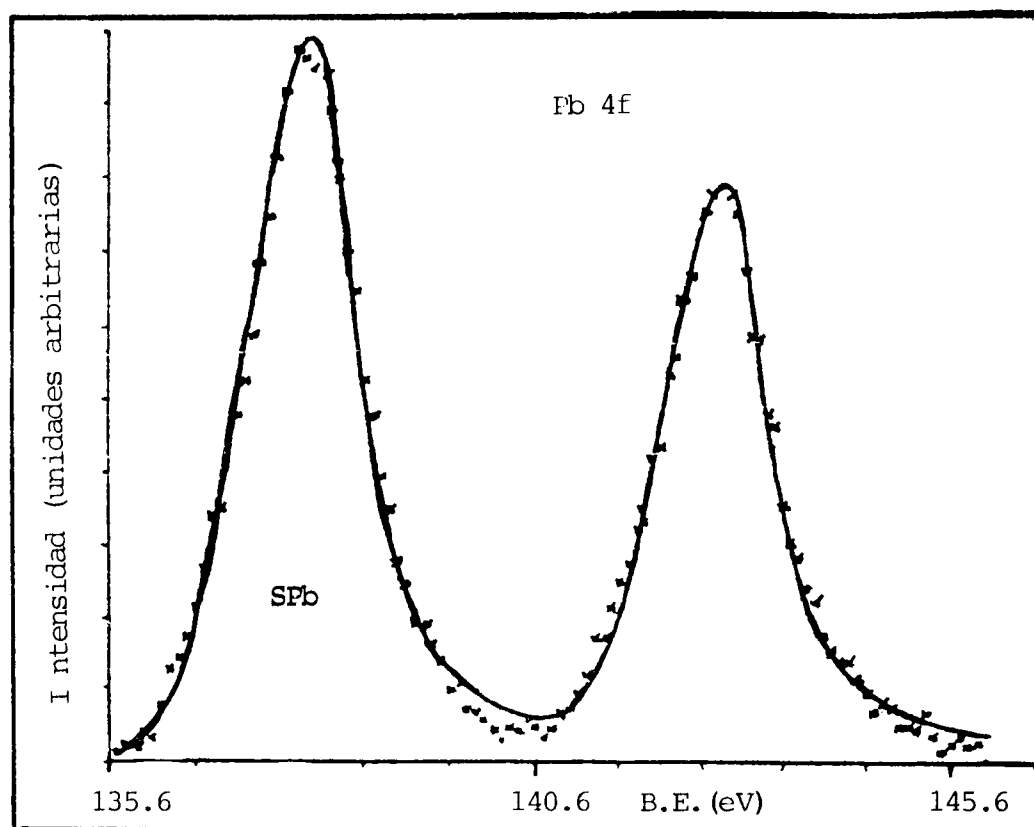


Fig. 2.8.2.b) Idem que 2.8.2.a) luego de remover $\sim 50 \text{ \AA}$

2.9. INFLUENCIA DEL BOMBARDEO CON IONES Ar^+ SOBRE ZrO_2 . ANALISIS POR XPS

Agnès Aubry y C.O. de González*
* CIC

En los análisis en profundidad realizados con las modernas técnicas de estudios superficiales se intercalan barridos con iones de argón y adquisición de espectros electrónicos. Sin embargo, al analizarse aleaciones o compuestos, puede producirse remoción selectiva de los elementos de la superficie, lo cual se traduce en resultados falsos. Es un caso muy frecuente en el análisis de óxidos (1) en que el oxígeno es removido selectivamente produciéndose una verdadera reducción del óxido.

En trabajos anteriores se analizó la influencia del bombardeo con iones de argón sobre TiO_2 , NiO , Cr_2O_3 y NiCr_2O_4 (2). En el presente trabajo se trata de establecer si los barridos con Ar^+ producen cambios en la estequiometría del ZrO_2 .

Experimental

Muestras de Zr policristalino 2 N8 fueron pulidas mecánica y químicamente. Las oxidaciones a 10^{-3} Torr y temperatura ambiente se efectuaron en la cámara de preparación del equipo ESCA 3 de V.G. para análisis de superficies. Previo a las oxidaciones se realizaron recocidos de estabilización de la estructura (2 hs, vacío de 10^{-6} Torr, 800 °C).

Las muestras masivas de ZrO_2 se prepararon mediante recocidos a 700 °C, durante 3 hs en atmósfera controlada ($\text{N}_2 + \text{O}_2$).

Los espectros XPS fueron obtenidos utilizando como radiación incidente la línea K_α del Mg (1253,6 eV). Las condiciones de operación

del cañón de iones fueron: Energía = 7,5 KV, focus = 7,2 KV y corriente 10 μ A.

Resultados

a) Muestras masivas de ZrO_2

La Fig. 2.9.1. muestra la evolución en los espectros Zr 3d para diferentes tiempos de erosión. Se observa en las curvas b, c y d la deformación del doblete: disminución del valle y ensanchamiento de los picos, sin corrimiento del máximo. Luego de 10 min de erosión no se registran más variaciones. La deconvolución de los espectros indica la presencia de ZrO_2 en forma mayoritaria y de dos subóxidos: $(ZrO)_1$ y $(ZrO)_2$, cuyas existencias ya habían sido observadas en experiencias de oxidación (3). No se observa la presencia de Zr metálico. (Fig. 2.9.2.).

Para establecer la influencia de parámetros que regulan las condiciones de barrido se varió la energía del cañón de iones entre 3 y 5 KV manteniéndose constante la intensidad de corriente en la muestra. No se observaron diferencias entre los espectros Zr 3d obtenidos luego de barrer con iones de distinta energía.

b) Muestras oxidadas a 10^{-3} Torr de O_2

En estas muestras se procedió en primer término a oxidar a presión de 10^{-3} Torr de O_2 y luego a analizar en profundidad el óxido formado. La descomposición de los espectros Zr 3d indicó la presencia de Zr metálico, ZrO_2 y de los dos subóxidos $(ZrO)_1$ y $(ZrO)_2$. La evolución de los cuatro componentes durante la oxidación y posterior erosión se muestra en la Fig. 2.9. 3.

Durante la erosión se observa disminución continuada de la cantidad de ZrO_2 . Ambos subóxidos aumentan su concentración durante los primeros segundos de erosión hasta alcanzar un límite lo cual

ocurre primero para el $(\text{ZrO})_2$ y posteriormente para el $(\text{ZrO})_1$. A partir de 25 seg de erosión la señal del sustrato (Zr puro) es mayoritaria y aumenta al tiempo que disminuyen las de los óxidos.

Se continúa con este trabajo completándose los ensayos con muestras oxidadas a 10^{-6} y 10^{-8} Torr de O_2 .

Conclusiones

Se comprueba la remoción selectiva de oxígeno en ZrO_2 causada por el barrido con los iones A^+ . Se confirma la existencia de subóxidos de Zr, en este caso causados por la reducción del ZrO_2 .

Referencias

1. R. Kelly & N.Q. Lam, Rad. Eff. Vol 19 (1973) 39.
2. A. Aubry y E. García, I Simposio Franco-Argentino, Mar del Plata (1986), 136.
3. C.O. de González y E.A. García, Idem, pág. 142.

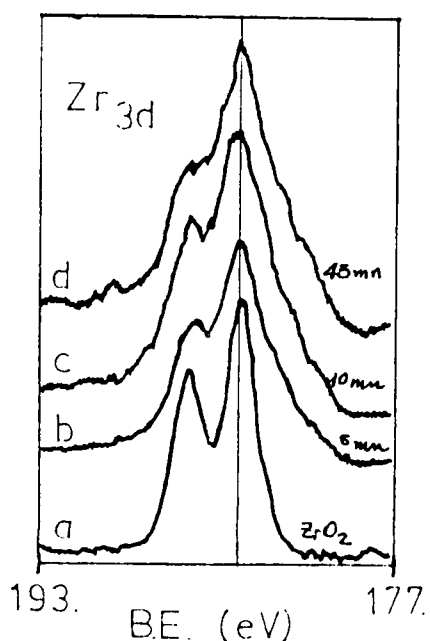


Fig. 2.9.1. Evolución de los espectros Zr 3d para diferentes tiempos de erosión

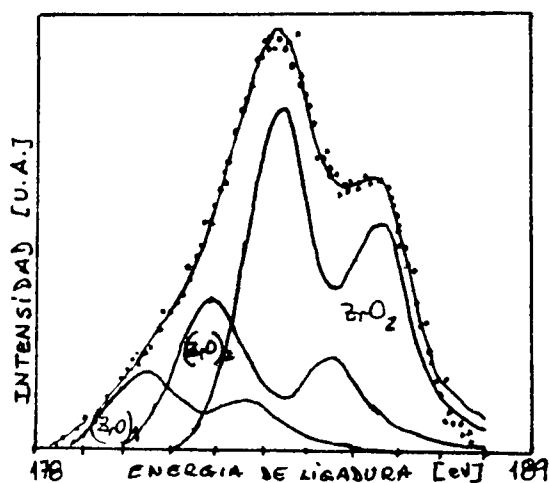


Fig. 2.9.2. Descomposición de un espectro Zr 3d correspondiente a ZrO_2 masivo erosionado 10 mn

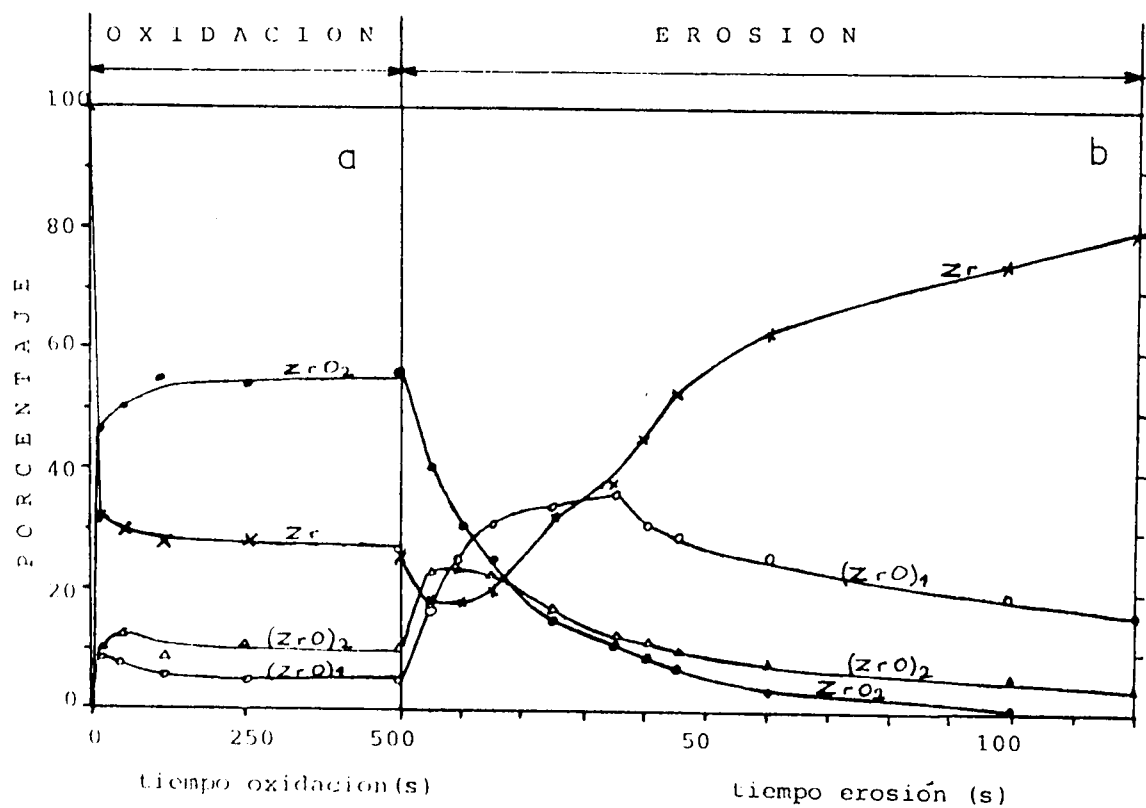


Fig. 2.9.3. ZrO_2 ; Δ subóxido 2 $(ZrO)_2$; o subóxido 1 $(ZrO)_1$; x Zr metal.

2.10. MODELOS MATEMATICOS PARA PROBLEMAS DE FRONTERA LIBRE Y FRONTERA MOVIL

E.A. Moyano

Durante 1986 se ha proseguido con el estudio y experimentación de modelos destinados al tratamiento de problemas de frontera libre y móvil.

Se ha tratado un problema de borde libre, que implica la solución numérica de una ecuación diferencial parcial elíptica, sujeta a condiciones de borde tipo Dirichlet y Neumann. En parte del contorno del dominio se conoce la ubicación y cualidades del mismo, pero en parte sólo se conocen características (borde libre).

Llamando u a la incógnita del problema y siendo esta función de x e y ($u(x,y)$) el método empleado se basa en la idea de tratar $x(u,y)$ en lugar de $u(x,y)$, es decir cambiar la variable dependiente.

Si bien se origina una ecuación diferencial más complicada, el dominio transformado tiene la interesante propiedad de poseer la frontera libre ahora sí, ubicada sobre una recta bien determinada.

Los resultados han sido comparados con los de otros autores (1, 2), con quienes se encuentra buena semejanza, alcanzándose el estado estacionario en menor tiempo de C.P.U.

En un trabajo posterior se ha aplicado la transformación a ambos términos de la ecuación elíptica, obteniéndose otra ecuación elíptica de coeficientes variables y con derivada cruzada, siendo los resultados semejantes a los del primer trabajo.

La idea de tratar problemas de frontera libre, por cambio de variable dependiente, pertenece a Landau, H.G. (1950), y fue usado posteriormente por Crank, Ozis y otros autores.

Paralelamente se ha experimentado con el método IMM, destinado a problemas de frontera móvil, que permite observar el desplazamiento de una determinada isoterma.

Estos dos trabajos son parte del proyecto de resolver, mediante el empleo de las diferencias finitas (3) un problema de frontera móvil (Stefan), en más de una dimensión espacial.

Teniendo en cuenta que la solución de un problema evolutivo (parabólico), converge a la solución del problema estacionario, con iguales condiciones de borde, independientemente de las condiciones iniciales (N. Yanenko, "Methode a pas fractionnaires", 1968), se está elaborando un modelo matemático para la solución de un problema de frontera móvil en 2D.

Simultáneamente se trabaja en la aplicación de las diferencias finitas en la resolución de un modelo matemático destinado a calcular la distribución de concentración de oxígeno y alcance de la interfase en tejidos vivos. Su uso ayudaría a predecir el dosaje de radiación aplicable a tumores cancerígenos (ver A.I. Liapis, G. Lipscomb and O. K. Crosser, "A model of oxygen diffusion in absorbing tissue", Math. Mod., Vol 3, pp. 83-92, 1982).

Referencias

1. Hitchison, J. Proc. R. Soc. London 330A, (1972), 573-580.
2. Crank, J. and Ozis, T., "Numerical solution of a free boundary problem by interchanging dependent and independent variables" TR/90 Brunel University, Department of Mathematics.
3. Forsyth, G.E. and Wasov, "Finite Difference Methods for partial differential equations", Wiley, New York, 1960.

2.11. DIFUSION DE Ni^{63} EN LA FASE β DEL SISTEMA Cu-Al

M. Iribarren * y F. Dymont

* CIC

Dentro del estudio de la difusión en las interfases β/γ_2 del sistema Cu-Al (Ver CNEA NT-5/86,2.6), se determinaron cuantitativamente los parámetros de difusión en volumen de la fase β . Estas, conjuntamente con las obtenidas en la fase γ_2 (1), constituyen un cuerpo de datos imprescindibles para la determinación del coeficiente de difusión en la interfase.

La fase β , de estructura bcc, es estable desde la fase líquida hasta 565 °C. Sufre entonces una transformación martensítica dando origen a la fase β' , hexagonal, presentando una alta densidad de dislocaciones retenidas.

La composición seleccionada, Cu 24% at Al fue preparada a partir de Cu 99,999 % y Al 99,99 % de pureza como material base.

Las probetas fueron cortadas por electroerosión y luego pulidas mecánica y químicamente. Se formaron entonces los pares de difusión de Ni^{63} por medio de un depósito electrolítico en un medio no acuoso, dimetilsulfóxido (DMSO). Los recocidos fueron hechos en hornos de precisión Chavennard-Joumier, que permiten una regulación dentro del grado centígrado.

El seccionamiento de las probetas recocidas se realizó en una máquina de abrasión circular, mientras que la actividad residual (se empleó el método de Gruzin), fue determinada en un sistema detector de barrera de estado sólido de silicio.

Por presentar la aleación mencionada una alta densidad de dislocaciones retenidas, de los perfiles de penetración se calcularon dos coeficientes de difusión:

- i) D_{eff} , que es el coeficiente de difusión calculado directamente del perfil de concentración.

- ii) D_v que representa el coeficiente de difusión en volumen descontando el efecto de las dislocaciones (2).

Los resultados se encuentran en la Tabla 2.11.1.

Tabla 2.11.1.

Probeta N°	T(°C)	$D_{eff}(cm^2/seg)$	$D_v(cm^2/seg)$	D_{eff}/D_v
1	602	2.4×10^{-10}	1.2×10^{-12}	200
2	801	2.3×10^{-9}	7.8×10^{-11}	29,5
3	1002	1.2×10^{-8}	1.4×10^{-9}	8,6

El gráfico de Arrhenius muestra un progresivo acercamiento entre los valores de D_{eff} y D_v , lo que se refleja en los valores de la energía de activación

$$Q_{eff} = (21600 \pm 3200) \text{ cal/mol}$$

$$Q_v = (39000 \pm 5800) \text{ cal/mol}$$

y se debe a que la influencia de las dislocaciones es más importante cuanto menor es la temperatura. De esta manera se explica la diferencia obtenida en (3) para la difusión de Ni^{63} en las fases γ_2 y β a 600 °C.

Referencias

1. M. Iribarren y F. Dymont CNEA NT-16/84, 2.7.
2. A. Le Claire & A. Rabinovitch, Journal of Physics C.16, 11, 2087-2104 (1983).
3. R. Piotrkowski, C. Neuman & F. Dymont, Scripta Met. 15, 303 (1981).

2.12. DIFUSION DE Ni⁶³ EN LA FASE β DEL SISTEMA Zr-20 % Nb

M. Iribarren* y F. Dymont

* CIC

La difusión a lo largo de las interfases de los materiales polifásicas juega un rol fundamental en numerosos procesos metalúrgicos tales como deformación plástica a alta temperatura, procesos de corrosión y transformaciones de fase en estado sólido.

Resulta particularmente interesante el estudio de la difusión en las interfases del Zr-2,5 % Nb, por constituir esta aleación el material fundamental de los tubos de presión de los reactores tipo CANDU. Por este motivo se está estudiando la difusión de Ni⁶³, Zr⁹⁵ y Nb⁹⁵ en las interfases α / β del Zr-2,5 % Nb.

En el Informe CNEA NT-16/84, 2.8, en la expresión

$$\delta D_i = \left(\frac{1}{p}\right)^2 \left(\frac{D_{eff}}{\pi t}\right)^{\frac{1}{2}}$$

para el cálculo del coeficiente de difusión de Nb⁹⁵ en la interfase α / β del sistema Zr 2,5 % Nb, se estimó el

$$D_{eff} = (D_{\alpha}^2 + D_{\beta}^2)^{\frac{1}{2}} \sim D_{\beta}$$

Esto es válido suponiendo que la difusión de Nb⁹⁵ en la fase β del Zr-Nb no diferirá mucho de la difusión de Nb⁹⁵ en Zr puro (para los tenores de Nb considerados) y sabiendo que

$$\frac{D_{Zr\beta}^{Nb^{95}}}{D_{Zr\alpha}^{Nb^{95}}} \sim 100 \quad (1)$$

El Ni es un difusor ultrarápido en Zr y la relación (1) no se cumple en Zr puro. Por lo tanto es necesario medir la difusividad en volumen para c/u de las fases involucradas. En lo que respecta a la fase α , es prácticamente Zr puro y se pueden tomar los valores medidos por Hood (1). Para la fase β se ha tomado una aleación de Zr 20 % Nb que ofrece la posibilidad de estudiar la difusión en volumen en un rango amplio de temperatura.

Para ello se prepararon probetas de la mencionada aleación, las que fueron cortadas y pulidas mecánica y químicamente. Previamente fueron sometidas a un tratamiento térmico de estabilización de la fase β (1005 ± 2) °C durante 27 horas. Se obtuvo una estructura final de granos equiaxiados de aproximadamente 1,5 mm de tamaño medio.

Las probetas así estabilizadas y pulidas fueron depositadas con Ni^{63} electroquímicamente, lográndose depósitos adherentes y homogéneos, tal como lo revelaron las autorradiografías tomadas a tal fin.

Los resultados obtenidos hasta el presente se dan en la Tabla 2.12.1.

Tabla 2.12.1.

Probeta N°	T (°C)	t(seg)	D (cm ² /seg)
1	879	21780	3.3×10^{-8}
2	782	22620	8.4×10^{-9}
3	751	21960	4.5×10^{-9}

Si bien el rango de temperatura a estudiar será ampliado, con los coeficientes de difusión obtenidos se pueden estimar la energía de activación y el factor de frecuencia correspondiente a la ley de Arrhenius

$$D(T) \sim 0,25 \exp \left(- \frac{36500}{RT} \right) (\text{cm}^2/\text{seg})$$

Estos valores son compatibles con los datos conocidos para la difusión de Nb en Zr puro en la fase β .

Referencias

1. G.M. Hood & R.J. Schultz, Phil Mag. 26, 329 (1972)
2. C. Herzig, L. Manke & W. Bubmann, Proceedings of the Yamada Conference V. Kyoto (1981).

2.13. CONSTRUCCION DE UN EQUIPO DE ION BEAM SPUTTERING (I.B.S.)
PARA ESTUDIOS DE DIFUSION

G. Galambos, H. Dhers y F. Dymont

Se concluyó la construcción del sistema citado en el punto 6.4. del Informe de Actividades 1984 del Departamento Materiales; además fueron resueltos los problemas de contaminación mencionados.

Se agregó al sistema la posibilidad de realizar evaporaciones en vacío, con una limpieza previa de la superficie, por Sputtering.

Se realizaron seccionamientos por Sputtering de diferentes metales, Fe, Zr, Ti y Cu, los cuales permitieron obtener velocidades de Sputtering que varían entre algunas decenas y algunas centenas de Å/min.

Se observó mediante interferometría, que la capa erosionada es uniforme y la densidad de corriente de iones, durante tiempos prolongados se mantiene constante, lo cual lo hace apto para los fines propuestos, es decir para el estudio de la autodifusión en Zr, Ti y Hf; por debajo de la temperatura de transición $\alpha - \beta$ [1], tema de interés básico y tecnológico.

Para la determinación de los parámetros de difusión mediante esta técnica se requiere la utilización de muestras monocristalinas; actualmente se está aplicando la técnica de ciclados térmicos [2] en Zr, con el objeto de obtener monocristales en los cuales se realizarán experiencias de difusión bajo distintas orientaciones.

Referencias

1. J. Horvath, F. Dymont & H. Mehrer, Journal of Nuclear Materials 126 (1984).
2. I.I. Nicolai, S.N. Balart, N. Varela y R.H. Tendler, Fabricación de monocristales de Zr- α . CNEA-NT 1/81.

2.14. DIFUSION QUIMICA EN LOS SISTEMAS Fe-Pb y Ti-Pb

G. Galambos, S. Bermúdez, F. Dymont

Se realizaron nuevos pares de difusión química en el sistema Fe-Pb y Ti-Pb, materiales que serán utilizados, según el diseño conceptual propuesto por CNEA(1), para los contenedores de residuos radioactivos. Ver CNEA NT-5/86, 2.9.

Dichos pares fueron preparados mediante dos técnicas diferentes: prensado en caliente y evaporación en vacío, y fueron sometidos a tratamientos térmicos de varios meses a temperatura cercana a 290 °C.

Finalizados los recocidos fueron cortados transversalmente, pulidos y observados mediante microscopía óptica.

El estudio realizado no revela la existencia de difusión química en los pares observados. Este resultado es previsible en el caso del sistema Fe-Pb, por la falta de solubilidad indicada en el diagrama de equilibrio. No así en el caso del Ti-Pb cuyo diagrama de equilibrio muestra la existencia de 2 compuestos intermetálicos: Ti_4Pb y Ti_2Pb , si bien este último así como la pequeña solubilidad sólida de Pb en el extremo rico en Ti están dados sólo en forma tentativa.

El presente resultado es consistente con lo obtenido en (2) donde muestras de Ti, Zry-4, Inconel 600 y Cu fueron sometidos a tratamientos térmicos en un baño de Pb fundido a 420 °C. Ti, Zry-4 e Inconel 600 no fueron mojados y no mostraron reacción con Pb en un período de inmersión de 4 hs. Cu, en cambio mostró una apreciable disolución en Pb.

Referencias

1. Informe conceptual para el Anteproyecto de Ingeniería del estudio de Factibilidad del Repositorio de los subproductos terminales del ciclo de combustibles. Ger. Prot. Radiológica y Seguridad, CNEA, Argentina, 1982.
2. P.M. Mathew, J.S. Nadeau, F. Weimberg, A.C.D. Chaklader & K. Nutall, Canadian Metallurgical Quarterly, 22, 107, 1983.

2.15. DIFUSION DE Ag^{110} EN MONOCRISTALES DE $\text{Zr-}\alpha$

G. Tobar, S. Balart y R. Tendler

En este trabajo se intenta medir los parámetros de la difusión, energía de activación Q y factor D_0 , para las direcciones principales de la estructura hcp del $\text{Zr-}\alpha$, y cuantificar la anisotropía de difusión que en este caso sería la de un soluto sustitucional y discutirla en función de lo obtenido para solutos rápidos (1).

Se usó la técnica de depósito delgado de trazador sobre muestra semiinfinita y de seccionamiento directo por abrasión para obtener el perfil de penetración.

Las muestras se obtuvieron de monocristales crecidos en este laboratorio (1). Los cristales se orientaron con la técnica de diagramas de Laue por reflexión y se cortaron y pulieron en la dirección elegida, por electroerosión.

Se realizaron cuatro experiencias y cada una incluyó por lo menos dos muestras de diferente orientación. En la Tabla 2.15.1 se muestran las características de las experiencias y los valores de D obtenidos. Cuando la dirección de difusión no es exactamente perpendicular o paralela al eje C se usa la expresión $D(\theta): D_{||} \cos^2 \theta + D_{\perp} \sin^2 \theta$, donde θ es el ángulo que forma la dirección de difusión con el eje c .

Los resultados se pueden resumir en:

- Para todas las experiencias $D_{||} > D_{\perp}$
- Por ajustes con cuadrados mínimos se obtuvo

$$D_{||} = 7.56 \times 10^{-6} \exp[-2.22 \text{ eV}/RT] \text{ m}^2/\text{seg}$$

$$D_{\perp} = 5.88 \times 10^{-6} \exp[-1.78 \text{ eV}/RT] \text{ m}^2/\text{seg}$$

En la Fig. 2.15.1 se representa el gráfico de Arrhenius para los valores obtenidos en este trabajo, junto con resultados previos. La recta punteada corresponde a medidas en policristales (2). El he-

cho de que los resultados del presente trabajo sean sistemáticamente menores podría deberse a la diferencia en el contenido de impurezas entre las dos clases de Zr usadas. Los policristales contienen 900 ppm de Fe contra 20 ppm de los monocristales. Esta influencia de ciertas impurezas sobre la difusión ha sido ya encontrado en otros trabajos (1).

La medida indicada + corresponde a una experiencia en un monocristal de orientación no especificada con un contenido de Fe de 280 ppm (3).

Los resultados muestran que la energía de activación para la difusión en el eje C(||) es mayor que para la difusión en el plano basal, mientras que los valores de $D_{||}$ son mayores que los de $D_{\perp}$ en el rango de temperatura estudiado (790 °C - 845 °C).

Referencias

1. S. Balart, N. Varela, R. Tendler; J. of Nucl Mat. 119 (1983)59.
2. R. Tendler, C. Varoto; J. of Nucl. Mat. 54 (1974)212.
3. G. Hood. Difussion Processes. Ed. Sherwood, Chadwik, Muiry F. Swinton, pp.361-372. Gordon & Breach (1970).

Tabla 2.15.1.

T (°C)	D (cm ² /seg)	D (cm ² /seg)	D _{30°} (cm ² /seg)	D (cm ² /seg) (calc.)
790	1,93x10 ⁻¹²	2,01x10 ⁻¹²	---	---
812	3,04x10 ⁻¹²	3,89x10 ⁻¹²	---	---
826	3,70x10 ⁻¹²	---	4,33x10 ⁻¹²	4,54x10 ⁻¹²
845	5,07x10 ⁻¹²	---	6,41x10 ⁻¹²	6,86x10 ⁻¹²

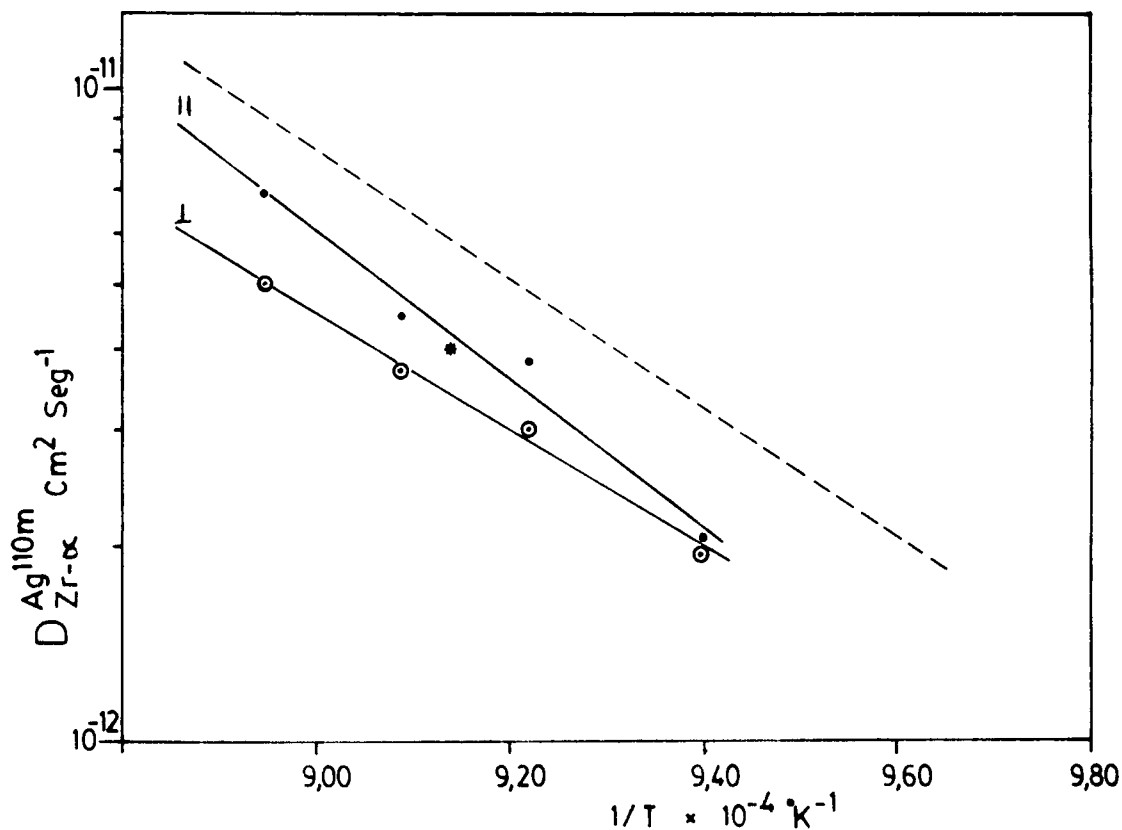


Fig. 2.15.1. Gráfico de Arrhenius para la difusión de Ag^{110} en Zr- α

2.16. DIFUSION DE Ru^{103} EN Zr α y β

E. Amalric, S. Balart y R. Tendler

Se considera que un soluto metálico presenta difusión rápida (DR) cuando su coeficiente de difusión (D) es varios órdenes de magnitud mayor que la autodifusión del solvente. Existe un modelo (1) para explicar este comportamiento, que establece además condiciones sobre el soluto que permiten predecir la DR.

Por otra parte se ha mostrado (2) que en Zr- α aquellos solutos que exhiben difusión rápida son también formadores de vidrios metálicos.

Una situación interesante se presenta con el grupo de elementos Ru, Rd, Pt, Os y Pd con los que se han obtenido vidrios metálicos con Zr pero para los que no existen mediciones experimentales de D ; la aplicación de los criterios para predecir su DR no es decisiva excepto para Ru porque son casos límites dentro del modelo.

Se intenta entonces determinar experimentalmente el valor de D para esos elementos. Se comenzó por Ru por ser el más accesible experimentalmente.

El coeficiente de difusión se obtuvo usando el método de depósito delgado sobre muestra semiinfinita y los perfiles de penetración se midieron por seccionamiento directo.

Se realizaron 3 experiencias una en Zr- β y las otras en Zr- α .

Zr- β : se obtuvo un valor de $D_{\beta}^{Ru} = 1.3 \times 10^{-9} \text{ cm}^2/\text{seg}$ a 920°C .

Zr- α : La primer experiencia realizada a 835°C dio $D_{\alpha}^{Ru} = 2.49 \times 10^{-11} \text{ cm}^2/\text{seg}$. Hubo algunos problemas experimentales en el depósito del trazador.

En la segunda experiencia a 817°C se usó un tiempo de recocido estimado en base al resultado anterior pero la penetración resultó muy grande pudiéndose solamente estimar el orden de magnitud de $D \approx 10^{-8} \text{ cm}^2/\text{seg}$.

Esto es 3 órdenes de magnitud mayor que en la anterior, lo que estaría indicando que los inconvenientes en el depósito del trazador desaceleraron la difusión. De confirmarse el resultado de la segunda experiencia se mostraría que Ru¹⁰³ es un difundente rápido en la fase αZr .

Referencias

1. R. Tendler et al. Thermodynamics of Nuclear Materials, Vol II, 1974. IAEA SM 190/75.
2. R. Tendler, J. of Mat. Science 21, 1986, 64-70.

2.17. DIFUSION EN ALEACIONES DE Ti-Zr

E. Forlerer

Difusión en la fase β

Continuando con el estudio de la difusión anómala en el grupo IV B, (CNEA NT 5-86) fase β , se preparó en el CAB la aleación 2A (Zr-27 % at Ti) con Ti y Zr puros pero de composición no certificada. En una probeta normalizada para difusión se secó un menisco de una solución oxálica de ^{95}Zr y se efectuó un recocido de difusión por encima de la transformación $\alpha + \beta \rightarrow \beta$ (983 °C). Seguidamente se efectuaron autoradiografías de control, se observó que el trazador tenía una distribución anular (ennegrecimiento de la placa). Se observaron también los picos γ característicos del isótopo depositado. En una probeta testigo se observaron precipitados con técnicas metalográficas. Se estudió la aleación (Aleación 2A) desde dos aspectos:

- 1) Caracterización de la muestra
- 2) Homogeneidad del depósito

Caracterización de la muestra

Se realizó un análisis espectroscópico semicuantitativo, acompañando una muestra de Ti puro (origen LEYCO). Transcribimos de los resultados las impurezas principales:

<u>Ti (LEYCO)</u>		<u>Zr-27 % at.Ti</u>
Al	= 0,02 g/100 g	= 0,002 g/100 g
Si	= 0,02 "	$\sim$ 0,002 no detectado
Cu	= 0,005 "	= 0,002 g/100 g
Fe	= 0,002-0,005	= 0,02 "

Este aumento en el tenor de Fe se había sospechado por la morfología de los precipitados y su similitud con la literatura (1) en Ti puro y en Ti con Fe como impurezas. Observados por MEB tenían un tamaño de aprox. 0,5 μ , no se pudo, por lo tanto, estudiar la composición del mismo, aunque tenemos la certeza de que son precipitados de Fe.

Esto determinó el análisis espectrográfico de la serie 1A, 3A y B. También se analizó el contenido de O y N en todas ellas. Finalmente consideramos a este problema independiente del aspecto 2), esto es homogeneidad del depósito.

Homogeneidad del depósito

Se seccionaron capas paralelas hasta una profundidad de 100μ , realizando autoradiografías después de cada corte. La distribución del trazador no se modificó, variando solamente la intensidad del ennegrecimiento.

Se postula que la circulación de soluto dentro del menisco produce la precipitación anular del trazador. Es evidente que no se ha producido difusión superficial (o fue despreciable) y que el frente de difusión fue anular. Se prepararon probetas de la serie 2A de distinto tamaño para observar si el fenómeno es repetitivo. Se efectuarán autoradiografías antes y después de difundir.

En la aleación $B(Zr-50\% Ti)O_{1.2}N_{4.03}$ se midió el coeficiente de difusión (de ^{95}Zr), se obtuvo un valor preliminar de $D_0 = 1,21 \times 10^{-5} \pm 0,12$ cm^2/seg y $\Delta Q = (21.5 \pm 0.2) Kcal/mol$. (Graf. 2.17.1). Llama la atención que a igual temperatura el valor de D es sistemáticamente menor para las probetas con alto contenido de impurezas intersticiales. Postulamos un efecto de largo alcance de los intersticiales que hace más estable una determinada configuración de los defectos, bloqueando así vacancias que de otro modo estarían disponibles para el salto difusivo. La presencia de estas impurezas en la aleación B lleva el límite $\beta \rightarrow \alpha + \beta$ hacia abajo y suponemos que estabiliza la fase ω con lo que la curvatura del gráfico debe modificarse en la zona de bajas $T(600-800)^\circ C$ acercándose D_B a D_A .

Heterodifusión en fase β

Sostenemos que la difusión anómala en la fase β del grupo IV B no es una característica del difundente sino del metal en el cual se difunda. En el trabajo de Gibbs et al (2) todos los heterodifusores del Ti presentan curvatura, debida al Ti. En el mismo trabajo se destaca la heterodifusividad, superior a la autodifusión del Ti, creciente y ordenada según la primer fila de la tabla periód-

dica. De datos de difusión química, el Cu (capa electrónica 3 d completa) disminuye su difusividad respecto al Níquel. mientras que los refractarios difunden más lentamente que la autodifusión. Entendemos que en la fase β del grupo IVB la heterodifusión opera por mecanismo de vacancias asistida por embriones de la fase ω . Entendemos la heterodifusión como una extrapolación de la autodifusión en aleaciones H-M, de baja concentración en H (H: heterodifusor, M: metal del grupo IV B). En el marco del modelo de Sánchez y DeFontaine (3) a mayor $T\omega$, mayor coeficiente de heterodifusión ($T\omega$: temperatura de inestabilidad de la fase ω).

La aleación que llamamos 3A, Ti-9,9 % Zr, fue fabricada en Alemania sin certificar y de la cual se han preparado 8 probetas. El ataque químico seleccionado es : H_2O destilada: 100 ml; F H: 2ml (al 40 %); H_2O_2 : 5 ml. Se midió densidad, se laminaron y estabilizaron para difusión.

Difusión en la fase α :

Dada la diferencia entre los valores de $D_{Zr\alpha}^{95Zr}$ medidos por Dyment (1967 y 1984) se prepararon 4 probetas para medir $D_{(Zr-50\%Ti)\alpha}^{95Zr}$ con y sin impurezas intersticiales.

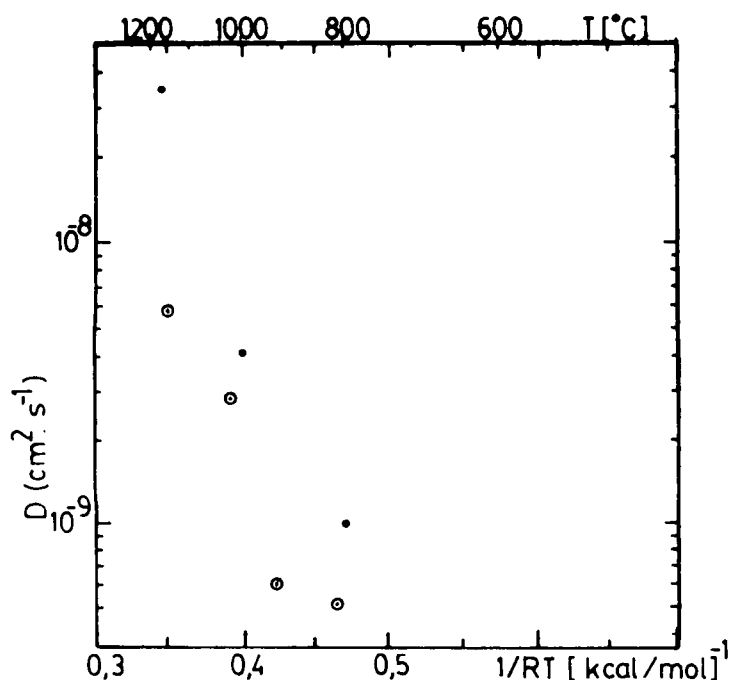


Fig. 2.17.1. Difusión de Zr^{95} en Zr-50 % Ti
 • muestras de aleación A
 ⊙ muestras de aleación B

3. SOLIDIFICACION Y TRANSFORMACIONES DE FASE

3.1. ZIRCALOY-2. TEMPERATURAS DE TRANSFORMACION

D. Arias y R. Castillo Guerra

Se midieron las temperaturas de transformación del Zircaloy-2 a partir de las medidas de variación de resistividad eléctrica con la temperatura y se verificaron con observaciones metalográficas, concluyéndose que:

- 1) La región correspondiente a la fase β (bcc) se extiende desde los 1000 °C hasta el líquido.
- 2) La región α (hcp) se extiende por debajo de los 822 °C durante las experiencias de calentamiento y los 780 °C durante el enfriamiento.
- 3) La temperatura a la cual se forman los precipitados $Zr(Cr,Fe)_2$ y $Zr_2(Fe,Ni)$ a una velocidad de enfriamiento de 2 °C/min es $T = 840$ °C.

3.2. ZIRCALOY-2 y 4. COMPOSICIÓN DE SUS PRECIPITADOS

D. Arias, T. Palacios y C. Tunillo*

* PPFAE

Se midieron las relaciones Cr/Fe y Ni/Fe en los precipitados presentes en el Zircaloy-2 y Cr/Fe en los precipitados del Zircaloy-4 para muestras tratadas isotérmicamente entre 1043 K y 1103 K (Tablas 3.2.1. y 3.2.2.).

Tabla 3.2.1. Relación Cr/Fe medido en precipitados de Zircaloy-4

TRATAMIENTO TERMICO	Nº DE PRECIPITADOS ANALIZADOS	RELACION Cr/Fe
1043 K-180 días (Templado desde β)	22	0.2-1.7
1043 K-180 días	22	0.2-1.6
1053 K-90 días (Templado desde β)	20	0.6-0.8

1073 K-23 días	20	0.4-0.6
1083 K-130 días (templado desde β)	20	0.5-0.6
1083 K-130 días	20	0.1-0.3
1093 K-110 días (templado desde β)	23	0.7-1.5
1093 K-110 días	23	1.1-1.7
1103 K- 50 días (templado desde β)	20	0.5-1.1
1103 K- 50 días	20	0.5-1.1

Tabla 3.2.2. Relación Cr/Fe y Ni/Fe medido en los precipitados del Zircaloy-2

TRATAMIENTO TERMICO	Nº DE PRECIPITADOS ANALIZADOS	RELACION Cr/Fe	Nº DE PRECIPITADOS ANALIZADOS	RELACION Ni/Fe
1043 K-180 d. (templado desde β)	11	0.8-1.1	16	0.6-0.8
1043 K-180 d.	8	1.0-1.4	9	0.7-0.9
1073 K-23 d.	16	1.0-1.4	14	0.6-0.8
1093 K-110 d. (templado desde β)	27	1.0-1.4	28	0.5-0.7
1093 K-110 d.	19	1.1-1.7	28	0.5-0.8
1103 K-50 d. (templado desde β)	63	0.9-1.7	38	0.5-0.7
1103 K-50 d.	76	1.0-1.7	63	0.5-0.7

concluyéndose que las relaciones Cr/Fe y Ni/Fe en los precipitados del Zircaloy-2 y Cr/Fe del Zircaloy-4 varían en forma importante de precipitado en precipitado como consecuencia de los diferentes

tratamientos termomecánicos a que es sometido ambos materiales durante su elaboración y de acuerdo a sus correspondientes diagramas ternarios (ZrCrFe y ZrNiFe).

3.3. ESTUDIO DEL DIAGRAMA ZrCrFe. FASES DE LAVES

M. Granovsky y D. Arias

Se trataron térmicamente a 1200 °C 8 aleaciones distintas y se determinaron los parámetros de red de las fases de Laves cúbica tipo $MgCu_2$ y hexagonal tipo $MgZn_2$ (Ver Tabla 331), se midieron con la Microsonda Electrónica las composiciones de dichas muestras (Tabla 3.3.2).

Tabla 3.3.1. Parámetros de red. Aleación ZrCrFe

MUESTRA	TRATAMIENTO TERMICO	ESTRUCTURA	PARAMETROS DE RED		
			a(Å)	c(Å)	c/a
1	Enfriado desde liquido (E.D.L.)	Hexagonal	5.11	8.28	1.62
	1200 °C - 24 hs (T.T.)	Cúbica	7.21	---	---
2	E.D.L.	Hexagonal	5.06	8.29	1.64
	T.T.	Cúbica	7.17	---	---
3	E.D.L.	Hexagonal	5.06	8.28	1.64
	T.T.	Cúbica	7.16	---	---
		Hexagonal	5.06	8.31	1.64
4	E.D.L.	Hexagonal	5.03	8.24	1.64
	T.T.	Hexagonal	5.03	8.24	1.64
5	E.D.L.	Hexagonal	5.02	8.21	1.64
	T.T.	Hexagonal	5.02	8.23	1.64

6	E.D.L.	Hexagonal	5.00	8.17	1.64
		Cúbica	7.09	---	---
	T.T.	Hexagonal	5.01	8.19	1.64
		Cúbica	7.09	---	---
7	T.T.	Cúbica	7.08	---	---
	E.D.L.	Cúbica	7.08	---	---
8	T.T.	Cúbica	7.07	---	---
	E.D.L.	Cúbica	7.08	---	---

Tabla 3.3.2. Composición correspondiente a distintas muestras. Aleación ZrCrFe

MUESTRA	Zr%	Cr%	Fe%
1 Estimado	33	67	---
2	33	59	8
3	31	53	16
4	35	34	31
5	33	28	39
6	33	14	53
7	33	8	59
8	32	---	68

3.4. ESTUDIO DEL DIAGRAMA Zr-Sn

L. Roberti* y D. Arias

* CIC

Se realizaron tratamientos térmicos a 1300 °C (6,5 hs y 13 hs) y 1440 °C (4 hs) en atmósfera de argón (99.999 + pureza) en alea-

ciones de Zr-10 %, 15 %, 20 %, 25 % y 30 % Sn. Se identificaron las fases presentes a través de observaciones metalográficas y se midió la composición de las mismas con una Microsonda Electrónica Cameca y en forma semicuantitativa con una Microsonda EDAX (del Instituto de Mecánica del INTI). Los resultados en promedio se pueden resumir en:

	1300 °C	1440 °C
Fase Zr_2Sn_3	45,4	46,0
Fase Zr_4Sn	25,7	---
Fase β transformada	14,0	12,0

Concluyéndose de estos resultados que el solvus $\beta Zr/\beta Zr+Zr_5Sn_3$ estaría corrido hacia los contenidos menores de estaño respecto del diagrama medido por Mc. Pherson.

- 3.5. ESTUDIO CUANTITATIVO DE LA TRANSFORMACION DE LA FASE AUSTENITA-MARTENSITA EN ACEROS MEDIANTE ESPECTROSCOPIA MÖSSBAUER
 E.D. Cabanillas*, R. Versaci, L. Terminiello*, N.A. Cantalejos*,
 R. Mercader**
 * LIMF (CONICET)
 ** Lab. Física NUCLEA, Fac. Cs. Exactas, U.N. L.P.

i. Aceros Dual Phase

Este material de importantes aplicaciones en la industria automovilística fue obtenido en el LIMF; y siendo uno de los objetivos trazados la medición de la austenita retenida se intentó por medios ópticos comunes, por TEM, SEM y por Espectroscopía Mössbauer. Esta última técnica fue desarrollada en el Laboratorio de Física Nuclear, Facultad de Ciencias Exactas, U.N. L.P. con la obtención de la mues-

tra de 0,04 mm en el Dto. Materiales del C.A.C. Toda la tarea de TEM fue realizada en el Dto. Materiales. Resultados de estos trabajos presentados a la Reunión de la A.F.A. 1986.

ii. Aceros EV-8

Se comenzó a analizar con TEM la presencia de carburos y otras partículas en este tipo de aceros.

iii. Aceros 304 L

Con el objeto de determinar la presencia de la fase se comenzó a estudiar con TEM aceros 304 L.

3.6 . ESTABILIDAD MORFOLOGICA DE LA INTERFASE SOLIDO-LIQUIDO DURANTE LA SOLIDIFICACION RAPIDA DE METALES PUROS

E.E. Vicente

La teoría lineal de perturbaciones desarrollada por Mullins y Sekerka (1) para la predicción de la estabilidad morfológica de la interfase sólido-líquido durante la solidificación unidireccional de metales puros y aleaciones binarias diluídas, fue extendida por Trivadi y Kurz (2) al caso de números de Péclet térmicos altos (solidificación rápida). Ambas teorías usan la hipótesis de equilibrio local en la interfase, lo cual implica desprestigiar el subenfriamiento cinético y la variación del coeficiente de partición de soluto con la velocidad.

En el presente trabajo se incorpora la cinética de la interfase a la segunda teoría mediante el empleo de una relación lineal entre el subenfriamiento cinético ΔT_k y la velocidad de la interfase V ($V = \mu \Delta T_k$).

Ningún nuevo criterio de estabilidad se obtuvo. Sin embargo, el modelo predice un importante atenuamiento de la velocidad de amplificación (o decaimiento) de ciertas perturbaciones armónicas en la medida en que la relación V/V_H se aproxime a 1. $V_H = \mu L / C_{PL}$ (donde μ es el coeficiente cinético, L el calor latente de solidificación y C_{PL} el calor específico del líquido) puede ser definido como una "hipervelocidad", que sería la velocidad necesaria para alcanzar el hiperenfriamiento de la interfase ($\Delta T_H = L / C_{PL}$), suponiendo que se mantenga la cinética lineal.

El coeficiente μ es mal conocido. Tomando un valor estimativo ($\mu \approx 1 \text{ m}/^\circ\text{K seg}$) (3) para Al se obtiene $V_H \approx 500 \text{ m/seg}$.

Referencias

1. W.W.Mullins y R.F.Sekerka, J. Appl. Phys., 35 (1964), 444.
2. R. Trivedi y W. Kurz, Acta Metall., 34 (1986), 1663.
3. S.R. Corriel y R.F. Sekerka, J. Crystal Growth, 61 (1983), 499.

3.7. CRISTALIZACION DE PORCELANAS DENTALES

M. Barreiro*, P. Manguzzi y E.E. Vicente

* CONICET

Las porcelanas dentales para prótesis ceramo-metálicas son vidrios feldespatícos parcialmente cristalizados cuya principal fase cristalina es la leucita ($4\text{SiO}_2 \cdot \text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{K}_2\text{O}$); esta fase determina el valor del coeficiente de expansión. Para lograr una correcta unión con el metal que recubren es necesario, entre otras cosas, que los coeficientes de ambos materiales sean similares entre temperatura ambiente y la temperatura de transición a vidrio de la porcelana ($550\text{--}650^\circ\text{C}$). Con distintos tratamientos térmicos, las porcelanas pueden sufrir devitrificación (o cristalización), alterándose la proporción óptima leucita-vidrio e incluso aparecer otras fases cristalinas.

En este trabajo se estudió la influencia de diversos tratamientos térmicos en la estructura de un tipo de porcelana comercial (dentina Ceramco). De las cinco muestras preparadas: tres fueron sinterizadas a 1.200 °C (A), 1.000 °C (B) y 850 °C (C) durante 24 hs y templadas en aire; dos fueron sinterizadas a 1.000 °C durante 10 min, una de ellas templada en aire (D) y la otra enfriada lentamente dentro del horno (E). Las estructuras obtenidas fueron estudiadas con microscopía óptica de reflexión, microscopía electrónica de barrido y difracción de rayos X.

Los principales resultados obtenidos son: La muestra A es fundamentalmente un vidrio, la B y D están constituidas por cristales de leucita tetragonal en una matriz vítrea; la C por cristales de feldespato potásico ($6\text{SiO}_2 \cdot \text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{K}_2\text{O}$) en una matriz de vidrio y la E por leucita, feldespato y vidrio.

Los cambios estructurales observados serían los responsables de importantes alteraciones en los coeficientes de expansión térmica y en las propiedades ópticas estudiados por otros autores.

3.8. TRANSFORMACIONES MARTENSITICAS POR DEFORMACION

C.A. Andreone, D. Hermida y A. Pontini*

* CONICET

Los aceros inoxidable austeníticos son susceptibles de sufrir transformaciones martensíticas por deformación. Esta transformación es indeseable en un componente puesto que induce fenómenos de fragilización.

El hidrógeno en solución sólida en estos aceros favorece aún más la transformación e incrementa el modo de fractura frágil.

En una transformación espontánea de una matriz austenítica (γ) a martensita (ϵ), se define una temperatura T_0 en la cual la

diferencia de energía libre del sistema es $\Delta G^{\gamma \rightarrow \epsilon} = 0$.

Cuando se aplica una tensión externa la temperatura de equilibrio T_0 se corre a un nuevo valor T_0^* , que define un nuevo estado de equilibrio $\Delta G^{\gamma \rightarrow \epsilon} = 0$ debido a la acción del trabajo mecánico.

La energía libre de un sistema en equilibrio se verá modificada por la acción de un trabajo externo como:

$$G^* = H^* - TS$$

donde

$$H^* = U + PV - Fl$$

En esta expresión Fl representa el trabajo realizado por una fuerza F en una longitud l del sistema.

Considerando las diferencias de energía libre entre fases para un sistema libre de esfuerzos externos se tiene:

$$\Delta G^{\gamma \rightarrow \epsilon} = \Delta H - T\Delta S$$

Mientras que en el caso de aplicarse una fuerza externa es:

$$\Delta G^{\gamma \rightarrow \epsilon} = \Delta H^* - T\Delta S$$

La diferencia entre ΔG^* y ΔG , a una temperatura dada, es igual a la diferencia de entalpías, igual a la energía mecánica introducida W :

$$\Delta G^* - \Delta G = \Delta H^* - \Delta H = F\Delta l = W$$

PATEL y COHEN [1] analizan las variables que intervienen en el término de la energía mecánica W , entregada al sistema, en un volumen molar V_m :

$$W = (\tau \xi_o + \sigma \epsilon_o) V_m$$

donde τ es la tensión resuelta de corte en el plano invariante de la transformación (plano de hábito); ξ_o es la deformación de corte de la transformación; σ es la tensión normal resuelta aplicada perpendicularmente al plano de hábito y ϵ_o la componente normal de la deformación.

Este análisis permite establecer la influencia de la textura del material en la transformación. Esta se verá favorecida cuando los valores de la tensión de corte y de la tensión de tracción normal sean máximos en un plano que contenga la mayor densidad de planos compactos.

En el presente trabajo se utilizó un acero austenítico 304 L sometido a deformaciones por laminación. Esta presenta una elevada densidad de polos [220]. Aproximando en estado de deformación a dos tensiones σ ortonormales, una de tracción en el sentido de laminación y otra de compresión, la energía mecánica empleada en la transformación martensítica puede ser escrita como:

$$W = (0.94 \sigma \xi_o + 0.34 \sigma \epsilon_o) V_m \quad (1)$$

La Fig.3.8.1. muestra las concentraciones martensíticas máximas obtenidas por laminación, en función de la temperatura, para probetas con y sin hidrógeno. La temperatura M_d sin hidrógeno, se define por la extrapolación de la recta para $C = 0$. De este modo se obtiene $M_d = 390$ °K. A esa temperatura es $\Delta G^{\gamma \rightarrow \epsilon} = 300$ J/mol.

Anulando la energía de falla de los embriones de transformación [2], se obtiene que la energía mecánica necesaria al inicio de la transformación martensítica a M_d es:

$$W = - (2\sigma/n\rho + \Delta G^{\gamma \rightarrow \epsilon} + E^d)$$

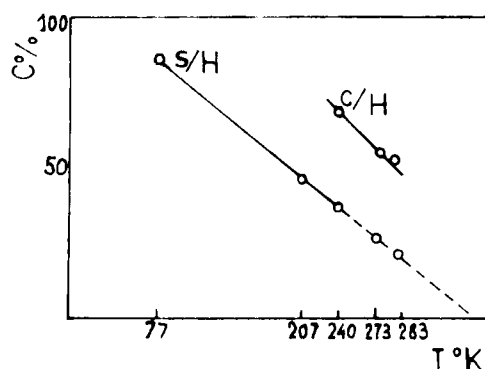
donde E^d es la energía de deformación intrínseca a la fase martensítica, igual a 42 J/mol y $2\sigma/n\rho$ la energía superficial respecto al tamaño del embrión, igual a 84 J/mol. Se obtiene $W = -426$ J/mol.

Colocando en la fórmula (1) los valores medidos de ξ_0 y ε_0 iguales a 0,2 y 0,01 respectivamente y el valor de $V_m = 7,18 \cdot 10^{-6}$ m³/mol, se obtiene $\sigma = 296$ MPa, lo que da el valor umbral de las tensiones consideradas en la experiencia para el inicio de la nucleación de martensitas en un acero 304 L con textura [220].

Referencias

- [1] J.R. Patel y M. Cohen, Acta Met., 1 (1953), p. 531.
- [2] G.B. Olson y M. Cohen, Met. Trans., 7A (1976)p. 1976.

Fig.3.8.1.Concentraciones martensíticas máximas en función de la temperatura para probetas sin hidrógeno y con hidrógeno.



4. PROPIEDADES MECANICAS

4.1. VARIACIONES DIMENSIONALES EN Zr IRRADIADO A TEMPERATURA DE NITROGENO LIQUIDO

A.M. Fortis, G. Coccoz y H.C. González

Con el objeto de profundizar en el conocimiento del fenómeno conocido como crecimiento por irradiación se realizó una experiencia de medición de la cinética de crecimiento "in situ", a 77 K, de una probeta de Zr recristalizado, y una posterior recuperación con recocidos térmicos a partir de temperatura ambiente. Se utilizó el dopado del Zr con un material fisiónable con el objeto de que el daño por radiación sea producido por los fragmentos de fisión, incrementando así la dosis y consecuentemente la variación dimensional. Las experiencias fueron llevadas a cabo en un único dispositivo y con un mismo espécimen, obteniéndose gran precisión en las mediciones.

La irradiación realizada previamente, fue llevada a cabo en el criostato que está instalado en el reactor RA1; para la recuperación se utilizó un horno de baja inercia en cuyo interior se instaló un dispositivo especialmente diseñado para soportar temperaturas hasta 350 °C (Fig. 4.1.1.).

La temperatura del nitrógeno líquido se encuentra entre las etapas I y II de recuperación del Zr, en donde la mayoría de los defectos introducidos por la radiación, en particular los intersticiales y las vacancias, están inmóviles. Si, como consecuencia de los resultados obtenidos previamente a 365 K(1), en el crecimiento de Zr recristalizado intervienen exclusivamente los lazos de dislocaciones resultantes del aglomerado de intersticiales a través de un proceso térmicamente activado, entonces a 77 K no deberían observarse variaciones dimensionales.

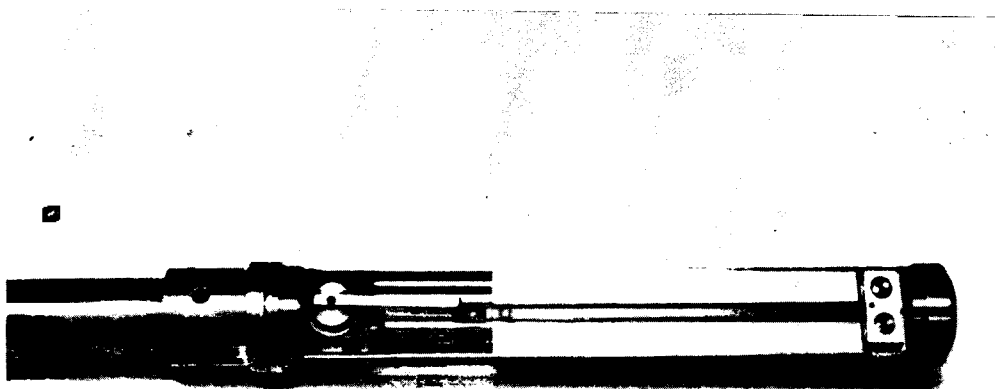
Efectivamente, la irradiación "in situ" mostró deformaciones del orden de 10^{-5} a una dosis equivalente de $2,6 \times 10^{19}$ n/cm², lo cual está un orden de magnitud por debajo de la obtenida cuando se irradia entre las etapas III y IV.

La posterior recuperación a partir de temperatura ambiente corroboró este resultado negativo, no registrándose modificaciones de longitud por recocidos térmicos.

De esto se concluye que, a bajas temperaturas y a esa dosis de irradiación, aunque la población de pequeños lazos de vacancias producidos en las zonas diluídas es muy grande, el crecimiento por irradiación no es significativo.

Referencias

1. Informe de Actividades 1984, pág. 82.



4.2. INESTABILIDAD CON LA DEFORMACION PLASTICA DE AGLOMERADOS DE DEFECTOS PRODUCIDOS POR IRRADIACION EN ZINC Y MAGNESIO C.J. Iriart y H.C. González

Se realizaron ensayos de tracción uniaxial a 77K de monocristales de Zinc y de magnesio irradiados en el reactor RA-1 de la CNEA

a temperatura de nitrógeno líquido. En ambos metales se observó ablandamiento con la deformación plástica cuando la dosis recibida superó los $4,5 \times 10^{20}$ neutrones m^{-2} .

A partir de esta dosis, la ductilidad decreció en más de un orden de magnitud en monocristales de inc con orientaciones cristalográficas que favorecen un desplazamiento basal extenso sin irradiación (Fig. 4.2.1.). En cambio en los monocristales de Magnesio cuya ductilidad es mayor que la del Zinc a 77 K, se produjeron caídas muy pronunciadas de la tensión luego de la fluencia cuando la dosis recibida fue mayor que 10^{21} neutrones m^{-2} (Fig. 4.2.2.), sin que se modificase su ductilidad.

Se siguió con microscopía óptica, la formación de líneas de deslizamiento con la deformación plástica en un monocristal de Magnesio irradiado con una dosis de $1,2 \times 10^{22}$ neutrones m^{-2} . Se encontró que cada caída de la tensión que se presenta en la curva de tracción, está asociada con la formación de por lo menos un nuevo paquete de líneas de deslizamiento, separado unos 300 a 500 μm de los restantes.

Atribuimos los cambios observados en el comportamiento plástico del Zinc y del Magnesio por encima de $4,5 \times 10^{20}$ neutrones m^{-2} , al fenómeno de formación de canales libres de aglomerados de defectos por el pasaje de las dislocaciones (2). La inestabilidad de los aglomerados con la deformación plástica hace que ésta sea marcadamente inhomogénea, y es la causa de la disminución de la ductilidad del Zinc, al concentrarse la deformación en una zona, de modo que se tengan localmente, con poca deformación plástica macroscópica, las condiciones suficientes para que se produzca su fractura.

Referencias

1. H.C. González, T.H. Blewitt y E.A. Bisogni, Micromáquina de Tracción y Criostato que Operan en el Reactor RA-1, N° 29/76 CNEA, (1976).
2. J.V. Sharp, Phil. Mag. 16, 77 (1967).

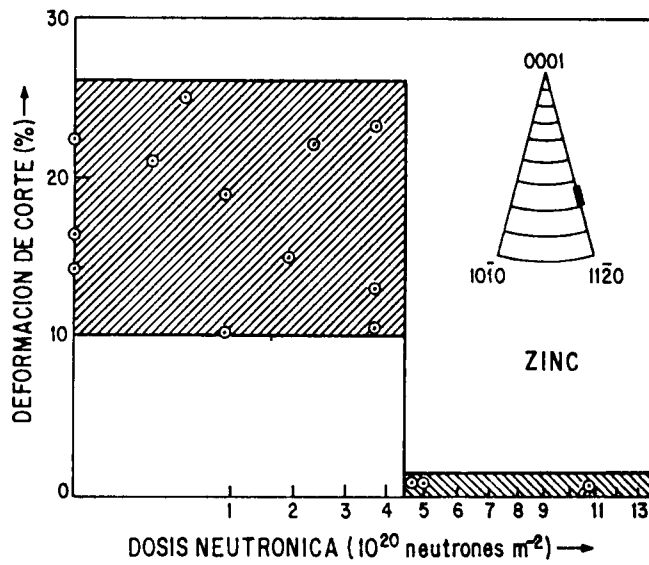


Fig.4.2.1. Ductilidad de monocristales de Zinc con orientaciones cristalográficas que favorecen un deslizamiento basal extenso, deformados a 77 K luego de ser irradiados con neutrones rápidos.

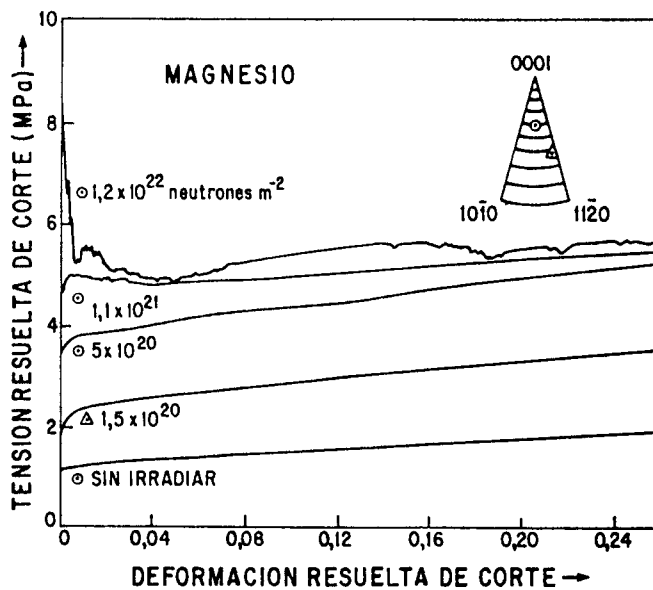


Fig. 4.2.2. Primera parte de las curvas de tensión resuelta de corte deformación resuelta de corte de monocristales de Magnesio deformados a 77 K luego de recibir diferentes dosis neutrónicas

4.3. ROL DE LAS INCLUSIONES EN ACEROS INOXIDABLES AUSTENITICOS DURANTE LAS OPERACIONES DE DECONTAMINACION

E.R. de Schiapparelli

Consideraciones sobre el efecto del inhibidor usado en la etapa CITROX y la posibilidad de picado

La eliminación de la capa de óxidos, contaminada, en aceros inoxidable austeníticos se realiza en dos etapas, en la primera se somete la probeta a una sol. alcalina a 100°C que tiene por finalidad oxidar la película pasivante y luego se disuelve en una solución de ácidos orgánicos con inhibidor que a su vez repasiva el material. En los ensayos de rutina se evalúa la pérdida de peso del material, suponiendo que los aceros inoxidable sufren corrosión generalizada. Sin embargo es importante considerar el efecto de las partículas de segunda fase, inclusiones, sobre el proceso de corrosión.

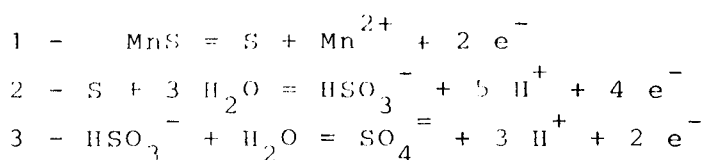
Se estudiaron las inclusiones en muestras de aceros de los tipos 304, 321, 316 y 347 por técnicas convencionales, a través de microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido. Para el estudio de la composición química de las inclusiones se empleó una técnica no convencional (1). En las probetas de los 4 tipos de aceros se realizó un tratamiento AP-CITROX convencional (2) el cual fue realizado en el Departamento Química de Reactores. Los resultados obtenidos se compararon con un tratamiento AP-CITROX sin inhibidor. Se hicieron algunas consideraciones sobre el posible rol del inhibidor utilizado, en relación al ataque localizado asociado a inclusiones que presentan la fase MnS.

Resultados y Discusión

En base a mediciones electroquímicas realizadas en el Departamento Química de Reactores el inhibidor usado en la etapa citrox lleva a las probetas de acero a un potencial más noble, zona de pasividad. En base a datos de la literatura (3) y al trabajo experimental realizado se puede prever un aumento de acidez local por disolución de inclusiones de MnS y eventualmente por fenómenos de hidrólisis de cationes tales como Fe y Cr que forman parte de las inclusiones del ti-

po MnS. En experiencias realizadas en el laboratorio con probetas de los 4 tipos de aceros sometidas a tratamiento CITROX convencional se produce ataque localizado asociado a inclusiones de MnS en los 4 tipos de aceros. La magnitud depende del tamaño, tipo y geometría de la inclusión. En cambio en las probetas tratadas con CITROX sin inhibidor se inicia el ataque en la interfase matriz-inclusión y luego continúa como corrosión generalizada. En el primer caso la posibilidad de ataque localizado asociado a las inclusiones aumenta en la superficie del acero cuando las inclusiones están orientadas en forma normal a la dirección de laminación.

En tratamiento CITROX + inhibidor se puede esperar que ocurran las siguientes reacciones químicas:



En la solución CITROX sin inhibidor ocurriría sólo disolución química de MnS y como consecuencia de ello producción de H_2S y elevación local del pH. Si bien se inicia el ataque en forma localizada la continuación del mismo es como corrosión generalizada.

Se observa corrosión generalizada en los 4 tipos de aceros en superficies observadas en el sentido de laminación y transversal a la misma.

En la selección de aceros inoxidables resistentes a la corrosión debería tenerse en cuenta la limpieza de los aceros, eligiendo materiales de muy bajo tenor inclusionario, con control de forma y tamaño de las inclusiones.

Referencias

1. Versaci, R., S. Muro y E.R. de Schiapparelli CNEA-NT 21(1982)
2. A.M. Olmedo y col. XI Reunión de la AATM, Bs. As. (1983).
3. G.S. Eklund, J. Electrochem. Soc. 121 (1974), 467.

4.4. EFECTO DE INCLUSIONES NO DEFORMABLES DURANTE EL TRABAJADO DEL ACERO SOBRE LA SUSCEPTIBILIDAD DEL MISMO AL DAÑO POR HIDROGENO E.R. de Schiapparelli

Se estudió la susceptibilidad al daño por hidrógeno de varios tipos de aceros al carbono, a través de microscopía electrónica de barrido. Se empleó como método de carga de hidrógeno propuesto por la NACE, el cual consiste en sumergir las probetas durante 96 hs, en una solución 5% NaCl, 0.5 % de ácido acético y se satura con ácido H_2S a pH 3.5 y 5. Se consideró la relación entre el nivel de tensiones o deformación en la matriz circundante a algunas inclusiones, el tipo de inclusión y la susceptibilidad al daño por hidrógeno del acero. En un acero trabajado las inclusiones más perjudiciales (siempre asociadas al daño por hidrógeno) fueron las no deformables conocidas como duras, mientras las inclusiones blandas, de buena deformabilidad plástica durante el trabajado del acero, nunca estuvieron asociadas al daño por hidrógeno (aunque el tamaño de dichas partículas fuera mayor de 50 μm de diámetro). En aceros sin deformar únicamente inclusiones de alúmina de por lo menos 20 μm de diámetro presentaron ampollado. La forma angular y los conglomerados de partículas de Al_2O_3 incrementan la susceptibilidad al daño por hidrógeno. El nivel de azufre en el acero no aumenta la susceptibilidad del material a sufrir daño por hidrógeno. Tampoco el nivel de inclusiones del tipo de MnS. Por el contrario se piensa que este tipo de partículas podría tener un efecto beneficioso en cuanto a actuar como trampas de H_2 si la distribución y el tamaño es el adecuado.

En cuanto a la absorción y adsorción de hidrógeno en el acero, se incrementa cuando el pH de la solución es más alto.

4.5. ANALISIS DE CARBUROS ESTABLES EN ACEROS DEL TIPO M2

R. Piotrkowski y R. Versaci

Los carburos son constituyentes esenciales de la microestructura de aceros rápidos para herramientas, pues ellos contribuyen a la dureza y a la resistencia al desgaste de estos materiales. La disolución de los carburos primarios durante el austenizado, que enriquece a la matriz con carbono y aleantes metálicos, aumenta considerablemente la dureza en el estado templado y provoca un endurecimiento adicional por precipitación de carburos secundarios durante el revenido. Por lo tanto, en la investigación de aceros para herramientas, es esencial conocer las propiedades de estos carburos, tales como porcentaje en volumen, distribución, composición química, estructura cristalina, y como éstas varían con distintos tratamientos termomecánicos.

En este trabajo se continúa la investigación de los carburos estables en aceros del tipo M2 donde se ha reemplazado el W, el Mo ó parcialmente ambos por Nb, aprovechando su condición de buen formador de carburos. (Tabla 4.5.1.). Trabajos anteriores permitieron una clasificación de los carburos en distintos tipos, de acuerdo a su morfología, distribución, contraste en el microscopio electrónico de barrido (SEM), y composición química cualitativa determinada a partir de un analizador dispersivo en energía (EDAX).

Se intenta ahora una clasificación más precisa desde el punto de vista estadístico. Se midió la composición de unos 240 carburos en los distintos aceros en el estado templado, empleando técnicas de réplicas de extracción y microanálisis de pequeñas partículas y se los clasificó en tipos de acuerdo a la misma mediante un programa computacional.

Los resultados se encuentran resumidos en la Tabla 4.5.2. El área analizada en cada réplica correspondió a unas pocas celdas de la grilla, unos 0.14 mm^2 . Las celdas fueron elegidas al azar y no se buscó analizar la totalidad de los carburos correspondientes a la misma.

Los carburos también fueron elegidos al azar. No se halló correlación entre el tamaño de los carburos y su composición.

La clasificación se hizo por comparación con el acero M2, usando como parámetros $c(V) + c(Nb)$ y $c(Fe) + c(Mo) + c(W)$, siendo $c(X_i)$ la composición porcentual del elemento metálico X_i , con $\sum c(X_i) = 100$. Las sumas parciales se denominaron c_1 y c_2 .

Esta clasificación se puede interpretar por el intercambio entre el vanadio y el niobio entre sí, y el hierro, el tungsteno y el molibdeno entre sí.

Entre los carburos que no se han podido clasificar figurarían algunos de los tipos antes mencionados pero con otro tipo de intercambio, y otro tipo de carburos que no se han podido aún identificar con este método de comparación con los carburos del acero M2.

El acero II, que conserva parcialmente el W y el Mo, presenta un gran número de carburos M_6C y algunos carburos $M C$. El acero III, sin Mo, presenta un número parecido de ambos carburos. El acero I, sin W, prácticamente no presenta carburos M_6C y sí carburos $M C$ y la variedad de éstos, del tipo M_4C_3 . En todos los casos, el Nb sólo se encuentra en los carburos $M C$ y especialmente en los M_4C_3 . Se sabe de trabajos anteriores que el tungsteno y el vanadio estabilizan los carburos M_6C y $M C$.

Este trabajo demuestra que el Nb contribuye a la estabilidad de los carburos $M C$.

Tabla 4.5.1. Composición de los aceros

Acero/ Composición (% en peso)	I	II	III	M2	W	Mo	Cr	V	Nb	C
I		0.0	4.5	4.5	2.0	2.0	1.45			
II	9.0	0.0	4.5	2.0	2.0	0.95				
III	3.0	3.0	4.5	2.0	2.0	0.95				
M2	6.6	5.2	4.1	1.9	0.0	0.83				

Tabla 4.5.2. Clasificación de los carburos

Acero	Carburo	$\bar{c}_1$	Δc_1	$\bar{c}_2$	Δc_2	Cant.
II	M_6C	7.0	1.0	85.4	1.1	50
II	M C	59.6	2.7	31.9	0.1	7
II	M_4C_3	74.3	1.8	15.8	1.3	2
II	Otros	32.4	4.6	56.9	3.3	16
III	M_6C	8.3	0.4	84.3	1.6	30
III	M C	59.1	2.8	30.8	0.3	18
III	M_4C_3	73.4	2.9	16.9	2.5	31
III	Otros	33.7	8.6	57.8	8.0	15
I	M_6C	9.2	1.7	80.5	3.3	2
I	M C	57.0	0.9	29.2	0.7	18
I	M_4C_3	70.8	1.0	15.5	1.6	29
I	Otros	50.0	1.3	33.7	6.1	23

4.6. FRACTOGRAFIA- APLICACIONES AL ANALISIS DE FALLAS

M. Ipohorski y R.J. Acuña*

* Gerencia Desarrollo, ALUAR

Se ha completado una revisión de las técnicas fractográficas que se utilizan para los análisis de fallas de componentes utilizadas tanto en la industria nuclear como convencional.

Se describe en primer lugar la contribución de la fractografía óptica y electrónica al problema general del análisis de fallas. Aunque la causa principal de casi todas las roturas es la tensión excesiva aplicada al componente, esta sobrecarga se produce como consecuencia de otros factores que son los que deben tenerse en cuenta

en el análisis de la falla. Así por ejemplo la sobrecarga final puede ser resultado de la disminución de la sección efectiva del componente por un proceso de fatiga o corrosión. La observación de la superficie de fractura puede proporcionar información sobre los siguientes parámetros que caracterizan la rotura del componente o probeta de laboratorio:

- Mecanismos de Propagación de la Fisura
- Fractoténacidad del Material
- Configuración de Tensiones: Distribución y Magnitud
- Medio Químico
- Origen de la Fractura

Es claro que una fractografía es tanto más útil cuanto mayor es el número de estos parámetros que permite conocer. El análisis resulta particularmente efectivo si permite determinar el punto origen o comienzo de la fractura.

En la primera parte del trabajo se describen las técnicas de fractografía óptica. Todo análisis fractográfico comienza con una observación visual de las características macroscópicas de la superficie de fractura, de la cual pueden obtenerse los primeros indicios acerca de las causas de nucleación de la fisura, mecanismo y dirección de propagación. Una macrografía de bajo aumento permite luego la confirmación de las observaciones realizadas, mediante el análisis cuidadoso de las distintas zonas delimitadas en la primer observación. Se describen los rasgos fractográficos más salientes que presentan las superficies de fractura de componentes con geometrías simples, y sometidas a condiciones de sollicitación bien definidas. Las conclusiones obtenidas para estos casos "tipo" pueden luego extrapolarse a otras formas geométricas y otros tipos de sollicitaciones. Se analiza primero el caso de componentes de sección cilíndrica y rectangular fracturados por una sobrecarga de tracción. Luego se describen las marcas fractográficas características de una rotura por fatiga. Después de una breve descripción de los rasgos fractográficos que puede dejar un medio corrosivo, se analiza la influencia de los estados de tensión

sobre la apariencia general de la superficie de fractura. Con ello se completa la información básica que es posible obtener por técnicas ópticas para encarar el problema general del análisis de fallas de un componente que estuvo sometido a la acción combinada de una configuración de cargas más la acción de un medio químicamente agresivo.

En la segunda parte del trabajo se describen las técnicas de fractografía electrónica. La observación de detalles de una superficie de fractura a mayores aumentos que los alcanzados por microscopía óptica es el paso siguiente de todo análisis fractográfico. Las técnicas de fractografía electrónica comenzaron con la replicación de superficies y su posterior observación en el microscopio electrónico de transmisión. Actualmente con la incorporación de la microscopía electrónica de barrido, la replicación para microscopía de transmisión se utiliza sólo cuando se quiere resolver detalles muy finos, como el caso de las estrías de fatiga. Se describen los rasgos característicos de una fractura dúctil, la formación y coalescencia de microcavidades, zonas de estiramientos, ondulaciones (ripples), formación de cavidades elipsoidales, y se dan ejemplos típicos de las superficies de fractura correspondientes, obtenidas en el laboratorio. Luego se analiza el caso de la fractura rápida por clivaje, y las características que aparecen sobre las superficies de rotura. Se describen y se muestran ejemplos de facetas de clivaje, ríos de clivaje, escalones, elipses de clivaje, marcas paralelas y superficies de cuasi-clivaje.

Luego se describe la contribución de las técnicas micro-fractográficas (microscopía electrónica, principalmente) al estudio de la fractura por fatiga. La fractura originada por una tensión cíclica es una falla muy común en componentes estructurales. La observación a mayores aumentos de las superficies muestra conjuntos de líneas paralelas que se denominan estrías de fatiga. El conocimiento del número de estas estrías así como su espaciado es importante en el análisis de la falla, puesto que están directamente relacionados con el número de ciclos a los que fue sometido el componente. Se describe el aspecto macroscópico de una superficie de fractura por fatiga, así como la forma y origen de las estrías que observan por microscopía electrónica. Se analiza también la influencia de un medio corrosivo sobre el comportamiento de los materiales frente a la fatiga.

Finalmente, se discuten los criterios para la determinación del sitio donde se originó la fractura. En numerosos casos esto es posible, siendo ésta la contribución principal de la fractografía para un análisis de falla. Esta información conduce a la especificación de las medidas a tomar para evitar la repetición de la falla en los componentes reemplazados.



Fig. 4.6.1. Superficie de fractura de una tubería de acero inoxidable 304

- a) Marcas de playa correspondientes a distintas etapas del avance de la fisura a partir de la superficie interior de la tubería. Escala: 100 μ .



Fig. 4.6.1. Superficie de fractura de una tubería de acero inoxidable 304

b) Micrografía correspondiente a las vecindades de las marcas de playa. Se notan claramente las líneas de fatiga y productos de corrosión. Escala: 1 μ .

4.7. DESARROLLO DE ACEROS MICROALEADOS PARA LA PRODUCCION DE TUBOS SIN COSTURA EN UN LAMINADOR CONTINUO

J.E. Ruzzante y G. Carfi*

* IAS

Con el objeto de mejorar los procesos de elaboración de aceros microaleados para tubo se realizaron experiencias en planta y ensayos de simulación en una máquina de torsión en caliente. El propósito fundamental de los ensayos de torsión en caliente es simular las distintas etapas del laminador de tubos vía tren continuo. Se prevén las siguientes etapas en la simulación:

- a) El laminador perforador (LO) como una deformación a estado estacionario de recristalización dinámica, a una temperatura de 1200 °C.
- b) El laminador continuo (LACO) como una combinación de deformaciones y temperaturas.
- c) El laminador reductor-estirador (LRE), como una deformación continua ($\epsilon = 70\%$), dada la alta velocidad con que el material atraviesa esta etapa del proceso; ensayando a dos temperaturas. Durante el desarrollo de las experiencias de torsión se llevaron a cabo una serie de temple "in situ", con el objeto de determinar la evolución microestructural del proceso simulado. Este trabajo se lleva a cabo bajo el convenio IAS-CNEA-SIDERCA.-

4.8. PROPIEDADES MECANICAS DE ALGUNOS ACEROS INOXIDABLES AUSTENITICOS

J. Ruzzante y G. Carfi*

* IAS

Se llevaron a cabo ensayos de torsión en caliente con el objeto de caracterizar desde el punto de vista comportamiento mecánico a altas temperaturas, una serie de aceros inoxidable austeníticos de producción nacional.

Se determinaron las respectivas curvas de ductilidad en caliente, obteniéndose datos de resistencia a la deformación en condiciones usualmente utilizadas durante su procesamiento.

La información obtenida ha permitido poner de manifiesto la influencia de la composición química sobre las principales características de la deformación en caliente de estos materiales, entre los que cabe mencionar especialmente: zona de temperaturas de procesamiento libre de defectos.

El traslado a planta de los resultados obtenidos ha sido satisfactorio.

Este trabajo ha sido posible merced al apoyo brindado por la División de Investigaciones y Estudios Especiales de ACINDAR Pto.1, y de la Dirección de Investigaciones Industriales del IAS.

4.9. PROPIEDADES MECANICAS A ALTAS TEMPERATURAS DE UN ACERO PARA VALVULAS TIPO SAE EV8

J. Ruzzante y G. Carfi*

* IAS

Con el objeto de minimizar la aparición de defectos durante el procesamiento en caliente de este tipo tan particular de aceros, se llevaron a cabo una serie de ensayos de torsión en condiciones similares a las utilizadas en planta.

Los resultados obtenidos entre los que se destacan: a) la curva de ductilidad del material ensayado, b) cinética de recristalización estática y c) Abaco relacionando los principales parámetros de procesamiento con la resistencia a la deformación, han permitido mejorar sustancialmente el rendimiento metálico de la elaboración de este material.

Este trabajo se ha llevado a cabo en el marco del Convenio IAS-CNEA-ACINDAR.-

4.10. EVALUACION DE LAS CARACTERISTICAS DE DEFORMACION EN CALIENTE DE ALGUNOS ACEROS DE FABRICACION NACIONAL

J. Ruzzante y G. Carfi

El trabajado en caliente de aceros, al igual que el de otros metales y aleaciones, se halla gobernado básicamente por la resistencia a la deformación y la ductilidad.

Desde el punto de vista práctico, el conocimiento de estas propiedades permite llevar a cabo el cálculo de los esfuerzos desarrollados durante el procesamiento del material en cuestión, como así también optimizar la fabricación del mismo.

En este sentido se han llevado a cabo ensayos de torsión en caliente sobre diferentes tipos de aceros de fabricación nacional con el objeto de determinar tanto las características de ductilidad en caliente que presentan los mismos, cuanto algunos valores de resistencia a la deformación, en condiciones similares a las utilizadas en su procesamiento en planta.

Durante esta primera etapa han sido presentados los primeros resultados obtenidos sobre la caracterización de los aspectos más sobresalientes del procesamiento de estos materiales, programa que vienen desarrollando conjuntamente la Dirección de Establecimiento Altos Hornos Zapla, el Depto. de Materiales de la CNEA y la Dirección de Investigaciones Industriales del IAS.

4.11. ESTUDIO DE LAS CARACTERISTICAS DE LA DEFORMACIÓN EN CALIENTE DE ACEROS PARA LA FABRICACION DE TUBOS

G. Carfi* y J. Ruzzante

* IAS

Utilizando ensayos de torsión en caliente se estudia el comportamiento mecánico (ductilidad y resistencia) de un acero para tubo. La importancia de este trabajo radica en que las probetas son

obtenidas de un lingote de colada continua, con estructura de fundición. El lingote fue dividido en zonas de las cuales se extrajeron probetas para realizar los ensayos, de esta manera se tendrá un conocimiento general del comportamiento mecánico de cada tipo de estructura de colada.

Las temperaturas de ensayo están comprendidas entre los 700 °C y los 1350 °C, la velocidad de deformación es de 1 s^{-1} . Actualmente se están realizando los ensayos de ductilidad correspondiente a la zona central del lingote, faltando completar las otras zonas.

Este trabajo se lleva a cabo en el marco del Convenio IAS-CNEA-SIDERCA.

4.12. COMPORTAMIENTO ALTAS TEMPERATURAS

F. Povolo y J. Capitani

Se realizaron ensayos mecánicos a tensión constante en Níquel, Zry-4 y un acero AISI 304 a diferentes temperaturas y tensiones. Los mismos se realizaron a fin de completar la información generada en el tema y poder obtener claras evidencias de los mecanismos de deformación actuantes. Las experiencias fueron realizadas en aire y en atmósfera controlada de Argón, en un rango de temperaturas comprendido entre los 823 y 1023 K para el Ni y entre los 633 y 673 K para el Zry-4.

Se realizó un tratamiento de la información experimental a fin de correlacionar las curvas de termofluencia con traslaciones de temperaturas.

Se continuaron tareas en colaboración con otros organismos:

a) Universidad Nacional de Rosario , IFIR (R. Bolmaro y C. Rubiolo y B. Molinas) Temas en desarrollo:

- Relajación de tensiones en Zr y Zry-4
- Propiedades elásticas y anelásticas de Zr y Zry-4, incluyendo vainas.

b) Universidad Tecnológica Nacional, Fac. Reg. San Nicolás (R. Tinivella, J. Reggiardo) Temas en desarrollo:

- Relajación de tensiones en un acero AISI 304 y en Inconel 718.

4.13. ANISOTROPIA EN PROPIEDADES MECANICAS

Análisis de curvas límites de fluencia

N. Míngolo, P. Vedoya, A. Pochettino, C. Tomé*, R. Penelle**

* CONICET, IFIR

** Universidad Paris XI

Se trabajó en el cálculo de superficies límites de fluencia en aceros ferríticos y en materiales de estructura hexagonal compacta. A fin de modelizar el comportamiento mecánico de estos materiales se realizaron estudios mediante técnicas de Microscopía Electrónica por transmisión de los aspectos microestructurales de la deformación plástica para identificar los sistemas de deformación activos. Se estudiaron las texturas cristalográficas presentadas por estos materiales y sus representaciones.

Se efectuaron diversos ensayos mecánicos a fin de conocer los valores experimentales de diferentes puntos de la superficie de fluencia y tangentes a la misma. Los resultados obtenidos que estimamos importantes de remarcar son:

- Caracterización mediante MET de los sistemas de dislocaciones activos en aceros ferríticos (calmado al Al e Inoxidable serie 409) sometidos a diferentes porcentajes de deformación en tracción. Ello se realiza a partir del estudio de trazas de paredes de dislocaciones y permitió verificar las hipótesis de deslizamiento no cristalográfico utilizadas en los cálculos de Superficie de fluencia.

- Caracterización de sistemas de deformación activos en Zr, Ti y Zry-4 mediante técnicas de TEM, los que ponen de manifiesto la existencia de uno o dos sistemas de deslizamiento prismático $\{1010\}$ $\langle 1210 \rangle$ activos al comienzo de los ensayos de tracción, no observán-

dose maclado para ensayos según la dirección de laminado de las chapas y una baja actividad para ensayos según la dirección transversal de las chapas. Estos resultados, junto a fuertes variaciones del coeficiente de anisotropía en función de las deformaciones para distintas direcciones del plano de la chapa, llevan a cuestionar la aplicabilidad de modelos tipo Taylor (cinco sistemas de deformación activos en forma simultánea) para explicar el comportamiento plástico de estos materiales [1].

- Cálculo de superficies límites de fluencia en Aceros ferríticos y materiales hexagonales compactos. Se realizó utilizando el llamado modelo de Taylor y, en el caso de los aceros ferríticos, las predicciones se compararon con aquellas que pueden ser obtenidas utilizando una representación tipo Hill para medios continuos anisotrópicos. Se determinó que en el caso de materiales que deforman por deslizamiento y con texturas que no se alejen demasiado de las características $\{111\} \langle uvw \rangle$ que presentan los aceros, las SLF pueden ser aceptablemente descritas por una representación tipo Hill. Sin embargo, la predicción del embutido profundo utilizando esta representación es menos precisa que la obtenida vía modelo de Taylor.

En el caso de los materiales hcp, la SLF fue calculada para una chapa de Zry-4. Se supuso la existencia de deslizamiento prismático $\{1010\} \langle 1210 \rangle$ piramidal $\{1011\} \langle 1123 \rangle$ y maclado en tracción $\{1012\} \langle 1011 \rangle$. La Fig. 4.13.1. ilustra los resultados obtenidos para relaciones entre las tensiones críticas resueltas entre deslizamientos prismático y piramidal, entre maclado y deslizamiento piramidal 0,3 y 0,8 respectivamente. Si bien el ajuste es aceptable, nuevos esfuerzos se están realizando a fin de mejorar la modelización del comportamiento plástico del material [2].

- Desarrollo de una representación reducida de texturas cristalográficas. Mediante esta representación, el cálculo de superficies límites de fluencia de materiales policristalinos se simplifica y se reduce notoriamente en tiempo. En efecto, la tensión de fluencia

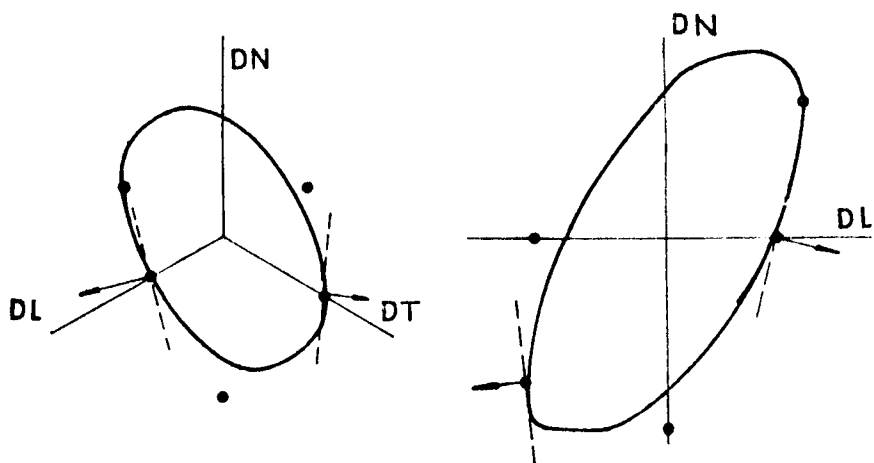


Fig. 4.13.1.

Superficies límites fluencia de una chapa de Zircaloy-4 calculada utilizando el modelo de Taylor y su proyección sobre el plano DN-DN. Los puntos corresponden a resultados de ensayos de tracción y compresión y las líneas de trazos a los valores del coeficiente de Lankford. Según DL $\sigma_{fL} = 320$ MPa.

del material estará dada por el promedio pesado por la textura de las tensiones de fluencia de monocristales (a los cuales fueron asimilados los granos) orientados y sometidos a un mismo estado de deformación. La Fig4.13.1. corresponde a una superficie de fluencia obtenida considerando 341 orientaciones posibles de granos sobre las 770 orientaciones que utiliza nuestra representación, lo que implica despreciar orientaciones cristalográficas de menor importancia [3].

Referencias

1. P. Vedoya, A. Pochettino y R. Penelle, a aparecer en *Texture and Microstructure*.
2. C. Tomé, A. Pochettino y R. Penelle, *Proc. 1er Simposio Franco-Argentino Ciencia de Materiales, Mar del Plata, 1986.p.15.*
3. N. Míngolo, A. Pochettino y C. Tomé, *Proc. 1er. Simposio Franco-Argentino Ciencia de Materiales, Mar del Plata, 1986,p. 63.*

4.14. RELACION ENTRE TEXTURAS CRISTALOGRAFICAS Y PROPIEDADES ELASTICAS ANISOTROPICAS

M. Ortiz, A. Peñaloza*, J. Marengo y A. Pochettino

* UCV-Chile

El conocimiento de las propiedades elásticas anisotrópicas de un material policristalino permite, a través de una adecuada modelización, conocer la textura cristalográfica del material. Este método, si bien es menos preciso que el análisis cuantitativo realizado a través de la Función Distribución de Orientaciones Cristalinas, permite obtener en forma rápida y simple, una aceptable información sobre la textura del material.

Se ha estudiado el caso particular de alambres de Cu, obtenidos por trefilado de lingotes producidos por colada continua. Dada la simetría de revolución que presentan los alambres, la textura de los mismos se puede suponer compuesta por una combinación de fibras $\langle 111 \rangle$ y $\langle 100 \rangle$ paralelas a la dirección de trefilado.

En tal caso, al desarrollo en serie de la Función Distribución sólo contribuye un término no isotrópico (coeficiente f_{400}), el cual puede ser determinado a partir de la medida del módulo de Young del alambre. La misma se realizó utilizando un método dinámico resonante [1] y un modelo de elasticidad para materiales policristalinos.

Los resultados obtenidos muestran que, a pesar de reducir la textura del material a dos monocristales equivalentes, es posible seguir la evolución de las fibras $\langle 111 \rangle$ y $\langle 100 \rangle$ y que, tanto para alambres provenientes de lingotes obtenidos por colada continua como para los alambres comerciales, se observa un máximo de las componentes $\langle 111 \rangle$ para deformaciones por trefilado (E_{tref}) en el rango 2,5 $\leq E_{tref} \leq 3,5$ [2].

Referencias

1. J. Marengo y M. Ortiz, Proc. 1st Nondestructive Testing Congress for Latin America and Caribbean, San Pablo, Brasil, 1986, Vol 1 p. 523.
2. M. Ortiz, A. Peñaloza y A. Pochettino, Proc. 1er Simposio Franco-Argentino, Ciencia de Materiales, Mar del Plata, 1986, p.27.

4.15. INFLUENCIA DE LA PREDEFORMACION EN LA FRAGILIZACION POR HIDROGENO DE UN ACERO DE BAJO CARBONO

V. Repetto* y C. Andreone

* FCEF y N, UNBA

El estudio se llevó a cabo para un acero ferrítico IRAM 1010 mediante de ensayos de tracción y compresión uniaxial, en probetas cilíndricas de sección variable. Cada probeta fue predeformada 1,2 y 3 % en tracción, mientras que otras probetas lo fueron en compresión, realizándose luego en todas ellas cargas electrolíticas con hidrógeno. Las probetas predeformadas en tracción fueron ya sea, traccionadas hasta rotura, o deformadas 3 % en compresión y luego traccionadas hasta rotura. Las probetas predeformadas en compresión, fueron igualmente traccionadas hasta rotura.

Los resultados indican una menor influencia de la fragilidad por hidrógeno en los casos que se aplicó la predeformación en tracción, siguiendo a la carga catódica, una deformación de 3 % en compresión; mientras que, la mayor influencia en la fragilización por hidrógeno, se obtuvo de las probetas predeformadas 3 % en compresión y cargadas catódicamente con hidrógeno.

4.16. ANALISIS DE FALLAS

E. Pasqualini

- Estudio de la influencia de las formas de inclusiones, carburos y segundas fases en la morfología de superficies de fractura dúctil en materiales estructurales y aceros.
- Puesta a punto de geometría de probeta (efectos de entalle y tamaño) en máquinas de ensayos triaxiales.
- Colaboración en ensayos y desarrollos fundamentales relacionados a partir del Análisis de Fallas.

4.17. MAQUINADO DE ACEROS

N. Badino, J.E. Ruzzante, P. Alvarez, A. Vosen (UTN), H. Fernández (UTN), G. Gestido (UTN)

- Cuantificación del porcentaje de martensita formada durante el maquinado de aceros inoxidable austeníticos de la serie 3XX.
- Maquinado de aceros inoxidable austeníticos.

5. TEORIA DEL COMPORTAMIENTO DE MATERIALES

5.1. PROCESAMIENTO DE ESPECTROS RBS

R.C. Pasianot

A fin de analizar los espectros de retrodispersión de iones que se obtienen de las muestras de Fe depositadas con Sn e irradiadas con Ar (Ver trabajo conjunto con el Ing. G. Galambos) se desarrolló una técnica de deconvolución, i.e, se tiene en cuenta que el espectro medido presenta dispersión en energías debido principalmente (en este caso) al sistema de medición.

Matemáticamente esto se traduce en resolver la ecuación en $R(E)$:

$$M(E) = \int_{E_{\min}}^{E_{\max}} G(E, E') R(E') dE' \quad (1)$$

Donde: $M(E)$: el N° de cuentas en el espectro medido a la energía E .

$G(E, E')$: función de dispersión del sistema. Indica la probabilidad de que una partícula retrodispersada con energía E' sea detectada con energía E . Para el caso presente se toma del tipo gaussiano: $\exp\{(\frac{E-E'}{\sigma})^2\}$ donde σ puede estimarse a partir del espectro.

$R(E)$: el N° de cuentas "real" a la energía E .

La (1) se denomina ecuación integral de Fredholm de 1ra especie y no existe un método sistemático de resolverla; en análisis funcional se demuestra que $G^{-1}(E, E')$, esto es, el operador inverso de $G(E, E')$, es no acotado de donde se obtiene que no siempre existe una $R(E)$ que satisface (1). El método que sigue es solo aproximado y sus resultados se deben mirar críticamente.

La idea del método es minimizar en R la expresión

$$J = \int_{E_0}^{E_{\max}} (M(E) - \int_{E_0}^{E_{\max}} G(E, E') R(E') dE')^2 dE \quad (2)$$

que corresponde a una norma derivada del producto escalar siguiente:

$$\langle g/f \rangle \stackrel{\text{def}}{=} \int_a^b g(x)f(x)dx$$

Para ello se escribe a R como una combinación lineal de funciones adecuadamente escogidas:

$$R(E) = \sum_k a_k T_k(E) \quad (3)$$

con lo cual la condición de mínimo se reduce a

$$VK, \quad \frac{\partial J}{\partial a_k} = 0 \quad (4)$$

La (4) es un sistema de ecuaciones lineal en los a_k que se resuelve por computadora (como así también todas las operaciones intermedias de integración, cálculo de coeficientes, etc.).

El espectro así obtenido, definido ahora por los a_k que resuelven (4), es dato para un programa de cálculo (cedido por el grupo de la U.F.R.G.S. y adaptado y mejorado para correr en IBM 370 del CAC) que lo convierte a concentración (de Sn en Fe) vs. profundidad mediante un esquema iterativo automático.

Brevemente, en un espectro de RBS el eje de energías está en relación directa con la posición de la cual partió el ión (He^{++}) retrodispersado mediante la función de frenamiento electrónico (ffe) y el eje de cuentas con la cantidad de material presente en ese punto. De modo que dando una distribución inicial de Sn en Fe se calcula la ffe, con ella y los datos del espectro se obtiene una nueva distribución de Sn en Fe, se recalcula la ffe y así sucesivamente hasta lograr convergencia en las concentraciones.

5.2. MEZCLA BALISTICA POR BOMBARDEO IONICO

R.C. Pasianot

Tomando como base el programa "TRIM" mencionado en las actividades del año 1983, se desarrolló un programa que permite calcular la redistribución de especies, en un material sometido a radiación en forma dinámica, i.e. la composición del blanco se actualiza a medida que la irradiación progresa.

En la literatura existen códigos similares (Ref. 1,2) y las características comunes a todos ellos son: consumen mucho tiempo de computadora (la unidad adecuada es la hora); sólo tratan un aspecto del problema físico (la mezcla por colisiones); y esto último sólo en forma aproximada.

El presente no es una excepción y por lo tanto los resultados que arroja deben interpretarse a la luz de la situación experimental concreta.

Referencias

1. M.L. Roush et al. Nucl. Instr. And Meth. 209/210 (1983),67.
2. W.Möller - W. Eckstein, Nucl. Instr. And Meth. B7/8 (1985),645.

5.3. DEFECTOS TIPO VACANCIA EN Zr- α , Ti- α y Mg

A.M. Monti

Se presenta un estudio sistemático de propiedades estáticas de defectos puntuales en diferentes materiales de estructura hcp. Se investigan vacancias, divacancias y pequeños aglomerados de estos defectos.

Ya que loops de dislocaciones y voids nucleen sobre pequeñas aglomeraciones de defectos los que son difícilmente observados experimentalmente, el propósito del presente trabajo es llevar a cabo un es-

tudio que, basado en teoría y cálculo, permita establecer posibles analogías o diferencias entre dichos defectos presentes en diferentes materiales de estructura hexagonal compacta.

El trabajo, basado en modelos discretos de la red y simulación por computadora, supone la validez de potenciales interatómicos de pares ajustados a parámetros físicos de la red. A fin de comparar resultados obtenidos de diferentes materiales se adoptan los mismos criterios para desarrollar los correspondientes potenciales de interacción: los potenciales convergen a cero con derivadas primera y segunda nula a una distancia de corte ligeramente menor que la separación de terceros vecinos; el alcance es el mismo en los tres materiales; es usada la relación c/a ideal y el valor de a ajustado para dar el volumen atómico experimental; cada potencial reproduce las constantes elásticas experimentales y el valor medido de energía de formación de la vacancia E^V_f . Los valores de E^V_f son los siguientes: 0,80 eV para Mg; 1,55 eV para Ti y 0,6 eV y 1,2 eV para Zr. Dos valores son elegidos para Zr debido a la dispersión de datos existentes en la literatura. Los potenciales mantienen en equilibrio a la red bajo presiones de Cauchy apropiadas.

El tensor dipolar de la vacancia en equilibrio calculado como se describe en (1) es prácticamente isotrópico en los tres materiales, pero sus componentes son 5 veces mayores en Ti y Zr que en Mg. Correspondientemente, el volumen de formación de la vacancia, en unidades de volumen atómico, resulta ser -0,42 para Ti, -0,35 para Zr y -0,17 para Mg. La energía de relajación de la red conteniendo una vacancia, calculada como se indica en (2) es un orden de magnitud mayor en Ti y Zr que en Mg. Es de notar que en Zr, todas las magnitudes calculadas para la vacancia son independientes del valor de E^V_f tomado para generar la interacción.

La fuerte dependencia con el potencial interatómico (con el material) mostrada para la vacancia, se obtiene también para pequeños aglomerados de este defecto. En particular, la magnitud de la relajación de la red determina la geometría del aglomerado. Por ejemplo,

en Ti y Zr los aglomerados planos, para los cuales la red muestra una fuerte relajación, son los de mayor probabilidad de formación ya que en ellos es mayor la energía de unión de las vacancias (2).

Consideramos que estos resultados están directamente relacionados con la tendencia que Ti y Zr tienen de formar lazos de dislocaciones por aglomeración de defectos en planos cristalinos.

Referencias

1. H.R. Schober and K.W. Ingle; J. Phys. F: Metal Phys., 1980, 1°, 575.
2. P.H. Bisio and A.M. Monti; Phys. Stat Sol.(b), 1986, 135, 545.

5.4. DEFORMACION EN SERVICIO DE CANALES COMBUSTIBLES EN REACTORES TIPO CANDU S. Terlisky

Se ha comenzado a desarrollar una versión mejorada del código de cálculo que permite evaluar la deformación en servicio de los canales combustibles (1).

Se ha implementado algoritmos de programación no lineal para evaluar el efecto de los vínculos unilaterales; en especial la evolución de la deformación cuando existe contacto entre los tubos de presión y de calandria.

Esta nueva versión incorpora el acoplamiento entre la deformación diametral y la deformación por combado del tubo de presión con el objeto de verificar el libre pasaje de los elementos combustibles durante la vida útil de la central. Por un lado, el creep diametral del tubo de presión (en especial en la zona central) facilita el pasaje de los elementos combustibles; por el otro, el combado lo dificulta.

En caso que se decida reposicionar separadores ubicados fuera de su posición de diseño, el código permite la reubicación de los

separadores durante la operación de la central.

En base a los datos obtenidos de la inspección de 8 canales combustibles en la CNE, realizada en octubre de 1986 y con la utilización de los códigos desarrollados se evaluó la deformación y se verificó si existe o no contacto entre el tubo de presión y tubo de calandria en los 8 canales mencionados.

Las posiciones observadas permiten afirmar que algunos de los canales combustibles inspeccionados presentan contacto tubo de presión, tubo de calandria.

Referencias

1. Informe de Actividades del Departamento Materiales, Año 1984, p.100.

5.5. DIFUSION ANISOTROPICA DE INTERSTICIALES A DISLOCACIONES EN UN MATERIAL HCA SOMETIDO A TENSIONES

N.D. de De Grande, C.N. Tomé* y E.J. Savino

* IPIR

La difusión de defectos puntuales a dislocaciones es de fundamental importancia en el estudio de la deformación de materiales bajo irradiación o a altas temperaturas. Por este motivo se extendió el cálculo de la potencia de una dislocación de borde en el atrape de vacancias (k_v^2) en un material tensionado (Ver CNEA NT/86), al estudio de la potencia en el atrape de intersticiales (k_i^2) en iguales condiciones.

Como en el caso de las vacancias, se utilizaron dos modelos distintos para el cálculo: una aproximación numérica, que incluye explícitamente el campo de la dislocación y el campo externo, y otro analítico que simula la dislocación por un cilindro hueco con un radio efectivo adecuado. Ambos modelos tienen en cuenta las simetrías de la red y del defecto en sus configuraciones de equilibrio y de salto.

Se desarrolla el cálculo de k_i^2 para ambos modelos, estudiando detalladamente dos condiciones de contorno distintas:

1) Se considera un arreglo periódico de dislocaciones, quedando el cristal dividido en celdas periódicas de radio R_e , siendo cada celda colineal con la dislocación que encierra. Como consecuencia de la periodicidad se anula el flujo neto de defectos a través de la pared de la celda.

2) La segunda condición de contorno consiste en considerar al cilindro de radio R_e que rodea a la dislocación, sumergido en un medio en el que una fuente externa genera una concentración constante sobre la pared del cilindro.

Para ambas condiciones de contorno se toma a la dislocación como un sumidero perfecto, lo que significa establecer que la concentración de defectos se anula a una distancia R_i de la línea de la dislocación (R_i es del orden de unas pocas distancias atómicas).

Para el cálculo se consideraron dislocaciones prismáticas basales y piramidales y parámetros característicos del Mg. Los resultados obtenidos para k_i^2 en función de la deformación inducida por la tensión aplicada, se grafican en la Fig. 5.5.1., para la condición de contorno periódica. En trazo continuo están representados los valores obtenidos con la aproximación numérica y con línea de trazos los obtenidos con el modelo de cilindro hueco. Como se ve en esta figura, los resultados para la potencia de atrape de intersticiales por dislocaciones, correspondientes a ambos modelos coinciden en orden de magnitud y en su comportamiento respecto de la tensión aplicada, lo que permite sacar dos conclusiones importantes:

i) Que el campo de la dislocación puede ser reemplazado por un cilindro hueco de radio adecuado, reteniendo las características principales de la difusión de intersticiales a dislocaciones en un material deformado.

ii) La potencia de atrape de la dislocación respecto de intersticiales está controlada por la anisotropía inducida en la difusión por la tensión aplicada y no por el campo de la dislocación.

Finalmente, se estudió la dependencia de k_i^2 con las condiciones de contorno utilizadas. Se comprobó que para valores de $\alpha = R_e/R_i$ suficientemente grandes, la diferencia en los resultados utilizando una u otra condición de contorno es considerable y que esta diferencia crece en la medida en que α decrece. De esto resulta evidente que para modelar la migración de defectos, producidos por irradiación, hacia dislocaciones se debe tener especial cuidado en la elección de las condiciones de contorno.

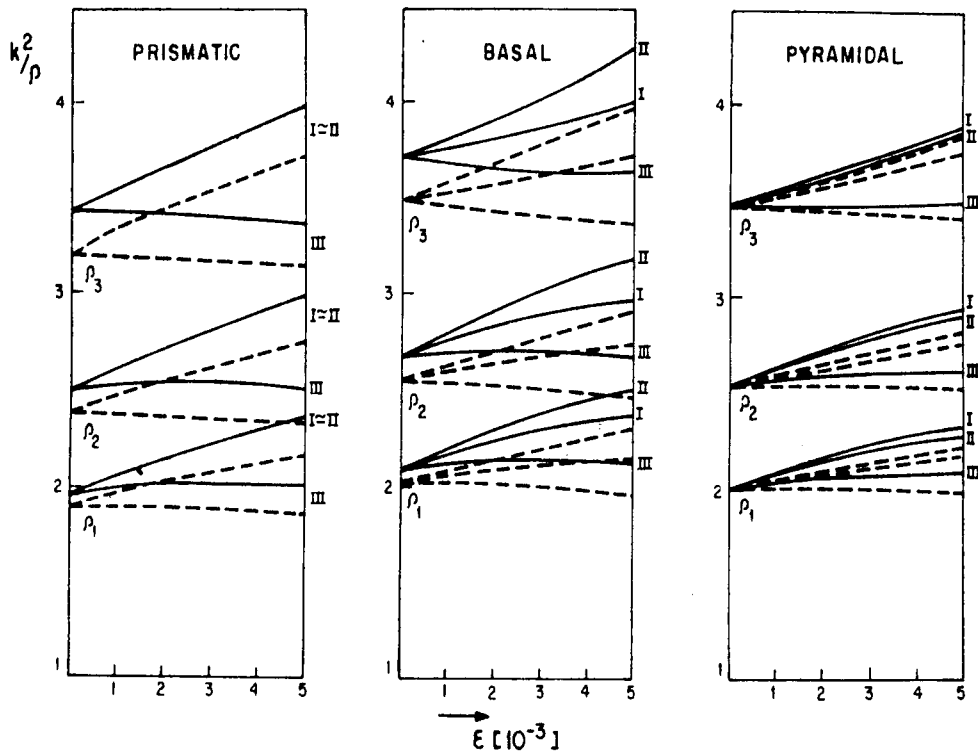


Fig. 5.5.1. Potencia de la dislocación(—) y del cilindro hueco (---) en el atrape de intersticiales para tres orientaciones y tres densidades de la dislocación en función de la deformación exterior aplicada.

5.6. BORDES DE GRANO COMO SUMIDEROS DE DEFECTOS PUNTUALES

A. Sarce y E. Savino

Los bordes de grano (b.gr.) juegan un papel importante en los procesos de crecimiento de materiales irradiados, ya que actúan como sumideros de los defectos puntuales creados durante la irradiación. En los modelos de crecimiento, el efecto del b.gr. se pone de manifiesto a través de la "fuerza" o potencia (k_{gb}^2) con que el borde atrapa los defectos puntuales. La finalidad inicial de este trabajo es hacer un cálculo detallado de esa potencia del borde de grano para granos cúbicos y paralelepípedos, a partir de la expresión (1):

$$k_{gb}^2 = \frac{F_{gb}}{\bar{D} \bar{C}} \times S$$

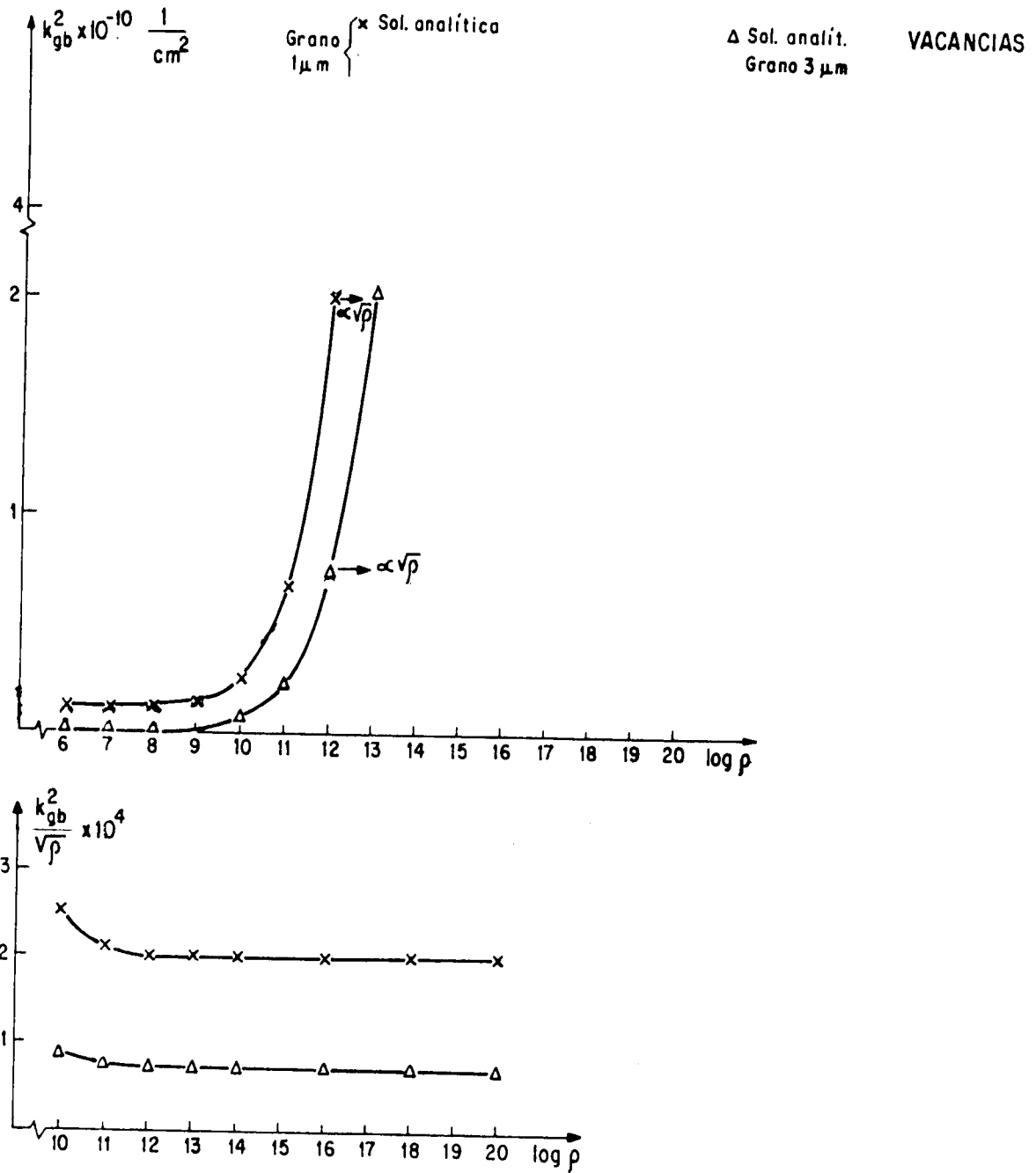
donde F_{gb} es el flujo de defectos puntuales hacia el borde de grano, $\bar{D}$ el coeficiente de difusión medio, $\bar{C}$ la concentración media de los mismos dentro del grano y S la relación área/volumen del grano. El flujo se calculó analíticamente a partir de la concentración (C) de defectos obtenida resolviendo la ecuación de difusión isótropa:

$$D \nabla^2 C - k_D^2 C = K \quad (1)$$

para vacancias e intersticiales. En (1) k_D^2 es la potencia de sumideros alternativos dentro del grano, y K la velocidad de generación de defectos por unidad de volumen debida a la irradiación.

Resultados obtenidos considerando el borde de grano como un sumidero perfecto, es decir, poniendo como condición de contorno $C=0$ sobre todo el b.gr. se muestran en la Fig. 1 para granos de $1\mu m$ y $3\mu m$.

La ecuación (1) fue también resuelta con condiciones de contorno que simulan sumidero con una velocidad finita $\bar{K}$ de atrape de defectos puntuales. La expresión hallada coincide con la obtenida para sumidero perfecto cuando $\bar{K} \rightarrow \infty$.



Para resolver (1) para el caso de un material anisótropo, al cual se aplican tensiones exteriores, es necesario recurrir al cálculo numérico. El desarrollo del programa de cálculo correspondiente está en la etapa final de desarrollo.

Referencias

1. R. Bullough, M.R. Hayns and M. Wood, J. of Nuclear Materials, 90 (1980), 44-59.

5.7. TERMODINAMICA DE PROCESOS BAJO IRRADIACION

A. Sarce y E. J. Savino

Cuando un sistema pasa de un estado A a un estado B, la variación de la energía libre $\dot{\Psi}$ ($\equiv \frac{d\Psi}{dt}$) que se produce puede escribirse como (1):

$$\dot{\Psi} = \text{tr}(\sigma^T \dot{\epsilon}^R) + \dot{\phi}$$

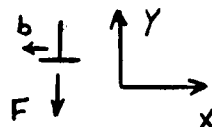
donde el primer término del segundo miembro es el trabajo reversible por u.de t. y $\dot{\phi}$ la contribución a $\dot{\Psi}$ debida a los procesos irreversibles que se producen. Si ($\frac{d\xi_\alpha}{dt}$) son las velocidades con que se producen los rearrreglos irreversibles en la microestructura del material en diferentes regiones α , es posible definir las fuerzas termodinámicas f_α , responsables de esos rearrreglos, mediante la relación:

$$\dot{\phi} = - \sum_\alpha f_\alpha \left(\frac{d\xi_\alpha}{dt} \right) \quad (1)$$

La expresión (1) fue aplicada en este trabajo al estudio del trepado de dislocaciones de borde producido por la absorción o emisión de defectos puntuales creados por irradiación.

Una dislocación de borde en presencia de una sobre concentración C_i de intersticiales y C_v de vacancias a su alrededor, está sometida a una fuerza

$F = - \frac{kT}{b^2} \ln \left(\frac{C_i N_v}{C_v N_i} \right)$ perpendicular al plano de deslizamiento (Fig. 5.7.1.) donde N_i y N_v son las correspondientes concentraciones de intersticiales y de vacancias en equilibrio con la dislocación considerada.



Dado que la dislocación trepa en el sentido de las $y < 0$ por el atrape de intersticiales y por la emisión de vacancias, y

Fig. 5.7.1

en el sentido de las $y > 0$ por el atrape de vacancias, la velocidad neta de trepado de la dislocación puede escribirse como:

$$V_T = -b[A v_i C_i e^{-U_m^i/kT} - \alpha_1 v_i C_v C_i e^{-U_m^i/kT} - B v_v C_v e^{-U_m^v/kT} + \alpha_2 v_v C_v C_i e^{-U_m^v/kT} + v_v e^{-E_f^o/kT} \left(\frac{C_i N_v}{C_v N_i} \right) e^{-U_m^v/kT}]$$

donde b es el vector de Burgers de la dislocación, A y B son factores geométricos, $v_{i,v}$ las frecuencias de vibración de los intersticiales y vacancias, α_1 y α_2 factores de recombinación intersticial-vacancia, $U_m^{i,v}$ las correspondientes energías de migración y E_f^o la energía de formación de una vacancia. Conocidos F y V_T puede calcularse ϕ para este proceso.

Proponiendo que, de todos los caminos que el sistema tiene de pasar de A (dislocación antes del trepado) a B (dislocación después del trepado) el que tiene mayor probabilidad de ser elegido es aquél para el cual ϕ es máximo respecto de la velocidad de trepado, resulta:

$$\frac{\partial \phi}{\partial V_T} = 0 = -\frac{\partial F}{\partial V_T} V_T + F = 0 \longrightarrow V_T F = \text{cte.} \quad (2)$$

Reemplazando V_T y F por sus correspondientes expresiones puede verse que, para que se cumpla (2) para cualquier valor de C_i y C_v debe ser $C_i = \text{cte.}$ y $C_v = \text{cte.}$ Estas últimas condiciones implican que, para cada tipo de defecto debe cumplirse:

N° de defectos que llegan	N° de defectos que desaparecen
por difusión al borde de	= por atrape o por recombinación
la dislocación (por u.de t.)	(por u.de t.)

y, para el caso particular en el que la recombinación es despreciable:

N° de defectos que llegan	N° de defectos
por difusión al borde de	= atrapados por la
la dislocación (por u.de t.)	dislocación (por u.de t.)

lo que implica que la velocidad de trepado es, en este caso, controlada por la difusión de los defectos en la red.

Esto está de acuerdo con resultados experimentales (2) en los cuales se mide la velocidad de trepado de dislocaciones, y en los que se observa que las dislocaciones trepan con una velocidad comprendida entre

$$\frac{v_{\text{máx}}}{10} \quad \text{y} \quad v_{\text{máx}}$$

donde $v_{\text{máx}}$ es la velocidad que se obtiene considerando que la difusión controla el proceso de trepado.

La condición impuesta sobre $\dot{\phi}$, parece, entonces, adecuada ya que lleva a la justificación termodinámica de los resultados experimentales y de las condiciones usualmente utilizadas en cálculo de trepado.

Referencias

1. A. Sarce, E. J. Savino, Departamento Materiales, Informe de Actividades 1984, 5-2, CNEA-NT 5/86.
2. R. Ballufi, Phys. Status Solidi 31 (N° 2) 1969, p. 443.

5.8. MODELADO DE BARRAS COMBUSTIBLES EN CNEA. ESTADO ACTUAL Y APLICACIONES

S. Harriague, D. Agüero*, I. López Pumarega*, y A. C. Marino*

*Departamento Combustibles Nucleares

El código BACO simula temporalmente el comportamiento de una barra combustible en el reactor. Calcula a lo largo de la historia de irradiación: distribución de temperatura en pastilla y vaina, estado tensión-deformación en pastilla y vaina, cambios de porosidad en pastilla, gases de fisión producidos, liberados y retenidos en el borde de grano, evolución del "dishing" (concavidad) (1).

Análisis de resultados experimentales para combustible tipo CNE

La Ref. (2) da resultados post-irradiación de 8 barras cortas tipo CANDU irradiadas a altas potencias lineales (hasta 761 W/cm) y hasta distintos quemados (de 1500 a 7400 mWd/tU) en un dispositivo del reactor NRX.

En la Tabla 5.8.1 se comparan los resultados experimentales con las predicciones de BACO. Puede verse que el acuerdo es muy bueno sobre el rango de quemados típico del combustible CANDU. Pese a que en una parte considerable de la pastilla ha habido crecimiento columnar por migración de porosidad, BACO prevé un agujero central cerrado al fin de la irradiación; este resultado concuerda con las ceramografías de Ref. (2).

Es sabido que, debido a la distribución de flujo a lo largo de un canal, los combustibles sufren rampas de potencia de corta duración durante las operaciones de recambio en los reactores tipo CANDU.

En Ref. (3) y trabajando siempre con combustible sin grafito, comparando resultados de recambio en centrales con experiencias de laboratorio con vainas irradiadas, se concluyó que el mecanismo de falla durante recambios es corrosión bajo tensiones. En el mismo trabajo se dan, en función del quemado, los valores umbrales del incremento de potencia y potencia máxima alcanzada durante el recambio; dichos umbrales son tales que, realizando recambio por debajo de dichos valores, no se han detectado fallas en los combustibles de las centrales Pickering.

Los recambios en las centrales Pickering fueron simulados con el código BACO. Para determinar la susceptibilidad a corrosión bajo tensión se fijó un valor umbral de la tensión tangencial en la superficie interior de la vaina. Debido a la corta duración del recambio, a la conocida relación entre tensión aplicada y tiempo de falla, y al hecho de que los ensayos de laboratorio en Ref. (3) fueron hechos a tensiones próximas a la de fluencia, se adoptó como ten-

si3n umbral el 86% del l3mite de fluencia (tensi3n de 0.2% de deformaci3n permanente) de la vaina. Debe recalcarce que esta tensi3n umbral resulta superior a las tensiones umbrales para corrosi3n bajo tensi3n; este 3ltimo valor est3 en el rango de 170-190 MPa para Zircaloy 4.

Una conclusi3n general del trabajo es que la contrastaci3n de las predicciones de BACO frente a resultados experimentales para combustible tipo CANDU otorgan alta confiabilidad a las mismas.

Referencias

1. S. Harriague, G. Coroli y E.J. Savino; The BACO fuel rod analysis computer program. Proceedings SMIRT-5, D1/2, Berlin, (1979).
2. M.J. Notley; "Zry-sheated UO₂ fuel irradiated with a declining power history to determine its effect on fission product gas release" AECL-6585 (1980).
3. W.J. Penn, R.K. Lo y J. C. Wood; CANDU fuel-Power ramp performance criteria" Nucl. Technol. 34,p. 249 (1977)

TABLA 5.8.1

Irradiaci3n de 8 barras en NRX - Ref. 2

Barra	Quemado de extracci3n (MWd/tU)	Volumen de gases de fisi3n liberados [cm ³ (STP)] Experimental BACO		Extensi3n del crecimiento de granos columnares (Fracci3n de Rpast) Experimental BACO	
HZB	6446	10.6	9.98	.71	.62
HZC	6440	11.5	9.98	.65	.62
HZD	5104	9.8	9.92	.69	.62
HZH	1492	0.11	0.0004	--	--
HZE	5542	12.3	11.4	.70	.62
HZF	7387	17.4	13.0	.72	.62
HYE	7387	13.7	13.0	.72	.62
HZJ	2079	2.1	1.11	.43	.47

6. TECNICAS ESPECIALES

6.1. ANALISIS QUIMICO CUANTITATIVO DE INCLUSIONES EN ACEROS MEDIANTE EDAX, A TRAVES DE UNA TECNICA NO DESTRUCTIVA

E.R. de Schiapparelli

Se extrajeron las inclusiones de varios tipos de aceros a través de una resina tipo epoxi. La superficie del acero fue previamente atacada con una solución de $\text{Br}/\text{CH}_3\text{OH}$ con el propósito de dejar las inclusiones en relieve y luego se colocó la resina plástica. Al despegar la película plástica las inclusiones quedan adheridas a la misma. La conductividad de la muestra se logró mediante el depósito de Au ó carbón. La composición química cuantitativa se midió a través de un espectrómetro dispersivo de energías (EDAX) asociado al microscopio electrónido de barrido (MEB). Se usó el mismo formalismo matemático que el empleado para láminas delgadas. Se evaluaron los beneficios y exactitud comparando con otras técnicas destructivas y no destructivas para el estudio de inclusiones en aceros.

Mediante esta técnica se superan los siguientes inconvenientes:

- a) Contribución de la radiación proveniente de la matriz cuando las inclusiones son analizadas "in situ", mediante técnicas convencionales tipo EDAX, difracción de Rayos X y Microsonda de Rayos X.
- b) Pérdida de las inclusiones y disolución química de algunas fases cuando las inclusiones son extraídas mediante réplica de carbón para luego ser analizadas mediante EDAX.

La técnica propuesta es factible por los siguientes factores:

- 1) Las inclusiones son electroquímicamente más nobles que la matriz y durante el ataque la oxidación ocurre preferencialmente en la interfase matriz-inclusión. Las inclusiones en relieve facilitan el despegue o separación del material.
- 2) La unión resina epoxi-probeta es muy fuerte y después de la separación la mayoría de las inclusiones quedan adheridas a la resina plástica (hasta partículas de 1 μm).

- 3) El espesor de la película es de varios milímetros, por lo que la separación de la resina plástica es muy fácil.
- 4) Los compuestos tipo epoxi son muy resistentes a una exposición prolongada a rayos X.
- 5) Teniendo en cuenta que las inclusiones son conductores electrónicos de acuerdo a Ecklund es posible analizar las partículas mediante EDAX.

Conclusión

Mediante esta técnica es posible estudiar la composición química de las inclusiones. Puede usarse también como ensayo no destructivo. Por su simplicidad puede ser útil en la práctica de acería como control de proceso.

Agradecimiento

Se agradece al Dr. Raúl Versaci su asesoramiento sobre microanálisis de partículas.

6.2. MEDICION DE COMPOSICION QUIMICA DE PARTICULAS EN LAMINAS DELGADAS

M. Ale*, S. Obernauer*, R. Piotrkowski y R. Versaci

* F.C.E.N. (UBA)

En el presente trabajo se estudia la optimización de la obtención de la composición (porcentaje en peso de elemento metálico) de partículas del tamaño de 1 μ , tales como carburos en aceros para herramientas por técnicas de microanálisis. Las partículas se extrajeron con la técnica de réplica de carbono y se analizaron empleando un microscopio electrónico de barrido equipado con un espectrómetro dispersivo en energías.

Se intenta una relación más exacta entre la intensidad de Rx emitida por un dado elemento y detectada por el analizador y el porcentaje en peso del elemento en cuestión.

Se aplica el algoritmo obtenido en muestras de carburos extraídos de aceros para herramientas con Nb y se compara con los resultados obtenidos mediante la relación de Lorimer tradicional.

6.3. IMPLANTES QUIRURGICOS CON FIJACION BIOLOGICA

C.A. Andreone y S. Muro

Se analizan las aleaciones metálicas utilizadas para implantes quirúrgicos, acero inoxidable ASTM F 55-B°, aleación Co-Cr-Mo ASTM 75-82 y la aleación Ti-CAI-4 V ELI ASTM F 136-84.

Se describe el método de microfusión por modelo perdido empleado para obtener prótesis de reemplazo total de cadera y de rodilla, fundidas en la aleación base cobalto F 75-82. Se desarrolló un proceso de sinterización para cubrir ciertas zonas de las prótesis con esferas atomizadas de la misma aleación. De esta forma se obtienen superficies porosas aptas para la fijación biológica por crecimiento del neohueso.

6.4. UNION CERAMO-METALICA EN SUPERALEACIONES RECUBIERTAS

M.M. Barreiro*, E.E. Vicente y H. Biloni**

* CONICET

** LEMIT

En las prótesis ceramo-metálicas se realiza el recubrimiento de una subestructura metálica con varias capas de porcelana dental. El éxito de la restauración se logra si materiales tan diferentes permanecen estrechamente unidos.

El proceso por el cual ambos materiales se unen incluye: a) la formación de uno o varios óxidos sobre la superficie del metal; b) reacción de estos óxidos con la porcelana dental durante la cocción; c) fusión del vidrio a altas temperaturas cuando se produce la sinterización de las partículas de la porcelana en presencia de una fase líquida. Este líquido moja la superficie del metal.

Fueron estudiadas cuplas entre una aleación modelo Ni-20 % Cr y materiales cerámicos. En la aleación se controló la formación de un óxido adherente (Cr_2O_3) sobre su superficie y fue oxidada en aire a 1000 °C durante 16 hs. Se utilizaron dos materiales cerámicos que incluyen una porcelana dental comercial y un vitrocerámico preparado a partir de materias primas de origen nacional, sin aditivos (pigmentos y opacificantes). En ambos casos se estudiaron las cuplas utilizando difracción de rayos X, microsonda electrónica, análisis dispersivo de energía y microscopía electrónica de barrido.

Se logró obtener una capa adherente y continua de Cr_2O_3 discernible por técnicas metalográficas en cortes transversales (oxidación durante 16 hs, espesor de óxido de aprox. 5 μm). El vidrio feldespático de los materiales cerámicos utilizados es responsable de la unión reaccionando con el óxido del metal a 1000 °C. A esta temperatura se encuentra en estado líquido y moja la superficie del metal.

Luego de la sinterización de la cupla el vitrocerámico experimental presentó un alto contenido de leucita (fase cristalina) en su estructura, que determina un alto coeficiente de expansión térmica. Luego del enfriamiento el cerámico queda traccionado produciéndose fracturas. Sin embargo, se aprecia una muy buena unión ceramometálica.

La estructura observada en el vitrocerámico experimental es cualitativamente similar a la de la porcelana dental. Las materias

primas utilizadas (feldespato y cuarzo) se consideran apropiadas para la elaboración de porcelanas dentales. Es importante realizar estudios sobre la influencia de los tratamientos térmicos en la cristalización o devitrificación de la leucita en estos vitrocerámicos, para optimizar la relación leucita-vidrio.

7. ASESORAMIENTOS

AÑO 1985

7.1. Asesoramientos en Corrosión

C.J. Semino

- Asesoramiento sobre el reemplazo del tipo de aleación en las bandejas de elementos combustibles de la Central Nuclear Embalse.
- Causas de corrosión en tubos de acero inoxidable de la Central Nuclear Atucha II.
- Recomendaciones para el diseño de reactores nucleares experimentales.
- Determinación de la causa de corrosión en intercambiadores de calor de la Central Nuclear Atucha I.
- Análisis de las causas de corrosión en un circuito de refrigeración en un equipo de Espectrometría de Fluorescencia por Rayos X (Sede Central).
- Causas de corrosión en pernos de motores Diesel.
- Causas de picado en un tubo de craqueo de etileno.
- Análisis metalográfico de tres filtros contruidos en acero inoxidable.
- Análisis de rotura de un fuelle de expansión en una planta de butadieno.
- Análisis de las causas de corrosión en rodamientos de una plataforma petrolífera marina.
- Recomendaciones para el uso de tubos de acero AISI 304 L con costura en la planta de ácido nítrico de Fabricaciones Militares.

- Causas de corrosión en tableros de control del RP-10.

7.2. Asesoramientos y Servicios de Propiedades Mecánicas

S. Lorenzo, A. Marxsen y A. Pochettino

- Análisis del comportamiento en H_2S de juntas del tipo tejido espiralado (spiral wound), del acero inoxidable 304 y amianto teflonado. Planta Experimental Agua Pesada.

- Posibilidad de utilización de tubos con costura en el intercambiador E112. Enfriador Planta de Acido Nítrico D.G.F.M.-SATI.

- Realización de aproximadamente 75 ensayos de tracción de tubos de Zry-4 para CONUAR. De estos ensayos, 35 fueron realizados a 400 °C (tiempo necesario para cada ensayo: 3 horas).

7.3. Programa de Vigilancia de Aceros de Rec. de Presión (PV del R.P.)

M. Mondino, D. Jinchuk, E. Guillaume y D. Di Bella

- Asesoramiento a C.N. Atucha I en lo referido al PV del R.P. Extracción de cápsulas-Transporte al C.A.E.

- Propuesta del PV de C.N.A.II a ENACE y DCN. Discusión con KWU y ENACE, problemas de blindaje para asimilar aspectos neutrónicos y factores de adelanto.

- Redacción del Manual de Garantía de Calidad del P.7. Calificación de Operaciones e Instrumental.

- Adaptación Facilidades para celdas calientes: 1) cortadora; 2) contenedoras.

7.4. Diferencias en el comportamiento de Zircaloy-2 y Zircaloy-4 frente al hidrógeno

E. Zuzek

Motivado por consultas de la Dirección de Centrales Nucleares fue realizado un primer estudio comparativo del comportamiento de las dos aleaciones del epígrafe frente al hidrógeno que es producido durante la operación de reactores nucleares refrigerados por agua pesada, a los fines de la evaluación de la posibilidad de un posible reemplazo, en ciertos casos, de la primera de aquella por la segunda.

A tales efectos se efectuó una comparación de la tensión de fluencia a deformación de 0,2 %, tensión a rotura y elongación a rotura en función del contenido de hidrógeno promedio (solubilidad sólida e hidruros), correspondientes a las dos aleaciones.

Ello mostró que, además de la composición química diferente (que condiciona "Prima Facie") el grado de absorción de hidrógeno en función del tiempo de residencia en el reactor de esos materiales, debe tomarse en cuenta otros factores, relacionados con la historia de fabricación de esos elementos y con los parámetros de irradiación propios de cada uno de los reactores nucleares en consideración. Sin embargo, y a modo de una primera aproximación, puede sostenerse que el Zircaloy libre de níquel muestra en promedio un tiempo de residencia mayor en el reactor, en términos del tiempo necesario para la aparición de los primeros síntomas del daño por hidrógeno incorporado a partir del refrigerante primario.

7.5. Asesoramientos en General

- Análisis de fisuras en campanas de recocido. Informe N° 10/85.

P. Alvarez

- Tratamiento químico del agua, dosaje del cloro y problemas relacionados con corrosión microbiológica. Central Nuclear de Embalse.

E. Rodríguez

- Caracterización y especificación de materiales y procesos de fabricación de componentes de tren de aterrizaje.

N. Badino

- Falla en una válvula de escape para tecnología antidesgaste.

C. Andreone

- Participación en evaluación de materiales en los circuitos primarios de la Central Nuclear Embalse. Simulación en autoclaves paralelas.

E. Pasqualini

- Determinación de periodicidad de inspección por ensayos no destructivos en la Central Nuclear Atucha II. Informe Técnico Dto. Materiales Marzo, 1985.

A.F. Iorio y J.C. Crespi

- Análisis de falla de motor Diesel de 800 CV. Rotura de Pistón. Informe Técnico SATI N° 41/85.

A.F. Iorio y J.C. Crespi

- Análisis de falla de boquillas de intercambiador de calor del Circuito Experimental de Alta Presión. Informe Técnico SATI N° 43/85.

A.F. Iorio y J.C. Crespi

- Análisis de fallas en juntas de expansión. Informe Técnico SATI N° 81/85.

A.F. Iorio y J.C. Crespi

- Falla de palieres de camiones Urales. Informe Técnico SATI N° 97/85.

N. Badino, A.F. Iorio y J.C. Crespi

AÑO 1986

7.6. Asesoramientos en Corrosión

C.J. Semino

Se respondieron a las siguientes consultas:

- Evaluación complementaria de las causas de corrosión de tableros eléctricos en el Centro Atómico Perú.
- Evaluación de fallas en la fabricación de barras con pellets de Co-59 (S. Balart, R. Tendler, C.J. Semino). (Solicitado por la Dirección Centrales Nucleares).
- Finalización de la evaluación de inhibidores de corrosión para la C.N. Atucha I. (R. Haddad, M. García, C.J. Semino).
- Asesoramiento sobre ensayos de corrosión bajo tensión de aceros inoxidables en ácido nítrico. (Solicitado por Dto. Ingeniería de Plantas Químicas, CAE).
- Asesoramiento sobre inhibidores de corrosión (ECA). (Ingresada por el Dto. SATI).
- Asesoramiento sobre causas de corrosión en roscas de tuberías y válvulas (Siderca, ingresada por el Dto. SATI).
- Asesoramiento sobre especificaciones técnicas a cumplir en una licitación para la reparación de un puente metálico. (Municipalidad de la Ciudad de Buenos Aires, ingresada por el SATI).
- Corrosión en intercambiadores y condensadores de circuitos químicos. (C.J. Semino, M. García). (Petroquímica Río III, ingresada por el Dto. SATI).
- Evaluación de ensayos de corrosión en ácido nítrico de titanio. (Solicitado por el Dto. Ingeniería de Plantas Químicas, CAE).

- Informe sobre el estudio y acondicionamiento para el almacenamiento transitorio de los elementos combustibles del RU-1. (C.J. Semino, E.J. Petraitis). (Solicitado por la CNEA del Uruguay).

- Análisis de problemas de corrosión en cañerías de una planta metalúrgica (A. Keitelman). (Siderca, ingresada por el Dto. SATI).

7.7. Informe sobre posibles problemas de comportamiento de los elementos combustibles del reactor CAREM asociados con la química interna.

R. Haddad y J.L. Spino

Documento solicitado por el Ing. R.O. Cirimello, julio de 1986.

A pedido de la Gcia. Desarrollo se efectuó una evaluación de la susceptibilidad de falla de los elementos combustibles del reactor CAREM como consecuencia de problemas derivados de la interacción pellet-vaina (PCI). La ocurrencia de este tipo de fenómeno sería bastante factible si se tiene en cuenta el diseño del reactor, concebido para efectuar seguimientos de carga diarios con alto quemado del combustible. Sin embargo, cuando se corre el código de simulación BACO introduciendo los parámetros correspondientes al caso particular estudiado, se encuentra que la tensión tangencial máxima esperable en la cara interna de los tubos de Zry - aún considerando efectos concentradores en las interfases pastilla/pastilla - no supera los valores umbrales que - según la escasa literatura disponible - son necesarios para activar mecanismos de fisuración por corrosión bajo tensiones (CBT). En este análisis no se tienen en cuenta efectos singulares derivados de situaciones anómalas, como ser, insuficiencia en el secado de los pellets, defectos en los mismos que puedan dar lugar a concentraciones de tensión muy grandes, contaminaciones que puedan generar hidrógeno, defectos en la vaina suficientemente grandes como para servir de iniciadores, situaciones sobreexigidas a las que se llegaría por errores en la operación o accidentes, etc. Estas eventualidades sólo podrían ser evaluadas realizando experiencias reales de irradiación. Un punto no del todo evaluado en la literatura y tampoco cubierto por la experiencia en el laboratorio se refiere al efecto del ciclado en la CBT, por

lo que se sugiere el trazado de una línea corta de investigación en el tema. En general se concluye que no existe necesidad actual de prever la implementación de remedios específicos de PCI, aunque se sugiere realizar un nuevo estudio luego de completar etapas ulteriores en el desarrollo, para evaluar el comportamiento en base a datos experimentales obtenidos en experiencias de irradiación.

7.8. Algunos conceptos sobre almacenamiento de elementos combustibles irradiados

M.C. Geldstein, J.L. Spino y R.E. Haddad

ECn 18/86, julio 1986

Una importante etapa del ciclo de combustible, previa al tratamiento final de elementos combustibles (EC) quemados, la constituye el almacenamiento interino de los mismos. Existen dos tipos de tecnologías de almacenamiento: húmedo y seco; mientras existe abundante experiencia acumulada sobre el primer tipo, la atención actual está dirigida al almacenamiento en seco (dry-storage). Se presentan algunos conceptos sobre este tipo de almacenamiento y se analiza - desde el punto de vista de los materiales (Zry-4 y UO_2) - los aspectos técnicos involucrados.

7.9. Comentarios sobre el informe de trabajo N° 85/ 86 de la C.N.A.I del 22-08-86

R. Haddad

DM-161 - Solicitado por C.N.A.I, noviembre 1986.

A requerimientos de la C.N.A.I se emite opinión sobre un fenómeno de manchado de las paredes interiores de un canal de combustible, evidenciado por fotografías tomadas in situ mediante cámaras de TV. Teniendo en cuenta el hecho de que se había producido falla de EC en dicho canal se estimó como probable que dichas manchas respondieran a un proceso de ataque químico producido por productos de fisión agresivos.

vos liberados debido a la falla, con las siguientes posibles consecuencias: inestabilización local del óxido, picado subsuperficial y/o hidruración localizada. Se sugiere examinar la profundidad del ataque mediante el uso de un explorador y - en caso de decidir el reemplazo de la pieza - prever la realización de un exámen postirradiación de la misma para establecer profundidad y morfología del ataque y concentración y distribución de los hidruros.

7.10. Caracterización de propiedades mecánicas en metales

A. Marxsen, G. Lorenzo (Becario PMIDM), M.A. Muñoz y A. Poche-
ttino

- Programa "Caracterización propiedades plásticas en caliente de tubos de Zry-4", en desarrollo para CONUAR S.A., a partir de noviembre de 1986. Duración 18 meses.

El mismo consiste en una serie de estudios sobre el efecto que introducen los distintos parámetros de los ensayos mecánicos en caliente (temperatura, velocidad de deformación, geometría de probetas, etc.) sobre la respuesta mecánica de los tubos de Zry-4.

Complementariamente se realizan los ensayos de recepción a una temperatura de 400 °C de los tubos que FAESA provee a CONUAR S.A. Durante el año 1986 se realizaron aproximadamente unos 70 ensayos de control.

7.11. Asesoramiento en selección y procesamiento de materiales

N. Badino

Continuando con este servicio que se viene prestando desde 1982, durante 1985 y 1986 se atendieron consultas sobre los siguientes temas:

- Tratamientos térmicos aplicables a aceros inoxidables y aleaciones de Zr para envainado de Co.

- Tratamientos térmicos y mecánicos en aleaciones Incoloy e Inconel.
- Caracterización y tratamientos de polvos de CW para fabricación de herramientas.
- Análisis de condiciones de mecanizado en aleaciones de Al y en aceros.
- Tratamientos termomecánicos aplicables a Ni y sus aleaciones.
- Especificaciones para reemplazos de aceros importados por materiales nacionales.
- Tratamientos térmicos en aleaciones ferrosas. Aplicaciones según necesidades de fabricación o requerimientos de servicio.

7.12. Criterios para la selección de aceros en el reemplazo de materiales de caños y recipientes de la Planta Experimental de Agua Pesada

E.R. de Schiapparelli, C. Semino, N. Badino, C. Andreone y R. Versaci

Se aconseja un acero del tipo de "aceros especiales" de bajo contenido inclusionario. El contenido de oxígeno deberá estar entre 15 hasta 20 gr/Tn máximo. Las inclusiones deberán tener forma esférica y no tener un diámetro mayor de 4 μ m. No debe aceptarse un material que presente clusters de alúmina o inclusiones del tipo de calcio aluminatos. En cuanto a las propiedades mecánicas deberá tener alta soldabilidad, temperatura de transición baja, altos valores de fluencia y resistencia.

En el país, la producción de aceros especiales con alta tecnología es reciente. ZAPLA y ACINDAR han comenzado a producir estos tipos de materiales. SIDERCA tiene previsto incorporar revestimiento tipo básico y en mediano plazo lograr las exigencias antes citadas.

El material que se compre ya sea en el país o en el extranjero deberá ser examinado cuidadosamente para tener la seguridad que presenta el nivel de calidad requerido.

7.13. Asesoramientos en fatiga y fractura

- Comparación del comportamiento de los tubos de calandria de la Central Nuclear Embalse (CNEA) y Central Nuclear Pickering 1-4 (AECL). Informe Técnico Dto. Materiales, marzo 1986.

A.F. Iorio y J.C. Crespi

- Análisis y prevención de fallas en tubos de latón almirantazgo de intercambiadores de calor. Informe Técnico Dto. Materiales, junio 1986.

A.F. Iorio y J.C. Crespi

- Análisis de falla de una boquilla perteneciente al sistema de recambio de combustible de CNA-1. Informe Técnico Dto. Materiales, julio 1986.

A.F. Iorio, J.C. Crespi y M. Ipohorski

- Propiedades fractomecánicas de material de componente solformado tipo ASTM A533 Grado B Clase 1. Informe Técnico Gcia. Desarrollo, septiembre 1986.

Hameedullah (Becario OIEA, Pakistan), A.F. Iorio y J.C. Crespi

- Análisis de falla de culata de mortero de 120 mm. Informe Técnico Dto. Materiales, diciembre 1986.

J.C. Crespi y A.F. Iorio

- Análisis de falla de una carcasa de cremallera de dirección de automóvil Peugeot 505. Informe Técnico SATI N° 44/86.

J.C. Crespi, A.F. Iorio, J. Scopelliti, D. Batistoni, M. Botbol, R. Monteri, M. Ipohorski y S. Tanis.

8. SERVICIOS

8.1. ELECTRONICA

T. Palacios, D.A. Saulino, L. Maragno

En el período 85-86 se efectuaron 150 trabajos de mantenimiento correctivo y preventivo de diversos instrumentos del Departamento Materiales. Entre los trabajos pueden citarse:

- Puesta en marcha de un sistema de adquisición de datos y control tipo DAS 500 controlado desde una computadora tipo IBM mod. PC.
- Desarrollo y puesta a punto de programas de toma de datos y corrección de resultados relacionados con la microsonda electrónica MS-46.
- Reparación y calibración de la máquina de fatiga MTS.
- Instalación y puesta a punto de plaquetas de extensión para el sistema IBM-PC (por ejemplo plaqueta de salidas múltiples y extensión RAM mod. QUADRANT III).
- Diseño de una interfase de control de Step-Motors controlada desde el sistema Keithley DAS 500, para efectuar la automatización del espectrómetro luminoso tipo K. Zeiss.
- Desarrollo de programas en lenguaje Advance Basic, para la adquisición y salida gráfica de espectros provenientes de fuentes luminosas.
- Interconexión, vía cable, del difractómetro de rayos X con el sistema de adquisición de datos. Desarrollo de software de toma de datos y cálculo de áreas.

8.2. CARACTERIZACION DE MATERIALES

A. Pochettino y A. Marxsen

En el período 1985-86 se realizaron aproximadamente 400 ensa-

yos de caracterización de materiales: termofluencia, compresión y tracción (existiendo una alta demanda de este tipo de ensayos a temperatura). Los trabajos fueron requeridos en parte internamente por nuestro Departamento y en parte realizados para otros sectores de la Gerencia (INEND, Combustibles Nucleares, C.N. Embalse) o bien demandados vía SATI o ATAT por Laboratorios Bauer, Aceros Cartellone S.A. PPFAE, INVAP, ENACE, SOMISA, etc.

8.3. MICROANALISIS

T. Palacios, G. Vigna, R. González

Durante este período se han realizado 105 servicios de microanálisis con la Microsonda Electrónica CAMECA MS-46, de los cuales, el 77 % fueron para diferentes grupos de investigación, desarrollo y producción de la CNEA, el 10 % para la industria nacional a través del Servicio de Asistencia Técnica a la Industria (S.A.T.I.) y un 13 % para otros institutos de investigación como el caso de CITEFA, Fac. de Ingeniería, Fac. de Odontología de la UNBA, Fac. de Ciencias Naturales de la UN La Plata, Fac. de Ingeniería de la UN Mar del Plata.

Entre los trabajos más relevantes se pueden mencionar:

- Análisis de impurezas en pastillas de UO_2 .
- Caracterización de fases en aleaciones Zr-Sn, Zr-Nb-Al, Zr-Ti, Zr-Cr-Fe, Zry-2, Zry-4, Fe-Pb, Ti-Pb, Co-Cr-Mo.
- Identificación de inclusiones en diferentes aceros.
- Verificación de la homogeneidad de vidrios metálicos.
- Estudios de minerales: TePb, SZn, Tapiolitas, Vesubianitas, Hedembergitas, Oro nativo.

- Análisis Cualitativo y Semicuantitativo de aleaciones magnéticas de Samario-Cobalto.
- Identificación de pinturas en pericias judiciales.

Además se llevaron a cabo tareas de mantenimiento preventivo y correctivo. Se evaluaron los aspectos técnicos de nuevos equipos para optimizar la adquisición de una microsonda electrónica nueva.

8.4. QUIMICA ANALITICA (1985-1986)

L. Quesada, J. Garibaldi, V. Goldbeck, A. Kutran y S. Palacio

El laboratorio cumplió sus tareas específicas hasta agosto de 1986.

En este período se realizó el análisis de 120 muestras que comprendieron 490 determinaciones, resultados que fueron presentados en 68 informes técnicos. El 77 % de las consultas fueron realizadas por el Departamento Materiales, otro 11 % por el Departamento INEND, un 9 % directamente por el Servicio de Asistencia Técnica a la Industria y el resto a otras dependencias de CNEA.

Las técnicas analíticas que se emplearon fueron absorción atómica, potenciometría, colorimetría, gravimetría y volumetría y análisis de C y S simultáneamente por combustión y absorciometría infrarroja.

Los materiales analizados fueron aceros al carbono, inoxidables y otros aceros especiales para herramientas.

8.5. TALLER DE MECANICA

N.J. Marccone, E. Alonso, H. Varga, A. Cincotta, C. Lucero, H. Ocaranza, F. Lamas y D.F. Zalcman

El taller de mecánica, administrado por el Departamento Materiales, realiza tareas de fresado, tornería mecánica, cepillado, rec-

tificado, soldadura autógena y eléctrica. Está equipado con dos fresadoras, tres tornos, una cepilladora, una cortadora mecánica, una cortadora sin fin y equipamiento menor.

Se realizaron distintos dispositivos para ensayos mecánicos, elementos para equipos de vacío, mordazas para fatiga y tracción, maquinado de probetas para ensayos fractomecánicos y dispositivos para el circuito de irradiación del reactor RA3 de Ezeiza.

Dentro del plan de re-equipamiento del taller mecánico, se completó el relevamiento de las necesidades más urgentes, y se adquirieron las herramientas imprescindibles para los tornos y las fresas (mechas, fresas, relojes comparadores, calibres). Actualmente se está tramitando la adquisición de una máquina dobladora de chapa de hasta 1½ mm.

8.6. METALOGRAFIA OPTICA

S. Zalcmán, B.S. Bermúdez, R.A. Castillo Guerra, T.A. Peralta
R. Montero, P.N. Nieto y F.R. Segovia

Durante 1985-86 se realizaron en el laboratorio de Metalografía Optica más de 450 metalografías de distintas características de las cuales 50 corresponden a solicitudes del Servicio de Asistencia Técnica a la Industria (SATI). El total de micrografías obtenidas fue superior a 2000, con más de 5000 copias positivas. Además de los trabajos mencionados, se han tomado más de 200 macrografías de distintas muestras y componentes, con unas 300 ampliaciones de las mismas.

Se han realizado preparados metalográficos de tubos de Zircaloy, tapones de vainas, probetas de Zircaloy-4, aleaciones de zirconio para los proyectos FAE y PPFAE, y los grupos de investigación del Departamento que estudian aleaciones de zirconio de uso nuclear.

Para el Proyecto Agua Pesada, se han realizado trabajos de metalografía de aceros inoxidables con distintos grados de sensitización y diversos tratamientos térmicos. Se realizaron metalografías de miniplacas de aluminuros y siliciuros de uranio y U_3O_8 para el Departamento Combustibles Nucleares. Se observaron estructuras y espesores de los respectivos núcleos y tapas.

Entre los trabajos realizados para la industria nacional a través del SATI se destacan las metalografías de muestras de aceros inoxidables y especiales para Propulsora Siderúrgica, metalografías de tubos de calderas para DREW Química, determinación de naturaleza de inclusiones para Química HOESCHT, estudio de inclusiones en aceros inoxidables para la Central Embalse, metalografías sobre caños de cobre para la Central Nuclear Atucha I. Para la empresa Liquid Carbonic se midió el tamaño de partículas de carbonato de calcio, para la Central Nuclear Atucha I se realizaron metalografías de asientos y obturadores de válvulas, para Vallejo Boidi se hicieron metalografías de tubos de caldera, para el buque ARA Almirante Brown (SENID) se hizo un estudio metalográfico del intercambiador de calor, para KICSA se hicieron metalografías de muestras de aluminio, para PROMECO se observaron punzones para compactado, para COMETARSA se hicieron metalografías de estructuras e inclusiones de distintos tipos de aceros aleados.

El personal del laboratorio cumplió comisiones de servicio a los siguientes lugares y empresas, para realizar metalografías "in situ" con técnicas de replicación :

- DALMINE, Campana, réplicas sobre el pulmón de aire de un compresor.
- DREW Química, réplicas sobre tubos de caldera
- PEAP, Arroyito, relevamiento metalográfico y medición de microdurezas de distintos equipos que componen la planta.
- GORA, S.A., Prov. Bs. As., réplicas sobre filtros de acero inoxidable de un equipo purificador.
- OEA S.A., Prov. Bs. As., réplicas sobre un separador de gases.

- LEDESMA, S.A., Jujuy, réplicas sobre tubos de caldera.
- DOMECA-GARCIA, réplicas sobre aceros HY80
- DUCILO, Berazategui, réplicas sobre domos de caldera.

Para la firma INVAP se realizaron trabajos de metalografías diversas en aceros e inoxidables, para el Centro Atómico Bariloche se colaboró en el entrenamiento de personal para realizar metalografías sobre cerámicos. Para CONUAR S.A. se realizaron metalografías y medidas de dureza sobre muestras de vainas de Zircaloy y aceros aleados. Asimismo se pusieron a punto técnicas metalográficas para la detección de fisuras en aleaciones de zirconio.

Los integrantes del laboratorio de Metalografía Óptica y del Laboratorio de Fotografía colaboraron en forma continua con los grupos de investigación y desarrollo del Departamento Materiales, Combustibles Nucleares, INEND, en la preparación de probetas, técnicas de pulido, técnicas de microscopía óptica, obtención y registro de micrografías, y prestaron asesoramiento a becarios, seminaristas y tesisistas del CONICET, CIC y IAS. Se colaboró asimismo en forma muy activa en los trabajos prácticos del V y VI Curso de Metalurgia y Tecnología de Materiales.

8.7. MICROSCOPIA ELECTRONICA DE BARRIDO

M. Ipohorski, R.A. Versaci, N.J. Marccone, I.S. Losada, F.E. Bottini

Durante el período 1985-1986 se atendieron más de 800 turnos solicitados por distintos grupos de investigación y desarrollo para realizar observaciones en el Microscopio Electrónico de Barrido Philips PSEM 500 instalado en la División Metalografía y Técnicas especiales. Se tomaron unas 8000 micrografías y se ampliaron alrededor de 10000 copias positivas.

La mayoría de los trabajos fue realizada para los grupos de investigación, desarrollo y asesoramiento del Departamento Materiales, 60 % del total del servicio brindado y el Departamento Combustibles Nucleares (40 %). Además se han realizado observaciones para el Proyecto Agua Pesada, los Proyectos FAE y PPFAE, Departamento INEND, Química de Reactores. Al igual que en períodos anteriores, alrededor de un 5 % del servicio fue dedicado a otras instituciones de investigación y desarrollo del país, y universidades.

Los trabajos más destacados fueron los siguientes:

- Observación de aceros inoxidables para el Proyecto Agua Pesada.
- Observación de aceros utilizados en la Central Atucha.
- Fractografías de alto y bajo aumento para resolución de fallas en componentes estructurales.
- Observación de estructuras de aleaciones de Zirconio, ZrTi, hidruros de Mg.
- Caracterización de polvos de U_3O_8 , AUC, UO_2 , ADU.
- Observaciones de aleaciones AgCd, MgZnSn, AuNi, NiCr, Incoloy 800, CoCrMo.
- Estructuras de grafito, carbón pirolítico, cerámicos dentales, alúmina, carburo de boro.
- Muestras de rocas de pozos petrolíferos, goma natural vulcanizada.
- Aleaciones de base níquel con núcleo de cobre.

Mediante el sistema EDAX de Microanálisis Dispersivo en energía, adosado al microscopio electrónico, es posible determinar los elementos presentes en una muestra en zonas cuyas dimensiones son inferiores a 1 micrón. Entre los trabajos realizados, se destaca la identificación de inclusiones en aceros, microanálisis de capas lixiviadas, análisis de precipitados de Sn en Zircaloy, identificación de aceros inoxidables, determinación de silicio en muestras de piel y ganglios.

Asimismo se ha brindado continuo asesoramiento y entrenamiento a personal de CNEA y otras instituciones, en todo lo referente a preparación de muestras para microscopía electrónica de transmisión y barrido, en la operación de los instrumentos y en la interpretación de las imágenes respectivas. Los trabajos para la industria nacional fueron efectuados por intermedio del Departamento SATI.

8.8. TALLER DE LA DIVISION TRATAMIENTOS TERMOMECANICOS

O. Carpinetta, J. Malapelle y V. Vanzulli

- Probetas y dispositivos

Se prepararon 782 probetas para ensayos Charpy, Joning y desgaste, 352 dispositivos diversos, 1 matriz, 102 trabajos de corte, viruteo y rectificación.

- Ensayos mecánicos

Se hicieron 2 ensayos de plegado, 204 de tracción, 210 de dureza, 9 de compresión, 38 de Charpy y 15 calibraciones con torquímetro.

- Laminación

Los trabajos de laminación incluyeron los siguientes materiales: INOX 304, Monel 400, 310, A 560, Fe Armco, 316 L, SAE 1090, hartelloy, Zr-Nb, Zr-Ti, Zry, Ti, Ti-Al, Al, Al-Cu, Al-Mg, Cu, CuUZn, Ag, Ag-Cu, Ni, Ni-Au, Au, Ta, Cd, FeCr, Zn-Al, Mg, Pb.

En total se trabajaron 230 muestras. Los laminados se hicieron en frío, caliente o a temperatura sub-cero.

- Tratamientos térmicos

Se hicieron 447 trabajos de cementación, templado, revenido y recocido en vacío.

8.9. TALLER DE VIDRIO

J. Papalia

El taller de vidrio mantuvo el servicio de trabajos sobre vidrio y cuarzo realizando entre los años 1985 y 1986 un total de 561 trabajos que incluyen construcción y reparación de celdas para estudios de corrosión, termos y aparatos de vidrio en base a planos, sellados en cuarzo con bajo y alto vacío en atmósfera controlada.

El detalle es el siguiente:

	Dto. Materiales	Dto. Combust.	Otros Departamentos
Sellados	110	10	47
Construcciones	181	86	35
Reparaciones	52	5	35

8.10. ANALISIS DE SUPERFICIES

S. Hild y D. Geraci

Durante 1985 y 1986 se ha realizado un servicio de análisis, por medio del espectrómetro de electrones ESCA 3 Mk II, usando las técnicas XPS y AUGER, solicitado por distintos grupos con fines de

investigación, desarrollo o producción, de la CNEA y de otros organismos del país y del exterior, con un total de 107 muestras analizadas, que se distribuyen en la siguiente forma:

- Para la CNEA (Departamentos Materiales, Combustibles Nucleares y Departamento Química de Reactores): 22,5 % del total.
- Para otros organismos oficiales (INTI, CITEFA): 38,0 % del total.
- Para Universidades Nacionales (Facultad de Ingeniería de Buenos Aires, INIFTA de la Plata, Instituto de Física de Rosario): 13,0 %.
- Para la Industria Nacional (E.C.A., OMICA), a través del Servicio de Asistencia Técnica a la Industria (SATI): 9,4 %.
- Para Universidades de Francia (Univ. de Compiegne, Univ. de París), por el Convenio de Cooperación Científica Franco-Argentino: 14,0 %.
- Para el IDIEM (Chile), a través del SATI: 2,8 %.

Algunos ejemplos de análisis que podemos citar son los siguientes:

- Se analizaron distintos tipos de óxidos de Fe, en polvos como en superficie de chapas, calculándose las concentraciones de los elementos presentes.
- Determinación de espesores de depósitos de Ag y Au, evaporados al vacío sobre vidrios y observación de la presencia de óxidos a distintas profundidades incluyendo el cálculo de concentraciones.
- Muestras de Si con N implantado, para determinar la profundidad máxima de implantación.
- Cálculo de concentraciones de N y Ti en superficie, para determinar la relación estequiométrica del nitruro de Ti.

8.11 . SECRETARIA DEL DEPARTAMENTO

Durante los años 1985 y 1986 la Secretaría del Departamento mantuvo los servicios específicos del mismo prestando al personal científico y técnico el apoyo necesario para que éstos llevaran a buen término sus trámites administrativos.

Se efectuaron entre otros:

- Expedientes de viaje al exterior, con y sin erogación para la CNEA: Comisiones de Servicio, Becas, etc.
- Expedientes de Comisiones de servicio al interior.
- Rendiciones de viajes al exterior y al interior.
- Informes de viajes al exterior y al interior, resoluciones, disposiciones. Invitaciones a expertos extranjeros.
- Partes diarios de novedades del personal del Departamento.
- Servicio de fotocopiado, entrega de correspondencia.
- Dactilografiado de informes científicos, resúmenes y otros, ya sea en castellano, inglés o francés.
- Expedientes comunes y especiales (Reservados, rendiciones de congresos, etc), planillas de horas extraordinarias, seguimientos de exped.
- Informes semestrales y anuales del Departamento, Memoria anual.
- Confección de poderes, pedidos de licencias, contratos, gestión de libre acceso, entrega de recibos y cheques de los sueldos.
- Correspondencia en general, archivo en general, asesoramientos varios y compras de elementos varios.

9. PROYECTOS

9.1. PROGRAMA DE ASISTENCIA A LA CENTRAL NUCLEAR DE EMBALSE

A.D. Keitelman (Coordinador), M. García*, S. Leiva* y C.Semino**

* hasta marzo de 1986

** a partir de marzo de 1986

Con el propósito de continuar en forma orgánica y planificada la interacción entre el Departamento y la Central Nuclear de Embalse (CNE), la Dra. De Micheli elaboró un proyecto de programa de asistencia a la central, que se concretó con la reunión efectuada en Embalse el 5 de junio de 1985. El Plan comprende:

A. El estudio y análisis de la magnitud y causas de fallas y/o problemas de corrosión que se detecten en los sistemas de CNE, durante las inspecciones a realizar en futuras paradas programadas y no programadas, como así también en períodos de operación normal.

B. Análisis y evolución de tipos de corrosión en los diferentes materiales de los sistemas de CNE, a través de las probetas colocadas en los autoclaves on-line, existentes sobre el sistema primario de transporte de calor.

C. Preparación de recomendaciones para prevenir la aparición de fallas y/o problemas de corrosión en los distintos componentes de los sistemas.

Síntesis de lo actuado:

9.1.1. Informes transferidos

- Estudio del daño producido por corrosión en las placas-tubos de los precalentadores E-101-A-B-C correspondientes al ciclo térmico del sistema secundario de la CNE. Autor: Mario E. García.

- Reemplazo de los aceros inoxidableables por aleaciones de aluminio en la construcción de bandejas para contener elementos combustibles quemados en la CNE. Autor: Carlos J. Semino.
- Consulta sobre dosaje de cloro al agua del embalse para evitar el fouling. Informe Técnico PACNE N° 1. Autor: Estela R. de Schiaparelli.
- Elección de materiales para la línea de cloro líquido. Informe Técnico PACNE N° 2. Autor: Carlos J. Semino.
- Caracterización metalúrgica de probetas provistas por AECL contrastadas con materiales estructurales retirados de la propia central. Informe Técnico PACNE N° 3. Autor: Mario E. García.
- Análisis y prevención de fallas en tubos de latón almirantazgo de un intercambiador de calor. Informe Técnico PACNE N° 4. Autores: A. F. Iorio y J.C. Crespi.
- Estudio del fenómeno de dealeado en tubos de latón almirantazgo de un intercambiador de calor. Informe Técnico PACNE N° 5. Autor: Alberto D. Keitelman.
- Consulta sobre desviaciones producidas en la construcción de unidades ajustadoras de cobalto, efectuada por el Departamento SIMEC de la Dirección de Centrales Nucleares. Informe Técnico PACNE N° 6. Autores: M.C. Geldstein (Dto. Combustibles Nucleares), L. Lanzani, P. Alvarez y A.D. Keitelman (Dto. Materiales).
- Problemas de materiales en bomba de descarga de efluentes de la CNE. Autor: Carlos J. Semino.
- Corrosión en discos de ruptura de la CNE. Informe preliminar. Autor: Carlos J. Semino.
- Criterios de selección de tubos de presión para la "in-service inspection" desde el punto de vista de la corrosión localizada. A. D. Keitelman.

9.1.2. Parada fría programada de la CNE en 1986

- Obtención de la información disponible en el archivo de la Dirección de Centrales Nucleares (Casa Guayrá) sobre algunos de los equipos más relevantes que serían inspeccionados en la parada fría de la CNE.

- Participación en la inspección de la parada fría de la CNE iniciada el 30-9-86, que motivó los informes preliminares que se detallan a continuación:

Línea de agua de circulación: Autor C. Semino.

Precalentadores: Autor C. Semino

Refrigerante de hidrógeno del alternador: Autor C. Semino

Condensadores: Autor C. Semino

Intercambiador del sistema de refrigeración de parada. Autor C. Semino.

Separador de humedad y recalentador: Autor C. Semino.

Intercambiador del moderador. Autor A. Marxsen.

Intercambiador del sistema de purificación de agua pesada del circuito primario. Autor C. Semino.

Generador de vapor . Autor C. Semino.

Se realizó la inspección simultánea con E.V. Murphy, enviado por AECL, de los siguientes equipos: intercambiador del moderador (A. Marxsen y A. Keitelman) e intercambiador del sistema de purificación de agua pesada del circuito primario (C. Semino).

9.1.3. Autoclaves on-line del circuito primario

a) Elaboración de la propuesta de carga de las autoclaves del Departamento, que involucró a las divisiones: Propiedades Mecánicas, Tratamientos Termomecánicos, Corrosión y Fenómenos de Transporte.

b) Elaboración y compatibilización con los Departamentos Química de Reactores, INEND y Combustibles Nucleares de la primera carga nacional de las autoclaves y de los ciclos de carga y descarga.

c) Caracterización metalúrgica de los materiales colocados por AECL y fabricación de probetas para la primera carga. La tarea de fabricación fue realizada por la División Tratamientos Termomecánicos y proveyó de probetas para la carga comprometidas tanto dentro como fuera del Departamento. Se produjo: Informe Técnico PACNE N°3: "Caracterización metalúrgica de probetas provistas por AECL contrastadas con materiales estructurales retirados de la propia central. Autor: Mario E. García. Informe preliminar de caracterización de Incolloy 800 y aceros A-106 B y 403.

d) Carga de las autoclaves, de acuerdo a lo planificado en CNEA, y retiro de algunas de las probetas colocadas por AECL para su estudio durante la parada fría de octubre-noviembre de 1986.

9.1.4. Participación en las actividades relacionadas con la recepción definitiva de la Central Nuclear Embalse

A pedido de la comisión designada por el Presidente de la CNEA para realizar la recepción definitiva de CNE en diciembre de 1985, se elaboraron informes técnicos solicitados por la misma. Las órdenes de servicio dirigidas a la parte ítalo-canadiense, motivadas por dichos informes, derivaron en reuniones de discusión con AECL-ITALIMPIANTI donde se participó junto a la Dirección de Centrales Nucleares.

9.1.5. Participación en la 3ra. Reunión de Química de Centrales

Realizada en la CNA I el 15 y 16 de mayo de 1986, los organismos representados fueron CNA I, CNE, ENACE, Dirección de Centrales Nucleares y Depto. Química de Reactores, además del Depto. Materiales, quién lo hizo por primera vez, por invitación de la CNE.

9.2. PROYECTO MULTINACIONAL DE INVESTIGACION Y DESARROLLO EN MATERIALES

Director Coordinador: Dr. Eduardo J. Savino

Responsable Ejecutivo: Luis Quesada

En abril de 1967, los Jefes de Estados Americanos se reunieron en Punta del Este, Uruguay, y suscribieron la "Declaración de los Presidentes de América", proclamando la decisión de impulsar decisivamente la educación en función del desarrollo, y de poner la ciencia y la tecnología al servicio de los pueblos americanos.

Con la finalidad de dar cumplimiento a las expresiones de los presidentes, se estableció el Programa Regional de Desarrollo Científico y Tecnológico de OEA. En este programa se inscriben los Proyectos Multinacionales en el área de Metalurgia.

En 1969 se originó el Proyecto Multinacional de Metalurgia (1970-1979). El Proyecto Multinacional de Tecnología de Materiales (1980-1985) fue el continuador de aquél.

Actualmente se encuentra en ejecución el Proyecto Multinacional de Investigación y Desarrollo en Materiales (1986-1987), que al igual que los anteriores, tiene su sede en el Departamento Materiales de la Comisión Nacional de Energía Atómica Argentina.

Este proyecto aún desde el punto de vista de su financiación los fondos propios de la contraparte local con los fondos de OEA y el aporte de otros organismos nacionales e internacionales (Consejo Nacional de Investigaciones Científicas y Técnicas, International Centre for Theoretical Physics-Trieste).

Los objetivos del Proyecto están centrados principalmente en la generación de una capacidad científico-técnica en el área de Investigación y Desarrollo y la Tecnología de Materiales, focalizándose en áreas inmediatas y mediatas de interés para el continente. Su objeti-

vo específico se centra en el desarrollo del conocimiento, formación de recursos humanos y capacidad de Investigación y Desarrollo en Metalurgia y Tecnología de Materiales. En cuanto a temas específicos se cubre en este Proyecto el estudio de metales de interés regional en forma integrada desde su provisión (coordinada con el Proyecto de Metalurgia Extractiva de Minerales Polimetálicos) hasta su procesamiento y comportamiento en servicio. Se tiende, desde el punto de vista regional, al reemplazo de importaciones de alta tecnología con el consiguiente ahorro de divisas. En cuanto a nuevas líneas de investigación y desarrollo debemos destacar aquellas tendientes a un estudio integral de las propiedades de la superficie de metales y su modificación frente a la corrosión, fricción y desgaste de extrema importancia industrial y el desarrollo de materiales con memoria de aplicación para producción energética.

El Proyecto interacciona en el área latinoamericana con el Programa Regional de Ensayos no Destructivos de Naciones Unidas, colabora con la Sociedad Argentina de Metales y la industria regional en sus actividades de acuerdo entre las partes.

Se han iniciado tareas de investigación y desarrollo en el área de Materiales No Metálicos, planeándose la incorporación de temas en materiales cerámicos, polímeros y compuestos en el VII Curso de Metalurgia y Tecnología de Materiales.

9.3. PROYECTO MATERIALES FERROSOS

Coordinador R. Versaci

Se está realizando una serie de trabajos de deformación en caliente con distintas empresas metalúrgicas. Estos trabajos son realizados en el marco del convenio IAS-CNEA, seguidamente se detallan los mismos.

- "Caracterización de las propiedades en caliente de aceros para la fabricación de tubos". J. Ruzzante, N. Badino, C. Andreone, G. Carfi
Duración 24 meses, empresa Siderca S.A.

- "Laminación en caliente de aceros inoxidable austeníticos"
Duración 12 meses, empresa Acindar S.A., J. Ruzzante, G. Carfi

- "Características de aceros de media y alta aleación"
Duración 10 meses, empresa AHZ, J. Ruzzante y G. Carfi

- "Estudio de las características de la deformación en caliente de aceros conteniendo Pb"
Duración 12 meses, empresa Acindar S.A., J. Ruzzante y G. Carfi

9.4. COMITE DE ASISTENCIA TECNICA A TERCEROS (ATAT)

Tiene como objetivo el de asesorar al Jefe del Departamento en lo concerniente a los Desarrollos y Servicios que se prestan a otros sectores de la casa y externos a ella.

Fue creado en abril de 1985 y está formado por el Ing. Iorio, el Ing. Morando, el Dr. Semino, el Ing. Badino, el Téc. Zalcman y el Ing. Palacios. El responsable del Comité es el Ing. T. Palacios y el alterno es el Ing. N. Badino. Los responsables se rotan anualmente.

Las funciones del Comité son:

- Recepcionar, evaluar, coordinar y supervisar los trabajos solicitados.
- Analizar, aprobar y elevar los informes correspondientes.
- Llevar el control de gestión en lo referente a personal interveniente, horas hombre insumidas, técnicas empleadas, insumo, etc.
- Elevar una Memoria Anual.
- Recibir el aporte de los trabajos realizados y distribuirlos.
- Impulsar la interacción multidisciplinaria para la mejor realización de los trabajos.
- Propiciar la intervención del personal del Departamento en la resolución de problemas integrales sobre materiales antes que respuestas puntuales que a veces se reducen a simples servicios.

9.5 OTROS PROYECTOS Y CONVENIOS

9.5.1 PROGRAMA LATINOAMERICANO DE LUCHA CONTRA LA CORROSION, OEA-CNEA J.R. Galvele

Se aprobó su iniciación para 1986. Participan investigadores de CNEA, INIFTA, CIDEPINT e INTEMA.

9.5.2. CONVENIO ARGENTINO-ALEMAN

M.G. Alvarez

-Propiedades Mecánicas de aleaciones de Zr: Cancelado por la contraparte.

-Defectos cristalinos: Se redactó nuevo proyecto para 1986.

-Comportamiento en interfases $\text{UO}_2/\text{Zry-4}$, Vapor/Zry bajo oxidación. Se recibió equipamiento y se realizaron intercambios.

-Fractura por Corrosión bajo tensión: interrumpido.

-Corrosión bajo tensión a alta presión y temperatura: Se recibieron equipos y se concluyó la estadía de la Dra. Graciela M. Alvarez en Alemania.

-Análisis estructural de elementos combustibles: Se concluyó en este período. Se redactó nuevo proyecto: Comportamiento de Elementos Combustibles bajo Transientes y Accidentes.

-Visita durante una semana del Dr. N. Wieling, Jefe del laboratorio de Corrosión y desgaste de KWU, en noviembre de 1986. Dió una serie de conferencias sobre los trabajos en desarrollo en su laboratorio y se discutieron las bases de un nuevo convenio.

9.5.3. PROYECTO DE COLABORACION FRANCO-ARGENTINO

Las actividades de colaboración franco-argentina se llevan a cabo desde 1971. En este encuadramiento se han realizado numerosos trabajos científicos en común, los que, a partir de lo resuelto en el 1er. Simposio Franco-Argentino sobre Ciencia de los Materiales, realizado el año pasado, se han agrupado en:

-Metalurgia Mecánica y Estructural

-Superficies/Difusión/Defectos/Corrosión

La finalidad del plan de tareas es la continuación de las actividades desarrolladas en forma común y de acuerdo a lo resuelto en dicha reunión, una progresiva apertura de nuevas líneas, en las cuales participan profesionales de CNEA y también de otras instituciones como el CONICET, CIC, Universidad Nacional de Rosario, etc. con las cuales existen convenios de cooperación científica.

Los responsables del proyecto son:

-Dr. Eduardo J. Savino, Jefe Departamento Materiales, CNEA, Argentina.

-Dr. Richard Penelle, Director de Investigaciones, CNRS, UPS, Orsay, Francia.

Durante el período 1971-1986 se han realizado:

-Intercambio de investigadores .

-Estadías de larga duración de profesionales argentinos en laboratorios franceses que dieron lugar a tesis doctorales; (Dres. E. A. García, J. Ovejero García, A. Pochettino, G. Vigna, entre otros) y recientemente a la estadía de postgrado de un investigador francés en Argentina (Dra. A. Aubry).

-La realización de numerosas publicaciones en común en revistas y Proceedings de Congresos Internacionales.

-La realización en la ciudad de Mar del Plata, entre el 29-9-86 y el 3-10-86, del 1er. Simposio Franco-Argentino sobre Ciencia de Materiales, el cual reunió a aproximadamente ochenta investigadores de dicha disciplina, doce de ellos franceses y media docena del ámbito latinoamericano (Brasil y Chile). Su objetivo fue realizar un balance de las actividades de cooperación desarrolladas a partir de 1983 entre el Departamento Materiales de CNEA y laboratorios pertenecientes a la Universidad de Paris XI (Orsay) y de Tecnología de Compiègne, como así también generar un foro de discusión de trabajos e ideas que puedan originar nuevos lazos de cooperación bi-nacionales.

Apertura de nuevas líneas

a) A partir del otorgamiento de una beca de larga duración al Dr. R. Carranza (Dpto. Materiales, CNEA) a partir de noviembre de 1987 para que realice trabajos junto al Dr. Kedan (U.P. VII) y al Dr. Beranger (UTC) se espera en un plazo de 2-3 años abrir líneas de cooperación en el área Corrosión.

b) En 1988 se espera integrar un tema de trabajo en común entre el equipo de la Dra. Delia Arias y el Dr. J. Debuigne (INSA-Rennes) sobre "Transformaciones de fases en materiales de estructura hexagonal" En 1989 se contempla iniciar interacciones sobre temas de Daño por Radiación entre los Dres. H. González (Dpto. Materiales) e Y. Queré (Inst. Polytechnique , Palaiseau)

9. 6. CELDAS CALIENTES

M. Mondino

-El 25-1-84 se firmó convenio con INVAP para la construcción de Celdas Calientes en la zona contigua al LPR en el Centro Atómico Ezeiza.

-El rol del grupo fue colaborar con el Grupo de Diseño y equipar las celdas.

-Se ha trabajado con el Diseño y adaptación del instrumental para los distintos puestos de trabajo.

-Está terminado y operando el Mock-Up para ensayos.

-En septiembre de 1985 se pasó a las Divisiones del Departamento un Manual descriptivo de las celdas calientes.

9.7. PROYECTO MATERIALES CANAL COMBUSTIBLE

Ante la solicitud de la Dirección de Centrales Nucleares (DCN) se constituyó un grupo de tareas a fin de asesorar sobre la eventual implicancia del accidente ocurrido el 3 de agosto de 1983 en el canal G 16 de la Central Nuclear de Pickering 2, sobre el comportamiento de nuestros canales combustibles CNE.

En octubre de 1984 se presenta ante la DCN y el Consejo Asesor para el Licenciamiento de Centrales Nucleares (CALIN) y personal técnico delegado por Atomic Energy of Canada Limited (AECL) el informe "Propiedades y Procesos de Zry-2 y Zr-2,5 % Nb en Tubos de Presión", preparado por el grupo de tareas mencionado. El informe fue publicado como CNEA-NT 15/85.

En el período octubre 1984-febrero 1986 se interaccionó activamente con la Gerencia de Ingeniería de la DCN y personal técnico de AECL en la discusión del tema integridad del canal combustible de CNE. Este asesoramiento se hallaba vinculado a la recepción definitiva de la CNE. Asimismo, el Jefe del Departamento integró una misión al Canadá relativa a esa recepción.

En el Departamento Materiales se continúa la tarea técnica vinculada a la integridad de Canal Combustible en dos sectores:

- 1) El grupo Teoría de Defectos y Mecánica del Continuo desarrolla modelos y códigos de cálculo para evaluar el comportamiento en servicio de canales combustibles. Estos códigos de cálculo han permitido evaluar la deformación en los 8 canales combustibles en los que se midió la posición de los separadores, y predecir el momento de contacto tubo de presión-tubo de calandria.
- 2) El grupo Fatiga y Fractura estudia el Análisis de Riesgo y consecuencia de ruptura inestable de tubos de presión del sistema CANDU. Han concluido los ensayos fractomecánicos sobre pequeñas probetas a temperatura ambiente en material con similares propiedades mecánicas (SAE 1020) y se comenzarán los ensayos a alta temperatura (300°C). Ajustada esta metodología de ensayo se utilizarán probetas de Zr-2,5 % Nb.

En el circuito experimental de alta presión del CAE se han iniciado las tareas de prefisuración de tubos de presión a temperatura ambiente (SAE 1020).

Este proyecto recibe parcial financiamiento por parte de la Organización Internacional de Energía Atómica (OIEA).

10. NORMALIZACION, CONTROL DE CALIDAD Y CALIFICACION
DE LABORATORIOS

10.1. NORMALIZACION

N.Badino, C. Andreone y R. Versaci

Participación en la elaboración y/o revisión de las siguientes normas y métodos:

- Hojas características de aceros para herramientas (IAS).
- IRAM-IAS U 500-04
Chapas de acero al carbono laminados en caliente. Uso general y embutido.
- IRAM-IAS U 500-05
Chapas de acero al carbono laminados en frío. Uso general y embutido.
- IRAM-IAS U 500-140
Acero moldeado austenítico al manganeso.
- IRAM-IAS U-500-147
Método de ensayo de tracción de productos planos en la dirección del espesor.
- IRAM-IAS U 500-102
Método de ensayo de tracción de productos de acero.
- IRAM-IAS U 500-148
Acero moldeado de alta resistencia para usos generales.
- IRAM-IAS U 500-20
Chapas y flejes de acero de espesor no menor de 0.5 mm pero menor de 3 mm. Métodos de ensayos de tracción.
- IRAM-IAS U 500-756
Alambres de acero. Métodos de ensayo de tracción.

- IRAM-IAS U 500-2608
Caños y tubos de acero. Cables de acero. Métodos de ensayos de tracción.
- IRAM-IAS U 500-600
Aceros para construcciones mecánicas. Designación según su composición química.
- Tratamientos térmicos en aleaciones de Al.
N. Badino
- Caracterización y tratamientos térmicos de aleaciones de Ni-Fe para aplicaciones magnéticas.
N. Badino
- Caracterización y especificación de materiales de válvulas de termotanques.
N. Badino
- Asesoramiento para la construcción y/o equipamiento de hornos de producción.
- Pulvimetalurgia.
- Tratamientos térmicos en álabes de turbinas.
- Análisis de aleación de aluminio de pistones de motores industriales.
- Caracterización de materiales (aceros inoxidable, aleaciones de Cu) para construcción de cuchillas.
N. Badino
- Tratamientos de cementación gaseosa.
N. Badino

10.2. REPRESENTANTE EN LA COMISION DE EVALUACION DE LABORATORIOS
QUE ESTUDIA LAS NORMAS IRAM 300, 301 y 302
T. Palacios

10.3. GARANTIA DE CALIDAD EN LABORATORIOS
H.J. Koll* y T. Palacios
* Departamento Garantía de Calidad, Gerencia Desarrollo

Se ha encarado la implementación de un sistema de garantía de calidad en laboratorios de investigación y desarrollo que deben proporcionar servicios de su especialidad a requerimientos de sectores de producción insertos en el plan nuclear.

A tal fin se ha comenzado con el estudio de antecedentes extranjeros, especialmente en instituciones de larga tradición científica y tecnológica.

Se continuó con la aplicación de los procedimientos de calificación de laboratorios a casos específicos.

11. PUBLICACIONES

Año 1985

"The mechanical properties of magnesium irradiated by fast neutrons at 77 K".

H.C. González y C.J. Iriart

Philosophical Magazine A 52 (1985) p. 243.

"Neutron irradiation growth device and high temperature loop in the RA 1".

A.M. Fortis, E. Mezzabolta y H.C. González

Nuclear Instruments and Methods in Physics Research 239 (1985), 592.

"Stress corrosion cracking of austenitic stainless steel in HCl + NaCl solutions at room temperature".

I.A. Maier, C. Manfredi y J.R. Galvele

Corrosion Science 25(1985) p.15.

"Discussion of Mathematical model for the unidirectional solidification of metals: I. Cooled molds".

R.A. Clemente y E.E. Vicente

Metallurgical Transactions B 16(1985)p. 406.

"Resolución numérica de un problema de Stephan: Solidificación unidireccional de metales puros".

E.A. Moyano, D.E. Balzaretto y E.E. Vicente

CNEA-NT 5/85, PMTM/I-10 (1985).

"Estudio mineralógico de porcelanas dentales"

M.M. Barreiro, O. Riesgo y E.E. Vicente

CNEA-NT 8/85 (1985).

"Modelo numérico para la solidificación de esferas metálicas obtenidas por automatización"

E.E. Vicente

Actas del I Congreso Argentino de Mecánica Computacional y VI Congreso Latinoamericano de Métodos Computacionales en Ingeniería. Paraná,

15-18 de octubre de 1985, Mecánica Computacional, S.R. Idelsohn Comp. Eudeba (1985) p. 371-384.

"Modelling thermal, mechanical and gas release response of fuel elements subjected to water reactor steady-state and transient conditions: A computer code evaluation".

T. Preueser, S. Harriague y E.J. Savino
Res. Mechanica 16 (1985), 193.

"Micro-macro structural mechanical behaviour of anisotropic zirconium alloy under irradiation".

E.J. Savino y S. Harriague
ASTM-STP 870 Vol II, p.667 (1985)

"Some comments to the Monkman-Grant and the modifies Monkman-Grant relationship"

F. Povolo
Journal of Materials Science 20 (1985) 2005.

"Scaling relationship Science in a constitutive equation with one structure variable"

F. Povolo
Journal of Materials Science Letters 4(1985) 619.

"Hysteresis effects on the high-temperature internal friction of polycrystalline Zr".

F. Povolo y B.J. Molinas
Journal of Materials Science 20 (1985) 3649.

"On the interpretation of creep and stress-relaxation data"

F. Povolo
Proc. 7th. ICSMA: Strength of Metals and Alloys. Editado por H. Mc Queen, J. Bailon, J. Dickson, J. Jonas y M. Akben. Pergamon Press. Toronto (1985) Vol I, p.33.

"On the velocity of jogged screw-dislocations".

F. Povolo y A. Marzocca

Idem anterior, p. 33.

"Poisson ratio of metals and alloys".

F. Povolo y R. Bolmaro

Idem anterior, p. 287.

"Propiedades Mecánicas"

H.C. González y A. Pochettino

CNEA AC 9/85(1985).

"Difusión en interfases. Sistema Zr-Nb. Primera Parte".

R. Piotrkowski y F. Dymont

CNEA-NT 2/85 (1985).

"Hydrogen microprint technique in the study of hydrogen in steels".

J. Ovejero García

Journal of Materials Science 20 (1985) 2623.

"The influence of heat treatment and cold rolling on hydrogen embrittlement of a low carbon steel".

G. Merlone, A. Funes y J. Ovejero García

Memoires et Etudes Scientifiques de la Revue de Métallurgie 82 (1985) 337.

"Endurecimiento superficial por maquinado".

P. Alvarez, A. Hey, R. Versaci y J. Antiquera

CNEA-NT 6/85 (1985).

"Tratamientos térmicos de los aceros".

N. Badino

CNEA-AC 67/85 (1985).

"Propiedades y procesos de Zry-2, Zr 2.5% Nb en tubos de presión"

J.C. Crespi, S.M. de De Micheli, S. Harriague, A.F. Iorio, M. Iporhski, L. Lanzani, C. Rodríguez, E.J. Savino, S. Terlisky y E. Zuzek.

CNEA-NT 15/85 (1985).

"Aceros"

C.Andreone, J. Ruzzante, S. Murut, R. Piotrkowski, E. Iturbe, R. Versaci, P. Alvarez, E. Rodríguez, N. Badino, M. Ortiz, E. Pasqualini, y G. Carfi

CNEA-AC 67/85, PMTM/A-73 (1985).

"Actas del II Encuentro Latinoamericano de Metalurgia-Prospectiva de la Metalurgia en América. Buenos Aires, 22-26 de octubre de 1984.

Comité Organizador: E. Savino, H. Biloni y R.D. De Simone

Compilación: E.R. de Schiapparelli

CNEA-NT 14/85, PMTM C-3 (1985).

Trabajos del Departamento Materiales que figuran en dichas Actas:

"Investigación científica para el desarrollo tecnológico"

E.J. Savino

p.1.

"Mecanismo de picado y de corrosión bajo tensiones de metales y aleaciones"

J.R. Galvele

p.2.

"Investigación y desarrollo en aceros"

A.M. Hey

p.3.

"Propiedades mecánicas de metales y aleaciones"

F. Povolo

p. 80.

"Sistema Ag-Zn y ternarios asociados y aleaciones de base circonio"

D. Arias

p. 203.

"Relaciones entre interfases, precipitados y texturas".

A. Sarce

p. 213.

"Simulación computacional del proceso de refusión por electroescoria".
G. Sánchez Sarmiento y E.E. Vicente
p. 272.

"Caracterización de texturas cristalográficas en alambres trefilados de Cu".

M. Ortíz, A. Pochettino y A. Peñaloza

Actas del IV Congreso Nacional de Metalurgia, Viña del Mar, Chile, 1985.

Sociedad Chilena de Metales (1985), p.11.

"Relación entre anisotropía elástica y plástica en chapas de acero".

A. Graff, M. Ortíz y A. Pochettino

Actas del 11° Seminario de Laminación del IAS, Mar del Plata, diciembre de 1985.

IAS-CLM 011/III Vol. 3 Sec. 14 (1985).

"Comportamiento mecánico y ductilidad en caliente de aceros para la fabricación de tubos".

J.J. Burrone, H. Posdena, G. Carfi, J. Tormo, J. Ruzzante y A. Hey

Actas del 11° Seminario de Laminación del IAS, Mar del Plata, diciembre de 1985.

IAS-CLM 011/I Vol. 1 Sec.6 (1985).

"Metodología de análisis de las características de deformación en caliente de aceros".

G. Carfi, J. Ruzzante, J. Tormo y A. Hey

Actas del 11° Seminario de Laminación del IAS, Mar del Plata, diciembre 1985.

IAS-CLM 011/I Vol. 1 Sec, 5 (1985).

"Efecto del ligamento en la tenacidad a la fractura J_{IC} y curva R"

A.F. Iorio, J.C. Crespi y J.E. Peric (Becario CNEA-OEA).

CNEA-NT 46/85.

"Influencia de la microestructura sobre la termofluencia de Zry-4 a 673 K"

A. Marzocca (CIC)

Tesis de Doctorado, FCE, YN, UBA, marzo de 1985

Director: F. Povo

"Transformaciones martensíticas inducidas por deformación y la influencia del hidrógeno en un acero austenítico metaestable". Tesis de Licenciatura.

A. Pontini, Facultad de Ciencias Exactas y Naturales (UBA), presentación, marzo de 1985.

Directores: C.A. Andreone y D. Hermida

Año 1986

"Some aspects of thermal fatigue in stainless steel"

A.F. Iorio y J.C. Crespi

International Journal of Pressure Vessel and Piping 23 (1986), pp. 149-161.

"Gear failure of PHWR refuelling machine"

A.F. Iorio y J.C. Crespi

Practical Metallography 23 (1986), pp. 601-605.

"Elementos de Cristalografía". Revisión de los Capítulos II y III.

D. Hermida

CNEA-AC 21/81 (1986)

"The Fe-Zr System"

J.P. Abriata, J.C. Bolcich y D. Arias

Bulletin of Alloy Phase Diagrams 7 (1986), pp. 43-47.

"The Cr-Zr System"

D. Arias y J.P. Abriata

Bulletin of Alloy Phase Diagrams 7 (1986) pp. 237-244.

"Sn-Zr"

J.P. Abriata, J.C. Bolcich y D. Arias

En "Binary Alloy Phase Diagrams", editado por T. Massalski, A.S.M. International (1986) pp. 2087.

"Ge-Zr"

D. Arias y J.P. Abriata

En "Binary Alloy Phase Diagrams", editado por T. Massalski, A.S.M. International (1986) pp. 1264.

"Desarrollo de una lámpara de descarga luminiscente"

T. Palacios, G. Vigna, D. Saulino y R. González

Metalurgia Moderna, Vol. 2 N° 1 (1986) pp. 47-50

"The influence of radiation induced segregation on ion implantation profiles"

D. Farkas, R. Pasianot, M. Rangaswamy y E.J. Savino

Nucl. Inst. and Meth. B 16 (1986) pp. 183-186.

"Small vacancy clusters in hcp metals"

P.H. Bisio y A.M. Monti

Phys. Stat Sol. (b) 135 (1986) pp. 545.

"Texturas de recristalización en un acero estabilizado con Nb"

G. Domizzi y A. Sarce

Metalurgia Moderna Vol. 2 N° 1 (1986) pp. 9.

"The recovery of Zn after fast-neutron irradiation at low doses in liquid nitrogen"

H.C. González y C.J. Iriart (CIC)

Philosophical Magazine A 54 (1986) pp. 441.

"Enhanced surfaced mobility as the cause of stress corrosion cracking"

J.R. Galvele

J. Electrochem.Soc. 133 (1986) pp.953.

"Pitting corrosion"

J.R. Galvele

En Encyclopedia of Materials Science and Engineering

M.B. Bever ed., Pergamon Press (1986) pp.3534.

"Methyl Iodide as a promoter of the SCC of Zirconium alloys in iodine vapour"

B. Cox (AECL) y R. Haddad

J. of Nuclear Mat. 137 (1986) pp.119.

"On the initiation of cracks in Zircaloy tubes by I_2 and Cs/Cd vapours"

R. Haddad y B. Cox (AECL)

J. of Nuclear Mat. 138 (1986) pp.81.

"Uso del plomo en contenedores de residuos radiactivos de alta actividad: estudio de resistencia a la corrosión"

S.M. de De Micheli, S.B. de Wexler, R.O. Cassiba y S. Fernández

IAEA-S.M., 289/22

"New determination of the UO_2 /Zircaloy reaction kinetics and calculation of the oxygen diffusion coefficients"

P. Hoffmann (KfK,R.F.A.), H. Uetsuka (Jaeri, Tokai-mura, Japón), E.

A. García y A. Denis.

CNEA-NT 33/86

"Traitements de surface des tôles d'acier galvanisé avant mise en peinture: Influence de la nature et de la durée de traitement sur la composition superficielle et la resistance a la corrosion"

F. Champigny, E. Buscarlet, E.A. García y C. Coddet

Memoires et Etudes Scientifiques Revue de Métallurgie, Oct. 1986, pp.499.

"Fast diffusion and metallic glass formation in Zr-metal alloys"

R.H. Tendler

J. of Mat. Science 21 (1986) pp.64.

"Sustitución por Nb de elementos aleantes en el acero rápido M2"

R. Piotrkowski, J. García Rocha y R. Versaci

CNEA-NT 12/86

"Nb⁹⁵ and Ni⁶³ diffusion along the α / β interphase boundaries of a Zr 2.5 wt% Nb alloy"

R. Piotrkowski y F. Dymont

J. of Nuclear Mat. 137 (1986) pp.94-99.

"Comportamiento mecánico en caliente de aceros para la fabricación de tubos"

J.J. Burroni, H. Posdena, G. Carfi, J. Tormo, J. Ruzzante y A. Hey.

CNEA-NT 18/86

"Emisión Acústica"

M. Granovsky, J.E. Ruzzante y C. Verrastro

Revista Teleg. Electr. 876, (1986), pág. 1220.

"Prediction of tensile curves at 673 K of cold worked and stress-relieved Zircaloy-4 from creep data"

F. Povolo y A.J. Marzocca

J. of Nucl. Mater. 138 (1986) pp.277

"High temperature internal friction in polycrystalline Zircaloy-4"

F. Povolo y B.J. Molinas

J. Mater. Sci. 21(1986) pp 3539

"Effects of dynamic strain ageing on the strain-rate sensitivity parameter of α -Zirconium"

F. Povolo y G.H. Rubiolo

International Centre for Theoretical Physics, Report IC/86/334 (1986)

Proc. del I Simposio Franco-Argentino Ciencia de Materiales, Mar del Plata, octubre de 1986, CNEA-NT 29/86.

"Comentarios acerca de la temperatura de transformación en las aleaciones Zr 50 % Ti y Zr 6.5 % Sc"

D. Arias, L. Roberti y M. Ruch, pp. 277-281.

"Relación entre texturas cristalográficas y propiedades elásticas. Aplicación a la caracterización de alambres de cobre".

M. Ortíz, A. Peñaloza, A. Pochettino, pp.27-32.

"Estudio de las características de la deformación en caliente de aceros"

G. Carfi, J.E. Ruzzante, J. Tormo y A. Hey. pp.33.

"Rol de las inclusiones no metálicas en aceros respecto de la susceptibilidad al daño por hidrógeno"

E. R. de Schiapparelli, pp.247.

"Influencia de la austenita retenida en la fragilización por hidrógeno en un acero IRAM 434"

A. Murut, C.A. Andreone y C. Semino, pp.259.

"Envejecimiento y gradiente de transformaciones martensíticas inducidas por deformación y la influencia del hidrógeno en el acero inoxidable austenítico 304 L"

C.A. Andreone, J.D. Hermida y A.E. Pontini ,pp. 271.

"Estabilidad de carburos en aceros rápidos del tipo M2"

R. Piotrkowski y R. Versaci, pp.283.

"Transformación martensítica de aceros austeníticos como resultado de la deformación homogénea , inhomogénea y desgaste"

P. Alvarez, J.E. Ruzzante, J. Vosen, A. Hey, pp. 289.

"Transformaciones martensíticas inducidas por deformación plástica en aceros inoxidable".

P. Alvarez y R. Versaci, pp. 295.

"Evolution des caracteristiques des joints de grains en fonction de la texture cristallographique au cours de la recristallisation secondaire de toles de Fe-Si 3%".

G. Vigna, N. Rouag y R. Penelle, pp.1.

"Relación entre los mecanismos activos de deformación y la anisotropía plástica en chapas de Zirconio, Zircaloy y Titanio".

A. Pochettino, P. Vedoya y R. Penelle, pp.9.

"Prediction des surfaces limites d'ecoulement plastique de toles laminées de Zircaloy-4".

C. Tomé, A. Pochettino y R. Penelle, pp.15.

"Influencia del envejecimiento dinámico sobre la relajación de tensiones de α -circonio. Efectos sobre la sensibilidad a la velocidad de deformación".

F. Povolo y G.H. Rubiolo, pp.39.

"Representación reducida de texturas cristalográficas. Aplicaciones".

N. Míngolo, A. Pochettino y C. Tomé, pp.63.

"Relación entre la anisotropía plástica y los sistemas de deslizamiento en aceros ferríticos".

P. Vedoya y A. Pochettino, pp.70

"Termofluencia de Ni a altas temperaturas"

F. Povolo, J.C. Capitani y A. Marxsen, pp.83.

"Principios de superposición tiempo-temperatura y relaciones de traslación"

F. Povolo y M. Fontelos, pp. 94.

"Comportamiento anelástico de materiales bajo deformaciones multi-axiales"

R.E. Bolmaro y F. Povoło, pp.100.

"Desaparición de barreras producidas por irradiación con la deformación plástica".

C.J. Iriart y H.C. González, pp.118.

"Recuperación de variaciones dimensionales en Zr irradiado"

A.M. Fortis, G. Coccoz y H.C. González, pp. 124.

"Influence du bombardement d'ions argon sur TiO_2 , NiO , Cr_2O_3 et NiCr_2O_4 . Convolution des pics obtenus par analyse XPS".

A. Aubry y E.A. García, pp.136.

"Estudio por XPS de la oxidación de circonio puro"

E.A. García y C.O. de González, pp.142.

"Evolución de precipitados α en la fase β del Zry-4 durante la oxidación bajo transitorios de temperatura"

A.N. Wilhem y E.A. García, pp.148.

"Caracterización mediante SEM y XPS de óxidos de hierro crecidos hidrotérmicamente sobre hierro y acero inoxidable".

A.M. Olmedo, M. Villegas, M.A. Blesa y E.A. García, pp. 154.

"Tamaños atómicos y difusión de solutos en Zr- α , Zr- β , Ti- β y Nb".

R. Tendler y J.P. Abriata, pp. 160.

"Sobre el coeficiente de autodifusión en circonio- α ".

A.J. Marzocca, F. Povoło y G.H. Rubiolo, pp.166.

"Cinética de repasivación en la corrosión bajo tensión de metales y aleaciones"

R.M. Carranza y J.R. Galvele, pp.173.

"Picado de hierro en soluciones de sulfato y cloruro de sodio con tampón borato"

A. Keitelman, M. Barreto, S. Gravano y J.R. Galvele, pp.174.

"Análisis superficial de electrodos modificados"

E.J. Calvo, C.D. Palacios, S. Hild, J. Kovacs y E. García, pp. 185.

"Estudio de la resistencia a la corrosión del plomo en aguas subterráneas"

S.B. de Wexler, R.O. Cassiba y S. Fernández, pp. 191.

"Evaluación mediante técnicas electroquímicas de la eficiencia de inhibidores con procesos de corrosión del hierro y del latón almirantazgo".

M.E. García, R. Haddad y C.J. Semino, pp. 203.

"Parámetros metalúrgicos: Su influencia sobre la fragilización por hidrógeno".

J. Ovejero García, pp. 209.

"Distribución del hidrógeno en soldaduras de aceros inoxidables austeníticos. Su relación con la fisuración".

T. Pérez y J. Ovejero García, pp. 217.

"Influencia del granallado de pretensionado sobre la fragilización por el hidrógeno de un acero tipo A-516 G 60".

G. Merlone, R. Mizrahi y J. Ovejero García, pp.241.

Proc. III Jornadas Nacionales de Corrosión. 22 al 24 de octubre de 1986. Santa Fe, Argentina.

"Rol de las inclusiones no metálicas en el comportamiento frente a la corrosión y daño por hidrógeno"

E.R. De Schiapparelli, pp. 316.

- "Corrosión bajo tensión. Ensayos de tracción a velocidad constante media"
S.M. Gravano y J.R. Galvele, p. 42.
- "Corrosión bajo tensión de α -latones en soluciones de nitrito"
R.B.Rebak, R.M. Carranza y J.R. Galvele, p. 52.
- Proc. II Congreso Nacional de Ingeniería Mecánica. Agosto de 1986, Univ. Santiago de Chile.
- "Maquinado de aceros inoxidable austeníticos"
R. Versaci, J. Antiquera, A. Hey
- Proc. del Congreso Anual de Ensayos No Destructivos. San Pablo, Brasil, octubre 1986.
- "Cuantificación del porcentaje de martensita formada durante el maquinado de aceros inoxidable austeníticos de la serie 3XX"
P. Alvarez, J.M. Marengo
- "Equipo para determinar el módulo elástico dinámico de materiales. Aplicaciones y resultados"
J.A. Marengo y M. Ortíz
- Proc. del 41º Congreso Anual 1986 ABM, San Pablo, Brasil,
- "Sustitución de elementos aleantes en aceros rápidos del tipo M2".
R. Piotrkowski y R. Versaci, Vol. II, pp 21.
- "Estabilidad de fases en aceros inoxidable austeníticos".
P. Alvarez, R. Versaci y B. Blum. Vol II, pp.573
- "Influencia de la fase martensítica en el comportamiento al desgaste de acero inoxidable 304 L"
J. Ruzzante, P. Alvarez, A. Hey, G.D. Gestido, J.H. Vosen y H.A. Fernández. Vol. I, pp 759.

- Proc. del Interamerican Workshop on Alloy Theory and Phase Equilibria, Editado por American Society for Metals, 1986 y CNEA-AC 30/86.

" $\alpha \leftrightarrow \beta$ transformation and precipitate intermetallic phases in Zircaloy-2 and Zircaloy-4. A critical review".

D. Arias, pp.37-48,ASM.

"Phase transformations by deformation and the influence of hydrogen on an austenitic stainless steel"

C. Andreone, J.D. Hermida y A. Pontini, pp.11,ASM.

"Diffusion along interphase boundaries"

R.Piotrkowski, M. Iribarren y F. Dymont, pp.125,ASM.

"Identificación de gases en el sistema $\text{SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-K}_2\text{O}$ ".

M.M. Barreiro, O. Riesgo y E.E. Vicente, pp.243-256, CNEA.

"Diffusion in the β -phase of the metals of the IV-B group. Ti case".

E. Forlerer y F. Dymont, pp.24, ASM.

"Código para simular la oxidación de Zircaloy-4 bajo transitorios a alta temperatura".

A.N. Wilhem y E.A. García, pp.132-CNEA.

- Tesis de Licenciatura

"Simulación de cinéticas de oxidación cúbicas"

H. A. Galicer, Fac. de Cs. Exactas y Naturales, UBA.

Director: E.A. García

- Tesis de Doctorado

"Corrosión por dealeado de fases presentes en bronce de aluminio para intercambiadores de calor"

R. Jais, Fac. de Cs. Exactas y Naturales, UBA.

Director: S.M. de De Micheli

Febrero 1986

"Cinética de repasivación en la corrosión bajo tensión de metales y aleaciones"

R.M. Carranza, Fac. de Cs. Exactas y Naturales, UBA.

Director: J.R. Galvele

Junio 1986

"Fenómenos de transporte iónico en la corrosión bajo tensión de los metales"

S.M. Gravano, Instituto Balseiro, U.N. Cuyo.

Director: J.R. Galvele

Octubre 1986

"Daño por radiación en Zinc"

C.J. Iriart, Fac. Cs. Exactas y Naturales, UBA.

Director: H. González

Diciembre 1986

"Crecimiento por irradiación a bajas dosis en circonio"

A.M. Fortis, Fac. de Cs. Exactas y Naturales, UBA.

Director: H. González

Diciembre 1986.

12. CURSOS, SEMINARIOS Y CONFERENCIAS

AÑO 1985

12.1. V Curso de Metalurgia y Tecnología de Materiales (3-3-85 al 9-12-85)

Con el auspicio del Programa de Desarrollo Científico y Tecnológico-OEA, Proyecto Multinacional de Tecnología de Materiales.

Director del Proyecto: E.J. Savino

Coordinador del Curso: L. Quesada

Ciclo Básico:

- Introducción a la Metalurgia (48 horas)

Profesor: J. Ovejero García

Jefe de Trabajos Prácticos: S. Balart, G. Carfi, A. Murut

Ayudante de Trabajos Prácticos: B. Blum, M. Poli, J. Gervasoni y
R. Piotrkowski

- Termodinámica (54 horas)

Profesor: T. Pérez

Jefe de Trabajos Prácticos: R. Rebak

- Instrumental (32 horas)

Profesor: L. Boschi

Jefe de Trabajos Prácticos: G. Galambos, D. Saulino, F. Di Giacomo

Ayudantes de Trabajos Prácticos: M. Iribarren, P. Cabanellas

- Cristalografía (36 horas)

Profesor: D. Hermida

Jefe de Trabajos Prácticos: O. Villagra (IMAF-Córdoba)

Ayudante de Trabajos Prácticos: M. Ortiz

- Defectos en Cristales (48 horas)

Profesor : A.M. Monti

Jefe de Trabajos Prácticos: N. Smetniansky

Ayudante de Trabajos Prácticos: R. Pasianot, G. Coccoz

- Difusión en Metales (30 horas)

Profesor: F. Dymont

Ayudante de Trabajos Prácticos: G. Galambos, M. Iribarren, S. Balart

- Propiedades Mecánicas (48 horas)

Profesores: H. González y A. Pochettino

Jefe de Trabajos Prácticos: N. Míngolo, C. Iriart

- Solidificación (60 horas)

Profesores: D. Balzaretto, J. Morgenfeld, E. Vicente

Jefe de Trabajos Prácticos: M. Barreiro

Ayudante de Trabajos Prácticos: S. Balart, L. Lanzani, H. Raffaelli y J. Gervasoni

- Transformaciones de fase (42 horas)

Profesores: D. Arias, A. Sarce

Ayudante de Trabajos Prácticos: L. Roberti, B. Blum y A. Murut

- Trabajo Mecánico (72 horas)

Profesores: L. Iurman, A. Sáenz López (Universidad Nacional de Bahía Blanca)

Ayudante de Trabajos Prácticos: O. Carpineta

Ciclo de Especialización

- Técnicas Especiales

* Metalografía Óptica (6 horas)

Profesor: J. Ovejero García

Jefe de Trabajos Prácticos: S. Zalcmán

* Difracción de Rayos X (30 horas)

Profesor: D. Hermida

Jefe de Trabajos Prácticos: O. Villagra (IIM-Córdoba)

Ayudante de Trabajos Prácticos: M. Ortíz

* Técnicas de Microanálisis (18 horas)

Profesores: T. Palacios, M. Alurralde

Jefes de Trabajos Prácticos: R. González, C. O. de González

* Microscopía Electrónica (30 horas)

Profesores: M. Ipohorski, R. Versaci y N. Marccone

Ayudante de Trabajos Prácticos: P. Vedoya

- Aceros (30 horas)

Profesores: C. Andreone, J. Ruzzante

Jefe de Trabajos Prácticos: S. Muro

Ayudante de Trabajos Prácticos: A. Murut, N. Badino, O. Carpineta

- Mecánica y Metalurgia de la Fractura (48 horas)

Profesor: L. de Vedia (Univ. Nac. de Mar del Plata), C. Cáceres
(Univ. de Córdoba)

- Corrosión (60 horas)

Profesores: R. Haddad, I. Maier, C. Semino

Jefe de Trabajos Prácticos: R. Carranza

Ayudante de Trabajos Prácticos: S. Gravano, L. Lanzani, M. García,
A. Keitelman, I. Maier, G. Duffó, R. Cassiba, M. Giordano,
R. Rebak, S. Leiva, S. Fernández
e I. Raspini

- Soldadura (54 horas)

Profesores: P. Cabot, J.P. Esperón, B. Kurcbart, T. Pérez

Ayudante de Trabajos Prácticos: R. Salemme

- Ensayos no Destructivos y Control de Calidad (72 horas)

Profesores: J. Báez, L. Pello, A. Mender, L. Obrutsky, C. de Simone

Ayudantes de Trabajos Prácticos: E. Olivar, O. Schmidt, J. Méndez,
H. Calleja, M. Tacchia y
J. Talmadge

Introducción al Trabajo Técnico-Científico en Materiales (15 de julio - 30 Agosto)

- "Inclusiones en aceros. Criterios para la caracterización de inclusiones".

Lic. C. Allegrino (Becario CNEA)

Directora: Lic. E.R. de Schiapparelli

- "Estudio de la influencia en la transferencia térmica radial de la variación azimutal del espacio libre entre pastilla combustible y vaina de barras combustibles para reactores de potencia".

Ing. C. Colombi (Becario CNEA)

Director: L. Alvarez

- "Soldadura de forma"

Lic. R. Argumedo (Becario CNEA-Mendoza)

Director: Lic. P. Cabot

- "Soldabilidad de aceros inoxidable ferríticos de bajo contenido de intersticiales. Susceptibilidad al contenido de hidrógeno".

Ing. J.C. Lami (Becario CNEA-Mendoza)

Directora: Ing. T. Pérez

- "Influencia de la deformación plástica y del tratamiento térmico de alivio de tensiones sobre la fragilización por el hidrógeno del acero A-516 G 60".

Ing. J.C. Lorenzo (Becario CNEA)

Director: Dr. J. Ovejero García

- "Mecanismos básicos de deformación en chapas de titanio"

Ing. A. Miyara (Becario CNEA)

Directores: Dr. A. Pochettino y Lic. P. Vedoya

- "Recristalización dinámica y estática en aceros microaleados"

Ing. G. Padilla (Becario CNEA)

Directores: Ing. G. Carfi y Lic. J. Ruzzante

- "Mecánica de fractura elastoplástica. Efectos del ligamento en material tipo ALDUR, en probetas del parámetro J_{IC} "
Ing. J. Peric (Universidad Nacional de La Plata)
Directores: Lic. J.C. Crespi e Ing. A. F. Iorio
- "Desgaste. Relaciones estructurales entre condiciones de desgaste y composiciones en aceros inoxidable martensíticos".
Ing. J.C. Serra (Becario CNEA)
Directora: Lic. E.P. Alvarez
- "Transformaciones martensíticas por deformación en un acero inoxidable. Influencia del H_2 en solución".
Lic. A. Pontini (Becaria CNEA)
Directores: Dr. C. Andreone y Lic. D. Hermida
- "Relación estructura-propiedades en aceros de fabricación de tuberías".
Ing. D. Bohorquez (Becario CNEA-Siderúrgica del Orinoco-Venezuela)
Director: Ing. N. Badino

Los 11 alumnos que realizaron el curso completo participaron en las actividades de los distintos grupos del Departamento a través de "Introducción al Trabajo Técnico-Científico en Materiales"

12.2. CURSOS DICTADOS FUERA DEL DEPARTAMENTO MATERIALES

- "Materiales Nucleares"
Dra. D. Arias
Curso de Postgrado de Ingeniería Nuclear-Facultad de Ingeniería (UBA).
- "Aleaciones nobles y no nobles para porcelana dental"
Ing. T. Palacios
Curso de Postgrado sobre "Porcelana Pura y sobre Metal"-Facultad de Odontología (UBA).

- "Microscopía Electrónica"

Dr. M. Ipohorski

X Coloquio de Sociedade Brasileira de Microscopía Electrónica,
Universidade de Sao Paulo, Septiembre 1985.

- "Metalurgia Física"

Lic. E. Vicente

Curso de Postgrado de Acería, Instituto Argentino de Siderurgia,
junio 1985 (20 horas).

- "Equilibrio de fases en sistemas binarios y ternarios"

Lic. E. Vicente

Curso de Postgrado de Materiales, INTI, octubre 1985 (9 horas).

- "Fundición de metales y aleaciones"

Lic. E. Vicente

Curso sobre "Porcelana dental", Centro de Estudios de Cerámica
Dental, Facultad de Odontología (UBA) octubre 1985 (2 hs).

12.3. SEMINARIOS DICTADOS EN EL DEPARTAMENTO MATERIALES

Seminarios del Departamento (Coordinadoras A. Sarce y C. Oviedo)

1. "Transformaciones de fase inducidas por deformación y la influencia del hidrógeno en un acero austenítico"

Dr. Carlos Andreone

2. "Corrosión bajo tensión de aceros inoxidables austeníticos en soluciones de cloruros".

Dra. Irene Maier

3. "Departamento de Materiales, ¿Quo Vadis?"

Dr. Eduardo Savino

4. "Microestructura del metal de soldadura en aceros microaleados"

Lic. María Eugenia Saggesse

5. "Calorimetría por conducción"
Prof. Torra Ferré, Universidad de Palma de Mallorca
6. "Caracterización de metales antiguos"
Ing. Tulio Palacios
7. "Modelos geométricos para la estructura de bordes de grano"
Dra. Diana Farkas - Virginia Polytechnic Institute, USA.
8. "Tratamientos termomecánicos a altas temperaturas de aceros, en especial inoxidables austeníticos"
Ing. Charles Donadille - IRSID-Francia
9. "Crecimiento y creep bajo irradiación de aleaciones de Zr"
Ing. Santiago Harriague
10. "Descripción por potenciales interatómicos en aleaciones metálicas"
Dr. A. Carlsson, Universidad de Wahington, USA.
11. "Anisotropía plástica, textura y microestructura"
Dr. Alberto Pochettino
12. "Crecimiento bajo irradiación: experiencia de medición de su cinética"
Dr. Héctor González y Lic. A.M. Fortis
13. "Estructura de hielo por acreción de gotas sobreenfriadas"
Dra. Laura Levi (CONICET)
14. "Interacción laboratorio de investigación-industria en la región de Bello Horizonte, Brasil"
Ing. Horacio Hellman
15. "Implicancias de la normalización en el desarrollo tecnológico"
Ing. Oliva Hernández (Instituto Argentino de Siderurgia)

16. "Identificación de fases en porcelanas dentales"
Lic. Marta Barreiro (CONICET)
17. "Modelación numérica en procesos metalúrgicos"
Dr. Juan Bianchi
18. "Determination of impurity vacancy binding energies from diffusion experiments"
Dr. Christian Herzig, Institut für Metallforschung, Universidad de Münster, Alemania Federal
19. "Relación textura-anisotropía mecánica, aplicación al cálculo de curvas límites de conformado"
Dr. Gilles Canova, Universidad de Metz, Francia
20. "Deformación en servicio de canales combustibles en centrales nucleares tipo CANDU"
Ing. Silvio Terlisky
21. "Ensayo de corrosión bajo tensiones en probetas con resistencia variable"
Dr. Hugo Ernst, Techint, S.A./ Westinghouse, Buenos Aires y Westinghouse Rand D.ctr. Pittsburgh, USA.
22. "Factum est"
Dr. Eduardo Savino, Sres. Jefes de División y Sres. Jefes de Proyecto
23. "The prediction of long time corrosion resistance. The use of paleometallurgy"
Dr. G. Beranger, Universidad de Compiègne, Francia
24. "Cometa Halley"
Dr. Homero Luna, IAR, Universidad Nacional de La Plata, CONICET

12.4. CONFERENCIAS DICTADAS FUERA DEL DEPARTAMENTO MATERIALES

- "Oxydation par contact avec un solide. Cas de l'oxydation de Zr par UO_2 "
E.A. García, Ecole d'hiver du CNRS, Piau-Englay, Francia
- "Espectrometría de electrones excitados por rayos X y por electrones"
E. García-SARX'85
- "Problemas de corrosión localizada y corrosión bajo tensiones"
J.R. Galvele
Serie de Conferencias y Seminarios dictados por el Dr. J.R. Galvele durante su permanencia en los Estados Unidos y Canada:
- National Bureau of Standards, Washington, USA, 10 de septiembre de 1985.
- John Hopkins University, Maryland, USA, 11 de septiembre de 1985
- Ohio State University, Columbus, USA, 13 de septiembre de 1985
- Mc Master University, Hamilton, Canada, 19 de septiembre de 1985
- Argonne National Laboratory, Chicago, USA, 22 de noviembre de 1985

12.5. SEMINARIOS Y SIMPOSIOS FUERA DEL DEPARTAMENTO MATERIALES

- "Fracture of pearlite under conditions of high deformation fatigue"
M. Schwartz y J.C. Crespi
Simposio "International Low Cycle Fatigue, Directions for the Future"
Lake George, New York, septiembre 30- octubre 4 de 1985.

- "Fractomecánica aplicada a recipientes de presión irradiados y no irradiados"
J.C. Crespi y A.F. Iorio
Seminario Especial. Reunión de responsables de mantenimiento de empresas de zona de Zárate(20 personas), Central Nuclear Atucha I, 26 de junio de 1985.
- "Evaluación de análisis fractomecánico aplicado a tuberías del circuito primario del moderador de la CNA-II"
A.F. Iorio y J.C. Crespi
Seminario Especial en Gerencia de Ingeniería, Dirección Centrales Nucleares, Casa Arribeños, enero de 1985.
- "Workshop sobre Corrosión Microbiológica EEUU-Argentina"
En julio de 1985 se realizó en el INIFTA de La Plata una mesa de trabajo sobre corrosión microbiológica en la que participó E.R. de Schiapparelli en representación del Departamento Materiales.

AÑO 1986

12.6. VI Curso de Metalurgia y Tecnología de Materiales

Con el auspicio del Programa de Desarrollo Científico y Tecnológico -OEA, Proyecto Multinacional de Tecnología de Materiales.

Director del Proyecto: E. J. Savino

Coordinador del Curso: L. Quesada

Ciclo Básico:

- Introducción a la Metalurgia (80 horas)
Profesor: J. Ovejero García
Jefe de Trabajos Prácticos: S. Balart, G. Carfi, A. Murut
Ayudantes de Trabajos Prácticos: J. González Noel y R. Piotrkowski
Ayudante Técnico: S. Zalcmán

- Termodinámica (82 horas)
Profesor: T. Pérez
Jefe de Trabajos Prácticos: R. Rebak
- Prácticas de instrumental para el laboratorio metalúrgico (40 hs)
Coordinador: D. Saulino
Jefes de Trabajos Prácticos: R. González, V. Goldbeck, M. Iribarren, A. Pontini, L. Roberti
Ayudantes de Trabajos Prácticos: H. Dhers, L. Maragno
- Elementos de Cristalografía y de Teoría de la Difracción (72 hs)
Profesor: D. Hermida
Jefe de Trabajos Prácticos: O. Villagra (IMAF-Córdoba)
Ayudante de Trabajos Prácticos: M. Ortíz
- Defectos en Cristales (72 horas)
Profesores: A.M. Monti y S. Harriague
Jefe de Trabajos Prácticos: R. Pasianot
Ayudante de Trabajos Prácticos: S. Terlisky
- Difusión en Metales (48 horas)
Profesores: S. Balart, E. Forlerer y R. Piotrkowski
Ayudantes de Trabajos Prácticos: A. Denis
- Propiedades Mecánicas (80 horas)
Profesores: H. González y A. Pochettino
Jefe de Trabajos Prácticos: N. Míngolo, C. Iriart
- Solidificación (48 horas)
Profesores: J. Morgenfeld y E. Vicente
Jefe de Trabajos Prácticos: M. Barreiro
Ayudante de Trabajos Prácticos: F. Carbone, S. Balart, L. Lanzani
- Transformaciones de fase (42 horas)
Profesores: D. Arias y A. Sarce
Ayudante de Trabajos Prácticos: M. Iribarren, M. Luppo y L. Roberti

- Trabajado Mecánico (82 horas)

Profesores: H. Iurman, A. Sáenz López (Univ. Nac. Bahía Blanca)

Ayudante de Trabajos Prácticos: O. Carpinetta

Ciclo Especialización

- Técnicas Especiales

* Metalografía no destructiva (8 horas)

Profesor: J. Ovejero García

Jefe de Trabajos Prácticos: S. Zalcman y L. Lanzani

* Difracción de Rayos X (48 horas)

Profesor: D. Hermida

Jefe de Trabajos Prácticos: O. Villagra (IMAF-Córdoba)

Ayudante de Trabajos Prácticos: M. Ortíz

* Técnicas de Microanálisis (20 horas)

Profesores: T. Palacios, C.O. de González

Jefe de Trabajos Prácticos: R. González

Ayudante de Trabajos Prácticos: D. Geraci

* Microscopía electrónica (48 horas)

Profesores: M. Ipohorski, R. Versaci y N. Marccone

- Aceros (64 horas)

Profesores: C. Andreone y J. Ruzzante

Jefes de Trabajos Prácticos: S. Muro y A. Murut

Ayudante de Trabajos Prácticos: E. Cabanillas, R. Piotrkowski y
A. Pontini

- Corrosión (86 horas)

Profesores: R. Haddad, R. Rebak y C.J. Semino

Coordinadores de Trabajos Prácticos: R. Cassiba, S. Leiva, I. Ras-
pini

Ayudantes de Trabajos Prácticos: R. Carranza, G. Duffó, G. Bianchi
S. Gravano, L. Lanzani, M. García
A. Keitelman, I. Maier y M. Gior-
dano.

- Mecánica y Metalurgia de la Fractura (64 horas)

Profesor: L. de Vedia (U.N. M.del Plata) y C. Cáceres (Univ. Córdoba)

Jefe de Trabajos Prácticos: J.C. Crespi y A.F. Iorio

Ayudante de Trabajos Prácticos: M. Liendo

- Soldadura (80 horas)

Profesores: J. Morgenfeld, P. Cabot, B. Kurcbart y T. Pérez

Jefes de Trabajos Prácticos: R. Lelle

Ayudante de Trabajos Prácticos: J.L. Matassa

- Ensayos no Destructivos y Control de Calidad (104 Horas)

Profesores: N. Báez, L. Pello, A. Mender, L. Obrutsky, E. Olivar

J. Scopelliti y J. Ruzzante

Ayudante de Trabajos Prácticos: F. Carrasco, T. Durán

Introducción al Trabajo Técnico-Científico en Materiales

- "Influencia de la microestructura sobre la FHP del acero G 60"

Ing. Claudio Anteri

Directores: Ing. G. Merlone y Dr. J. Ovejero García

- "Estudio comparativo de un nuevo diseño de probetas de tracción"

Ing. Liliana Moretti

Directores: Ing. G. Lorenzo y Dr. A. Pochettino

- "Desarrollo de probetas fractomecánicas compactas para tuberías de pared delgada"

Ing. Sergio Fernández

Directores: Ing. A.F. Iorio y Lic. J.C. Crespi

- "Desarrollo de probetas fractomecánicas de flexión en tres puntos para tuberías de pared delgada"

Ing. Carlos Cicutti

Directores: Ing. A.F. Iorio y Lic. J.C. Crespi

- "Desarrollo de cerámicos para materiales compuestos"

Ceramica Metálicos ("cernets") de uso dental

Ing. M. Meruane Meruane

- "Corrosión bajo tensión de aleaciones Fe-Cr-Ni en soluciones de cloruro"
Ing. Daniel Olivera (SENID)
Directores: Dra. I. Maier y Lic. G. Duffó
- "Corrosión bajo tensión del latón en medios no amoniacaes"
Ing. Viviana Miskovski (Univ. de Río Cuarto, Córdoba)
Director: Dra. M.G. Alvarez de Fernández
- "Transformación martensítica en aceros inoxidables"
Lic. Rubén Glendes
Director: Dr. C. Andreone y Lic. A. Pontini
- "Termofluencia en níquel y Zircaloy-4 a altas temperaturas"
Ing. Rubén Varela (Univ. Técn. San Nicolás)
Director: Ing. Néstor Badino
- "Realización de ensayos mecánicos en metales aleaciones y polímeros"
Ing. Silvia Merino
Director: Dr. F. Povoio
- "Ductilidad en caliente de un acero para fabricación de rodamientos"
Ing. Saturnino Gamez
Director: Lic. J. Ruzzante e Ing. G. Carfi
- "Efecto de Mn en las propiedades mecánicas de depósitos de soldaduras efectuados con electrodos revestidos con bajo tenor de Si".
Ing. Fernando Franco
Director: Ing. T. Pérez
- "Estudio comparativo de distintos indicadores de sensibilidad de ensayo en la técnica de partículas magnéticas"
Ing. Ramón Durán
Director: Ing. L. Pello
- "Identificación de fases en el sistema $\text{SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-K}_2\text{O}$ "
Ing. Patricia Manguzzi
Director: Licenc. M. Barreiro

- "Estudios de aleaciones Fe-Cr por técnicas metalográficas y electroquímicas"

Lic. Fernando Bataglini

Director: Dr. Calvo (INTI)

- "Respuesta acústica durante deformación plástica de aceros"

Ing. Raúl Oliva

Director: Lic. J. Ruzzante y Lic. M. Granovsky

12.7. CURSOS DICTADOS FUERA DEL DEPARTAMENTO MATERIALES

- "Corrosión localizada"

Dr. J.R. Galvele

Módulo del Curso Intensivo de Corrosión Metálica y Protección,
Asociación Química Argentina, 27 de mayo de 1986 (4 horas).

- "Materiales Nucleares"

Dr. M. Ipohorski

Instituto Peruano de Energía Nuclear (IPEN)

1 al 30 de noviembre de 1986

- "Metales de uso dental"

Ing. Tulio Palacios

Curso de post-grado en la Facultad de Odontología (UBA) (4 horas)

- "Metales para porcelana"

Ing. Tulio Palacios

Curso de post-grado Asociación Odontológica del Oeste (2 horas)

- "Aplicaciones de las técnicas de canalización de electrones y de Kossell"

Dr. G. Vigna

Seminario. Facultad de Orsay, Francia (2 horas)

- "Metalurgia Física"

Lic. E.E. Vicente

Curso de post-grado de Acería

Instituto Argentino de Siderurgia, Buenos Aires, junio 1986 (30 hs)

- "Solidificación de metales y diagramas de equilibrio"

Lic. E.E. Vicente

Seminario para Perfeccionamiento Docente. Cátedra de Materiales

dentales, Facultad de Odontología (UBA), 10 de abril de 1986 (3 hs)

- "Fundición de metales y aleaciones"

Lic. E.E. Vicente

Curso de Porcelana Dental". Centro de Estudios de Cerámica Dental,
Facultad de Odontología (UBA), octubre 1986 (2 hs).

12.8. SEMINARIOS 1986 DEL DEPARTAMENTO MATERIALES

1. "La purificación de la esponja de circonio por el método Van Arkel"
Dr. E. Zuzek, 21 de marzo
2. "Veinte años interdisciplinarios CNEA-Centro de estudios de cerámica dental"
Dr. O. Riesgo, (Fac. de Odontología, UBA) 4 de abril
3. "Comportamiento anódico de la aleación 800 en soluciones de sulfatos y cloruros a alta temperatura"
Dra. G. Alvarez, 18 de abril
4. "Modificación de la estructura superficial de metales mediante técnicas electroquímicas"
Dr. J. Arvía, (INIFTA, La Plata) 25 de abril
5. "Métodos de aceración secundaria"
Ing. E. Gilardoni e Ing. R. Baraldi (Siderca, S.A.), 16 de mayo
6. "Difracción de rayos X y tensiones residuales. Determinación de las tensiones residuales en las capas de NiO formadas por oxidación de Ni"
Ing. A. Aubry (U.T. Compiègne, Francia), 6 de junio
7. "Programa de vigilancia CNA-1. Proyecto CELCA"
Lic. D. Jinchuck, (Depto. INEND-CNEA) 4 de julio
8. "Corrosión por dealeado en bronce de aluminio". Dr. R. Jais (Fac. Ciencias Exactas, UBA), 1 de agosto.
9. "Últimos avances en materiales dentales". Dr. L. Gettleman (Academia de Materiales Dentales, USA), 8 de agosto.
10. "Investigación y desarrollo en materiales". Dr. E. Savino, 5 de septiembre.

11. "Acumulación de daño en fatiga y creep". Dr. R. Pascual (Instituto Militar de Ingeniería, Río de Janeiro, Brasil), 24 de septiembre.
12. "Daño por radiación. Efecto de canalización". Prof. J. Queré (Polytechnique Palaiseau, Francia), 25 de septiembre.
13. "Conformado mecánico del Cu y latones". Dr. C. Vial-Edwards (Universidad Pontificia de Santiago, Chile), 26 de septiembre.
14. "Fragilización por hidrógeno", Dr. J. Chene (Universidad de Paris Sud, Francia), 9 de octubre.
15. "Transformaciones alotrópicas en Zr y Ti". Dr. J. Debouigne (INSA, Rennes, Francia), 7 de octubre.
16. "Mecanismos de oxidación", J. Siejka (Universidad de París VII, Francia), 7 de octubre.
17. "Materiales de bajo precio para la fabricación de pilas fotovoltaicas". M. Aucouturier (CNRS, Meudon, Francia), 6 de octubre.
18. "Método de Impedancia Faradaica y su aplicación a la corrosión" Dr. C. Le Maitre (UTC, Compiègne, Francia), 7 de octubre.
19. "Resistencia probabilística de materiales", Dr. J. Kittl (IDIEM Santiago, Chile), 17 de octubre.
20. "Cinética de pasivación en la corrosión bajo tensión de metales y aleaciones", Dr. R. Carranza, 31 de octubre.
21. "Mecanismo de corrosión bajo tensión basado en la movilidad superficial", Dr. J. R. Galvele, 14 de noviembre.
22. "Deformación en caliente de aleaciones de Fe", Dr. J. Ruzzante, 5 de diciembre.-

Coordinadoras C. Oviedo y A. Sarce

12.9. CONFERENCIAS DICTADAS FUERA DEL DEPARTAMENTO MATERIALES

- "Problemas de corrosión en Centrales Nucleares"
A.D. Keitelman y M. García
Centro Argentino de Estudios de Corrosión (CEARCOR), Buenos Aires,
22 de agosto, 1986.
- "Fenómenos de movilidad superficial en la corrosión bajo tensión"
J.R. Galvele
Reunión Científica sobre Físico-Química del hierro y sus óxidos
Asociación Argentina de Investigación Físico-Química (INIFTA),
La Plata, 5 y 6 de agosto, 1986.
- "Ruptura de la pasivación del hierro en soluciones de cloruros y sulfatos"
M.G. Alvarez
Reunión Científica sobre Físico-Química del hierro y sus óxidos.
Asociación Argentina de Investigación Físico-Química (INIFTA),
La Plata, 5 y 6 de agosto, 1986.
- "Stress Corrosion Cracking Mechanism Based on Surface Mobility"
J.R. Galvele
Conferencia presentada en el National Bureau of Standards,
Washington, USA, 29 de julio de 1986 y en Illinois University,
Urbana, USA, 1 de agosto de 1986.
- "Texturas cristalográficas y sus aplicaciones al estudio de la anisotropía mecánica en metales"
A.A. Pochettino
Universidad Católica de Santiago y de Valparaíso, 7 al 16 de enero de 1986.
- "Trabajos realizados vinculados al problema de frontera libre. Interacción UO_2 -Zircaloy"
E. García
Segundo Seminario sobre el problema de Stefan
Rosario, 13 al 17 de octubre de 1986.

13. PRESENTACIONES A CONGRESOS

AÑO 1985

XIII Reunión Científica de la AATN, Tigre, Pcia. Buenos Aires, 11 de noviembre de 1985

- "Clivaje de circonio asistido por yodo. Su influencia en los procesos de corrosión bajo tensiones de elementos combustibles nucleares".
R. Haddad y B. Cox (AECL).
- "Corrosión de materiales para contenedor de residuos radiactivos en medios simulados de repositorio".
S. Wexler, R. Cassiba y S. Fernández.
- "Desarrollo de tapones y otros materiales para la obtención de tubos de generador de vapor de centrales nucleares".
N. Badino, O. Carpineta, A. Hey (Fabricaciones Militares).
- "Retransformación de la fase martensítica α' en un acero inoxidable".
B. Blum, P. Alvarez y R. Versaci.
- "Comportamiento al desgaste de acero inoxidable AISI 304".
J. Ruzzante, P. Alvarez, A. Hey (fabricaciones Militares), G. Gestido (UTN), J. Vosen (UTN), H. Fernández (UTN).
- "Descontaminación de aceros inoxidables austeníticos de la serie 300".
A.M. Iglesias⁺, A.M. Olmedo⁺, M. Villegas⁺, P. Alvarez.
+ Departamento Química de Reactores, CNEA.

IX Jornadas Metalúrgicas de la Sociedad Argentina de Metales y II Reunión sobre "Equilibrio de Fases en el Zr y sus Aleaciones. Buenos Aires, 6-9 de mayo, 1985

- "Difusión rápida y formación de vidrios metálicos en aleaciones de Zr-metal".
R. Tandler

- "Autodifusión de Zr, panorama actual".
F. Dymment
- "Difusión de Zr^{95} en Zr-50 % Ti con alto contenido de oxígeno".
E. Forlerer
- "Difusión en interfases en una aleación de Zr 2,5 % Nb".
R. Piotrkowski y F. Dymment
- "Difusión de Ni^{63} en las fases β y γ_2 del sistema Cu-Al".
M. Iribarren y F. Dymment
- "La solubilidad sólida terminal (SST) del hidrógeno en el Zr a
 $T > 823 \text{ } ^\circ\text{C K}$ ".
E. Zuzek
- "Límites y regímenes del sistema Zr-H relacionados con la fase α ".
E. Zuzek
- "Fase intermetálica precipitada en el Zry-2".
D. Arias, T. Palacios, R. Castillo Guerra
- "Diagrama Zr-Sn".
L. Roberti
- "Precipitados en Zry-2 y 4".
D. Arias
- "Resistividad del Zr y aleaciones".
D. Arias y L. Roberti
- "Variación de los componentes del film de óxido de Zr producido a
bajas presiones. Estudio por XPS".
C.O. de González y E. García
- "Interdifusión en el sistema Zry-4/Cu".
S. Balart, S. Bermúdez y R. Tendler

- "Modelo numérico para la solidificación de partículas metálicas esféricas obtenidas por atomización en atmósfera inerte".
E. Vicente
- "Estudio de las curvas límites de plasticidad en aceros ferríticos. Aleaciones al embutido profundo".
N. Míngolo, P. Vedoya y A. Pochettino
- "Evolución de las orientaciones cristalinas durante la recristalización de un acero de bajo carbono estabilizado con Nb".
G. Domizzi y A. Sarce
- "Aceros austeníticos con distinto grado de deformación: su respuesta a la decontaminación".
P. Alvarez, A.M. Olmedo⁺, M. Villegas⁺
⁺ Departamento Química de Reactores, CNEA
- "Sustitución de aleantes en el acero rápido M2".
J. García Rocha (Universidad Autónoma de San Luis Potosí, México),
R. Versaci
- "Fisuración asistida por hidrógeno en un acero inoxidable austenítico 304 L".
A. Murut y C. Andreone
- "Transformaciones martensíticas por deformación".
C. Andreone, D. Hermida y A. Pontini
- "Parámetros de red del Zr- α ".
R. Versaci y M. Ipohorski
- "Ensayos triaxiales y técnicas de medición".
E. Pasqualini
- "Evaluación de la susceptibilidad a corrosión bajo tensión de acero inoxidable tipo AISI 304 en soluciones de $MgCl_2$ a 100 °C".
I.A. Maier, C. Manfredi y J.R. Galvele

- "Estudios de corrosión localizada en la aleación Incoloy 800".
A. D. Keitelman, E. Rodríguez (Gcia. de Ingeniería, CNEA), C.J. Semino
- "Deformación por combado de canales combustibles en reactores tipo CANDU".
S. Terlisky, S. Harriague y E. Savino
- "Estudio metalúrgico de un sable japonés".
T. Palacios

70a. Reunión de la Asociación Física Argentina 7-11 de octubre de 1985, Rosario

- "Efecto de la ozonización sobre films de SPb depositados químicamente".
G. von Staszewski*, C.O. de González y H. Cánepa*
* CITEFA
- "Envejecimiento dinámico durante la relajación de tensiones en Zr- α ".
G.H. Bolmaro y F. Povoło
- "Estudio sobre la sensibilidad y el volumen de activación aparente durante la termofluencia del Zry-4, a 673 °K".
A.J. Marzoca y F. Povoło
- "Efecto Snoek en el módulo de Poisson del acero SAE 1080".
R. Bolmaro y F. Povoło
- "Etapas III y IV de recuperación del daño por radiación en cinc".
H.C. González y C.I. Iriart
- "Difusión de autodefectos a dislocaciones en materiales hexagonales sometidos a tensión externa".
N.S. de De Grande, C. Tomé y E. J. Savino

- "Estudio de la estabilidad de carburos en aceros rápidos".
R. Piotrkowski, J. García Rocha (Univ. Autónoma de San Luis Potosí, México) y R. Versaci
- "Curvas de ajuste para la conductividad térmica del poliestireno expandido en función del espesor de muestra. Medición del calor específico".
E. Moyano y E. Pasqualini

IX Simposio latinoamericano de Física del Estado Sólido, Mar del Plata, 19-24 de agosto de 1985

- "Diagrama de fases en los sistemas Zr-Sn, Zr-Ti".
D. Arias, L. Roberti y M. Ruch
- "Oxidación de Zr bajo transitorios de temperatura".
A. Wilhem y E.A. García
- "Autodifusión de Zr^{95} en aleaciones de Ti-Zr".
E. Forlerer y F. Dymant
- "Difusión en Interfases: sistema Cu-Al".
F. Dymant y M. Iribarren
- "La interacción borde de grano-precipitado y la inhibición del crecimiento de grano en aleaciones de hierro-silicio".
A. Sarce, A. Cabo y C.H. Wörner
- "Emisión acústica durante la deformación plástica de aceros".
M. Granowsky y J. Ruzzante
- "Transformaciones martensíticas en aceros inoxidables".
B. Blum, R. Versaci y P. Alvarez
- "Interacción del hidrógeno intersticial con dislocaciones".
C. Andreone

Reunión Latinoamericana de Teoría de Aleaciones y Equilibrio de Fases, Buenos Aires, 12-15 de agosto de 1985

- "La transformación $\alpha \rightleftharpoons \beta$ y las fases intermetálicas precipitadas en aleación Zry 2 y 4. Un resumen crítico".
D. Arias
- "Difusión rápida y vidrios metálicos en aleaciones Zr-Metal".
R.H. Tendler
- "Difusión en la fase β de los metales del Grupo IV B".
E. Forlerer y F. Dymment
- "Código para simular la oxidación de Zry-4 durante transitorios a altas temperaturas".
A. Wilhem y E.A. García
- "Difusión en interfases".
M. Iribarren, R. Piotrkowski y F. Fyment
- "Identificación de fases en el sistema $\text{SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-K}_2\text{O}$ ".
M. Barreiro, O. Riesgo y E. Vicente
- "Transformaciones de fase inducidas por deformación y la influencia del hidrógeno en un acero austenítico".
C. Andreone, D. Hermida y A. Pontini

1er. Coloquio Latinoamericano sobre Comportamiento Mecánico de Materiales Anisotrópicos, Tandil, julio de 1985

- "Curvas límites de plasticidad en materiales de estructura bcc".
N. Míngolo y A. Pochettino
- "Validez del modelo de Taylor para la caracterización de la anisotropía plástica en materiales hexagonales poco deformados".
A. Pochettino y R. Penelle (Univ. París XI)

- "Modelo de deformación elasto-plástica de policristales cúbicos centrados en las caras".

S. Terlisky, S. Harriague y E. Savino

- "Sobre distintas formulaciones de la plasticidad en aleaciones de circonio".

S. Harriague y E. Savino

IV Simposio de Tecnología Aeronáutica y Aeroespacial, Ascochinga, Córdoba, noviembre de 1985

- "Anisotropía de la deformación plástica en chapas de Ti".

A. Miyara, P. Vedoya y A. Pochettino

- "Oxidación de Titanio a alta temperatura".

E. García

- "Estabilidad de fases en aceros inoxidable austeníticos".

P. Alvarez y R. Versaci

Taller sobre el problema de STEFAN, Centro de Cálculo Científico (CNEA) Buenos Aires, 16-18 de diciembre de 1985

- "Oxidación de Zircaloy bajo transitorios de temperatura".

A. Wilhem y E. García

- "Problemas de STEFAN en solidificación de metales".

E. Vicente

- "Transición parabólico-lineal en la cinética de oxidación de circonio".

A. Denis

- Interacción combustibles-vaina".

A. Denis

- "Introducción a la teoría de percolación".
J. Kovacs
- "Simulación de accidentes en reactores nucleares de potencia".
E. García
- "Una aproximación a la resolución por diferencias finitas de un problema de borde libre en dos dimensiones espaciales".
E. Moyano y G. Marshall

V Seminario Nacional y I Latinoamericano de Análisis por Técnicas de Rayos X. La Falda, Córdoba, noviembre de 1985

- "Nuevo método para la determinación cuantitativa por difracción de rayos X de compuestos cristalinos en mezclas de polvo".
D.H. Hermida".
- "Determinación de las fases componentes de las aleaciones comerciales productoras de grafito compacto mediante técnicas de rayos X".
A. Roviglione (LEMIT) y D.J. Hermida
- "Caracterización de inclusiones en aceros con técnicas de microanálisis de láminas delgadas".
S. Muro, R. Versaci y E. Rodríguez
- "Microanálisis cuantitativo de minerales y vidrios con monocromadores".
E. Aragón (Univ. de La Plata) y T. Palacios

XI Seminario Latinoamericano del IAS, Mar del Plata, 11-13 de diciembre de 1985

- "Comportamiento mecánico de ductilidad en caliente de aceros para la fabricación de tubos".
J. Burroni (SIDERCA), H. Posdena (SIDERCA) G. Carfi (IAS), J. Ruzzante, A. Hey (Fabricaciones Militares)
- "Metodología de análisis de las características de deformación en caliente de aceros".
G. Carfi (IAS), J. Tormo (IAS), J. Ruzzante, A. Hey (Fabr. Milit.)
- "Relación entre anisotropía elástica y plástica en chapa de acero".
A. Graff (IAS), M. Ortiz y A. Pochettino

III Encuentro Latinoamericano de Metalurgia, Caracas, Venezuela, septiembre de 1985

- "Relaciones funcionales para la caracterización de la deformación en caliente de acero"
G. Carfi (IAS), J. Tormo (IAS), J. Ruzzante y A. Hey (Fabr. Mil.)
- "Endurecimiento de aceros inoxidables austeníticos".
P. Alvarez

Otros Congresos

- "Analysis comparative du phosphore incorporé dans l'oxyde anodique de titane, TiO_2 , par MAN, SIMS, SDL et ESCA"
S. Ferjani*, Y. Barakat* y D. David*
* UTC, Francia
J.P. Moreau**, R. Berneron**
** IRSID
E.A. García y S. Hild
III Congreso Europeo de Corrosión, Niza, Francia, 1985

- "Correlation des résultats d'analyses de surface par différentes méthodes Cas des Oxydes anodiques de Ti".
S. Ferjani*, Y. Barakat*, C. Coddet*, G. Beranger*, D. David*,
* UTC, Francia
R. Berneron**
** IRSID
C.O. de González
Journées d'Automne de la S.F.M., Paris, Francia, 1985
- On the equilibrium of the system Zr-H".
E. Zuzek
International Symposium "Hydrogen on Metals", Belfast, Irlanda,
26-29 de marzo, 1985
- "Predictive capabilities of the constant-potential, intermediate strain rate technique in stress corrosion cracking"
J.R. Galvele
Winter Annual Meeting of ASME. Symposium on Predictive Capabilities in Environmentally Assisted Cracking, Miami, USA, 17-22 de noviembre de 1985.
- "Passivity breakdown and repassivation processes in pitting and SCC of metals and alloys". Conferencia invitada.
J.R. Galvele
36th Meeting of the International Society of Electrochemistry, Salamanca, España, 23-28 de septiembre de 1985.
- "Recent studies of crack initiation during SCC of Zirconium alloys".
B. Cox (AECL) y R. Haddad
7th International Conference on Zirconium in Nuclear Industry, Strasbourg, Francia, 24-27 de junio de 1985.
- "Fracture of pearlite under conditions of high deformation fatigue".
M. Schwartz y J.C. Crespi
Simposio Internacional "Low Cycle Fatigue-Directions for the Future", Lake George, New York, USA septiembre 30 a octubre 4 de 1985.

- "Ceramografía de porcelanas dentales".
M. Barreiro, O. Riesgo y E. Vicente
XVIII Reunión Anual de la Asociación de Investigación Odontológica
(div. Argentina) Villa Giardino, Córdoba, 25-26 de octubre de 1985.

- "Ruptura de la pasividad del hierro en soluciones de sulfato y cloruro de sodio con tampón borato".
A.D. Keitelman, M.C. Barreto (YPF), S.M. Gravano y J.R. Galvele
IV Congreso Argentino de Físico-Química, Río Cuarto, Córdoba,
16-21 de septiembre de 1985, p.C-1,18.

- "Picado de aleaciones de Al-Sn en presencia de cloruros. Comportamiento electroquímico de Al-0,1 % Sn y de Sn en soluciones probables en el interior de las picaduras".
M. Poli, S.M. de De Micheli
17° Congreso Argentino de Química, Universidad Nacional del Sur
Bahía Blanca, Pcia. Buenos Aires, 22-27 de septiembre de 1985.

- "Resumen de los trabajos en desgaste realizados en 1985".
H. Fernández (UNT), J. Vosen (UTN), J. Ruzzante, G. Gestido (UTN)
IX Jornadas Informativas de Investigación Tecnológica, Mendoza,
29-31 de octubre de 1985.

- "Organización del Laboratorio de Electrónica"
T. Palacios, D. Saulino y L. Maragno
I Taller Regional de Desarrollo y Mantenimiento Electrónico, Bahía Blanca, noviembre de 1985.

- "The influence of radiation induced segregation on ion implantation profiles".
D. Farkas*, R. Pasianot, M. Rasgaswamy* y E.J. Savino
* Virginia Polytechnic Institute, T.M.S., Fall Meeting, Toronto, Canada, 1985.

AÑO 1986

XIV Reunión Científica de la AATN, Córdoba, 20 al 24 de octubre de 1986

- "Evaluación mediante técnicas electroquímicas de la eficiencia de inhibidores en procesos de corrosión de intercambiadores de calor de la CNA I".
M.E. García, R. Haddad, C.J. Semino, S. Wexler, M. Giordano y S. Leiva
- "Efecto de la composición del medio en el picado de aluminio"
I.A. Raspini y J.R. Galvele
- "Análisis del fenómeno de dealeado en tubos de latón de un intercambiador de calor de la Central Nuclear Embalse".
A. D. Keitelman
- "Preselección de materiales para contenedores de residuos radiactivos reprocesados y vitrificados. Estudio del comportamiento frente a la corrosión en medios simulados de repositorio subterráneo".
R. Cassiba, S. Fernández y S.B. de Wexler
- "Influencia del tratamiento térmico final en las propiedades mecánicas tangenciales (ensayos por explosión) de vainas de circonio-niobio"
S. Mintzer*, C. Rodríguez** y J.D. Hermida
* Departamento Combustibles Nucleares
** Planta Piloto Fábrica Aleaciones Especiales, CNEA
- "Evolución de la textura cristalina durante la fabricación de tubos trex".
M.I. González*, J.D. Hermida y A.D. Banchik**
* UBA
** Gerencia Procesos Químicos, CNEA
- "Microestructura de deformación por termofluencia en circonio, para distintas texturas y tratamientos térmicos".
M. Resta Levi, C. Rodríguez* y J.C. Almagro*
* Gcia. Procesos Químicos, CNEA

- "Modelado de barras combustibles en CNEA. Estado actual y aplicaciones".

S. Harriague, D. Agüero *, M.I. López Pumarega*, A.C. Marino *

* Depto. Combustibles Nucleares, CNEA

Primer Simposio Franco-Argentino de Ciencia de Materiales, Mar del Plata, 28 de septiembre al 3 de octubre de 1986

- "Picado del hierro en soluciones de sulfato y cloruro de sodio en tampón borato".
A.D. Keitelman, M. Barreto (YPF), S.M. Gravano y J.R. Galvele
- "Cinética de repasivación en la corrosión bajo tensión de metales y aleaciones".
R.M. Carranza y J.R. Galvele
- "Estudio de la resistencia a la corrosión del plomo en aguas subterráneas".
S.B. de Wexler, R. Cassiba y S. Fernández
- "Evaluación mediante técnicas electroquímicas de la eficiencia de inhibidores en procesos de corrosión del hierro y del latón almirantazgo".
M.E. García, R. Haddad y C.J. Semino
- "Parámetros metalúrgicos: su influencia sobre la fragilización por hidrógeno"
J.Ovejero García
- "Distribución del hidrógeno en soldaduras de aceros inoxidables austeníticos: su relación con la fisuración".
T. Pérez* y J. Ovejero García
* Depto. INEND, CNEA
- "Influencia del granallado de pretensionado sobre la fragilización por el hidrógeno de un acero tipo A-516 G 60
G. Merlone, A. Misrahi* y J. Ovejero García
* Proyectos Agua Pesada, CNEA

- "Desaparición de barreras producidas por irradiación con la deformación plástica".
C.I. Iriart y H.C. González
- "Recuperación de variaciones dimensionales en Zr irradiado"
A.M. Fortis, G. Coccoz y H.C. González
- "Influence du bombardement d'ions argon sur TiO_2 , NiO , Cr_2O_3 et NiCr_2O_4 . Convolution des pics obtenus par analyse XPS".
Agnes Aubry y E. García
- "Estudio , por XPS, de la oxidación de circonio puro".
E.A. García y C.O. de González
- "Evolución de precipitados α en la fase β del Zry- 4 durante la oxidación bajo transitorios de temperatura".
Aída Wilhem y E. García
- "Caracterización mediante SEM y XPS de óxidos de hierro crecidos hidrotérmicamente sobre hierro y acero inoxidable".
A.M. Olmedo*, M. Villegas*, M.A. Blesa* y E.A. García
* Depto. Química de Reactores, CNEA
- "Análisis superficial de electrodos modificados"
E.J. Calvo*, C.D. Pallota **, S. Hild, J. Kovacs y E.A. García
* INTI
** UBA
- "Medida del coeficiente de difusión de oxígeno en el titanio entre 460 y 750 °C mediante la utilización de la reacción nuclear $^{16}\text{O}(\text{d},\text{p})^{17}\text{O}$ ".
D. David*, E.A. García y G. Béranger*
* Universidad de Tecnología, Francia
- "Inserción y difusión de oxígeno en los metales hexagonales (circonio, titanio y aleaciones)".
G. Béranger*, D. David* y E.A. García
* Universidad de Tecnología, Francia

- "Influencia del envejecimiento dinámico sobre la relajación de tensiones de α - circonio. Efectos sobre la sensibilidad a la velocidad de deformación".
F. Povoło, G.H. Rubiolo*
* CONICET, UNR

- "Termofluencia en níquel a altas temperaturas".
F. Povoło, J.C. Capitani y A. Marxsen

- "Comportamiento anelástico de materiales bajo deformaciones multi-axiales".
R.E. Bolmaro* y F. Povoło
*CONICET, UNR

- "Sobre el coeficiente de autodifusión en circonio alfa".
A.J. Marzocca, F. Povoło y G.H. Rubiolo*
* CONICET, UNR

- "Evolución de las características de los bordes de grano en función de la textura cristalográfica durante la recristalización secundaria de láminas de FeSi 3%".
G. Vigna, M. Rouag* Y R. Penelle*
* Universidad París Sud, Francia

- "Predicción de las superficies límites de fluencia plástica de láminas de zircaloy-4".
C. Tomé*, A. Pochettino, R. Penelle **
* CONICET, IFIR
** Universidad París Sud, Francia

- "Relación entre los mecanismos activos de deformación y la anisotropía plástica en chapas de circonio, zircaloy-4 y titanio".
A. Pochettino, P. Vedoya, R. Penelle*
* Universidad París Sud, Francia

- "Relación entre la anisotropía plástica y los sistemas de deslizamiento en aceros ferríticos".
P. Vedoya y A. Pochettino

- "Relación entre texturas cristalográficas y propiedades elásticas. Aplicación a la caracterización de alambres trefilados de cobre".
M. Ortiz, A. Peñaloza*, A. Pochettino
* Universidad Católica de Valparaíso, Chile

- "Estudio de las características de la deformación en caliente de aceros".
G. Carfi*, J. Ruzzante, J. Tormo* y A. Hey
* IAS

- "Influencia de la temperatura de recocido sobre el comportamiento y la anisotropía de la termofluencia en circonio laminado".
M. Resta Levi, C. Rodríguez* y J.C. Almagro*
* Gerencia Procesos Químicos, CNEA

- "Representación reducida de texturas cristalográficas. Aplicaciones".
N. Míngolo, A. Pochettino, C. Tomé*
* CONICET, IFIR

- "Principios de superposición tiempo-temperatura y relaciones de traslación".
F. Povoio, M. Fontelas*
* Depto. Reactores, CNEA

- "Tamaños atómicos y difusión de solutos en Zr- α y β , Ti- β y Nb".
R. Tendler, J.P. Abriata*
* CAB

- "Rol de las inclusiones no metálicas en aceros respecto de la susceptibilidad al daño por hidrógeno"
E.R. de Schiapparelli

- "Influencia de la austenita retenida en fragilización por hidrógeno en un acero IRAM 4340".
A. Murut, C. Andreone y C.J. Semino

- "Envejecimiento y gradiente de transformaciones martensíticas inducidas por deformación y la influencia del hidrógeno en el acero inoxidable austenítico 304 L".
C. Andreone, J.D. Hermida y A. E. Pontini

- "Comentarios acerca de la temperatura de transformación en las aleaciones Zr-50% Ti y Zr-6.5 % SC".
D. Arias, L. Roberti y M. Ruch

- "Estabilidad de carburos en aceros rápidos del tipo M2".
R. Piotrkowski y R. Versaci

- "Transformación martensítica de aceros austeníticos como resultado de la deformación homogénea, inhomogénea y desgaste".
P. Alvarez, J. Ruzzante, J. Vosen*, A. Hey, H. Fernández* y G. Gestido*
* UTN, Regional Buenos Aires

- "Transformaciones martensíticas inducidas por deformación plástica en aceros inoxidables".
P. Alvarez y R. Versaci

- "Etude des phenomenes d'oxydation anodique par la mise en oeuvre combinée de plusieurs methodes d'analyse des surfaces".
D. David*, S. Ferdjani*, G. Béranger* y S. Hild
* Universidad de Tecnología, Francia

Jornadas Metalúrgicas 1986 de la Sociedad Argentina de Metales, Buenos Aires, 5-7 de mayo de 1986

- "Evaluación de la susceptibilidad a la corrosión bajo tensión del acero inoxidable tipo AISI 304 en soluciones de cloruro de litio a altas temperaturas".
G.S. Duffó, I.A. Maier y J.R. Galvele

- "Comportamiento de metales traccionados durante el anodizado"
J.R. Galvele, M. Giordano y I. A. Maier

- "Influencia de la concentración de NO_2^- y del pH sobre la velocidad de propagación de fisuras en latones".
R.B. Rebak, R.M. Carranza y J.R. Galvele

- "Comportamiento anódico de la aleación 800 en soluciones altamente concentradas de sulfatos y cloruros a alta temperatura".
M.G. Alvarez y M. Wieling*
* KfK

- "Estructura de laminación en caliente de aluminio y cobre".
J.C. Cuyás, A. Pochettino y A.C. González

- "Utilización de la función distribución de orientaciones cristalinas (FDOC) para el análisis de los mecanismos de deformación actuales durante la fabricación de tubos de Zry-4".
J.D. Hermida, A. Roviglione y A. Pochettino

- "Caracterización de texturas cristalográficas en alambres trefilados de cobre".
M. Ortiz, A. Peñaloza* y A. Pochettino
* Universidad Católica de Valparaíso, Chile

- "Influencia de la deformación plástica y las tensiones residuales en el ampollado"
G. Merlone* y J. Ovejero García
* Proyectos Agua Pesada, CNEA

- "Efecto de la temperatura de recocido en fase α en el comportamiento de la termofluencia del circonio a 400 °C".
M. Resta Levi, C. Rodríguez* y J.C. Almagro*
* Gerencia Procesos Químicos, CNEA

- "Construcción de un equipo de ION BEAM SPUTTERING".
G. Galambos, H. Dhers y F. Dymont
- "Etapa V de recuperación en Zinc irradiado con dosis neutrónicas bajas en nitrógeno líquido".
H.C. González y C.I. Iriart
- "Vacancia y pequeños aglomerados de vacancias en metales HCP. Un estudio estático".
A.M. Monti
- "Termodinámica del trepado de dislocaciones".
A. Sarce y E. Savino
- "Resultados preliminares de la utilización de reacciones nucleares para determinar concentraciones de hidrógeno".
M. Alurralde, M.A. Cardona, A. Filevich, E. García, C. Galia Bermúdez y E. Sarrico.
- "Efecto Snoek y transición orden desorden en aceros SAE-1080".
R.E. Bolmaro y F. Povolo
- "Un modelo para la contribución anelástica a la curva de relajación de tensiones en altas temperaturas".
G. Rubiolo y F. Povolo
- "Influencia de la predeformación en la fragilización por hidrógeno de un acero de bajo carbono".
V. Repetto y C. Andreone
- "Relajación de tensiones en Zry-4 trabajado en frío y relevado de tensiones entre 640 K y 700 K".
G. Rubiolo y F. Povolo
- "Estudio de las fases de Laves en la aleación ternaria $Zr(CrFe)_2$ ".
M. Granovsky y D. Arias

- "Sistemática sobre el papel de los aleantes en la estabilidad de la fase epsilon en aceros inoxidables".
G. Barcelo* y R. Versaci
* CAB
- "Desarrollo de aleaciones de alto níquel".
N. Badino, R. Castillo Guerra, H. Raffaeli y A. Hey
- "Evolución de la resistencia a la deformación en caliente con el grado de recristalización: caso de un acero microaleado al Ti".
G. Padilla, G. Carfi* y J. Ruzzante
* IAS
- "Velocidad de globulización de la perlita para distintas deformaciones".
E.E. Pasqualini y R. Versaci
- "Superficies de hierro modificadas electroquímicamente por cromo".
E.J. Calvo*, R. Gonnet**, C.D. Pallotta**, S. Hild y E. García
* INTI
** UBA
- "Caracterización mediante XPS de films de óxido anódico en Ti".
C.O. de González y E.A. García

71a. Reunión de la Asociación Física Argentina, La Cumbre, Córdoba,
13-17 de octubre de 1986

- "Investigación de un acero Dual-phase por espectroscopía Mossbauer".
L. Terminiello, E. Cabanillas, R.C. Mercader, N.A. Cantalejos, R. Versaci y A.R. López García
- "Difusión de $\text{Ag}^{110\text{ m}}$ en monocristales de $\text{Zr-}\alpha$ ".
G. Tobar, S. Balart y R. Tendler

- "Relajación de tensiones en AISI 304 e Inconel 718 a 773 K y 823 K".
F. Povolo y J. Raggiardo
- "Parametrización en las relaciones de traslación".
F. Povolo y M. Fontela
- "Implantes quirúrgicos con fijación biológica".
C. Andreone y S. Muro
- "Fuerzas de frenado de una partícula cargada cerca de una superficie metálica".
J. Gervasoni

Otros Congresos

- "Simulation of oxidation phenomena during high temperature transients. Application to Zirconium alloys in steam"
A. Wilhem y E.A. García
International Symposium on High Temperature Corrosion, July 7-12, 1986, Marseille, Francia.
- "Different aspects of chromium modified passive iron electrodes".
E.J. Calvo *, E.A. García, R. Gonnet, S. Hild y C.D. Pallotta**
* INTI
** UBA
Corrosion Norman Hackerman 75th Birthday Symposium, October 19-24, 1986, San Diego, California, USA.
- "Surface treatments of titanium and titanium alloys in view of medical applications".
G. Béranger*, Y. Barakat*, S. Ferdjani*, C.O. de González y C. Coddet*
* Universidad de Tecnología, Francia
International Conference on Titanium Products and Applications, October 19-22, 1986, San Francisco, USA.

- "Corrosión bajo tensión. Ensayos de tracción a velocidad constante media".

S.M. Gravano y J.R. Galvele

III Jornadas Nacionales de Corrosión, Santa Fé, 22-24 de octubre de 1986.

- "Predicción de la susceptibilidad a la corrosión bajo tensión del acero inoxidable tipo AISI 304 en LiCl. Influencia de la temperatura y la concentración del electrolito".

G.S. Duffó, I.A. Maier y J.R. Galvele

XVII Congreso Latinoamericano de Química y VI Congreso Colombiano de Química, Bogotá, Colombia, 12-17 de octubre de 1986.

- "Estudio del fenómeno de dealeado en tubos de latón almirantazgo de un intercambiador de calor"

A. Keitelman

II Congreso Iberoamericano de Corrosión y Protección, Maracaibo, Venezuela, 9-14 de noviembre de 1986.

- "AISI 304 y latón 64/36. Corrosión bajo tensión y cinética de repassivación".

R.M. Carranza y J.R. Galvele

Idem anterior.

- "Uso del plomo en contenedores de residuos radioactivos de alta actividad: estudio de resistencia a la corrosión"

S.M. de De Micheli, S.B. de Wexler, R.O. Cassiba, S. Fernández

Simposio Internacional sobre Emplazamiento, Diseño y Construcción de Repositorios Subterráneos de Desechos Radiactivos, Hannover, República Federal de Alemania, 3-7 de marzo de 1986.

- "Mechanisms of stress corrosion cracking of stainless steel: Anodic dissolution as the rate determine step".

J.R. Galvele

Gordon Research Conference on Corrosion, Colby-Sawyer College, New London, New Hampshire, USA, 21-25 de julio de 1986.

- "Lubricantes sólidos".

J.E. Ruzzante

X Jornadas CIT-UTN, Córdoba, octubre 1986

- "Prediction of the influence of material properties on fuel rod behaviour".

S. Harriague, D. Agüero*, I. López Pumarega* y A. Marino*

*Gerencia Procesos Químicos, CNEA

Technical Committee on Properties of Materials for W.R. Fuel Elements and Methods of Measurements, IAEA, Viena, octubre de 1986.

- "Recent developments in power reactor fuel in Argentina".

R.O. Cirimello, E.E. Pérez *, O. Saracco * y S. Harriague

* Departamento Combustibles, CNEA

International Symposium on Improvements in Water Reactor Fuel Technology and Utilization. IAEA, Estocolmo, Septiembre 1986.

- "Análisis de estructuras de barras con vínculos unilaterales".

S. Terlisky, N. Lloret*, J. Russell**, L. Rosetti** y A. Guitelman**

* Departamento Ingeniería de Plantas Químicas, CNEA

** CISM-INTI

VI Jornadas de Ingeniería Estructural, Buenos Aires, octubre de 1986

- "Dislocation sink strength in strained Hcp crystals".

N.S. de De Grande, E. Savino y C. Tomé*

* IFIR-UNR

International Conference on Vacancies and Interstitials in Metals and Alloys, Berlin. September 14-19, 1986

- "Vacancy and small vacancy clusters in Hcp metals. A static study".

A.M. Monti

Idem anterior

- "Cristalización de porcelanas dentales".

M.M. Barreiro, P.E. Manguzzi y E.E. Vicente

XIX Reunión Anual de la Asociación Internacional para la Investigación Odontológica (Sucursal Argentina), Buenos Aires, 30-31 de octubre de 1986.-

- "Fatiga térmica de acero inoxidable austenítico tipo DIN 1.4550 (AISI 347)
J.C. Crespi, A.F. Iorio
Coloquio Latinoamericano de Mecánica y Micromecanismos de Fractura".
20-24 de octubre de 1986, Santiago de Chile.

- "Análisis del comportamiento a la fractura de un contenedor esférico para reactor nuclear"
J.C. Crespi y A.F. Iorio
Coloquio Latinoamericano de Mecánica y Micromecanismos de fractura".
20-24 de octubre de 1986, Santiago de Chile.

- "Evaluación del comportamiento de probetas fractomecánicas de pequeñas dimensiones"
J.C. Crespi, A.F. Iorio, C.E. Cicutti, S.G. Fernández
Workshop sobre "Fractomecánica y Soldadura" realizado en INTEMA, Facultad de Ingeniería, Univ. de Mar del Plata, 9-11 de diciembre de 1986.

- "Rol de las inclusiones no metálicas sobre el comportamiento de acero frente a la corrosión y daño por hidrógeno"
E.R. de Schiapparelli
II Congreso Iberoamericano de Corrosión y Protección, 9-14 de noviembre de 1986, Maracaibo, Venezuela.

14. ORGANIZACION DE CONGRESOS Y REUNIONES

1985

- Reunión Latinoamericana de Teoría de Aleaciones y Equilibrio de Fases.

Organizadores: F. Dyment y D. Farkas*

Buenos Aires, 12-15 de agosto de 1985

* Virginia Polytechnic Institute, U.S.A.

- Simposio Latinoamericano de Física del Estado Sólido

F. Dyment, Miembro de la Comisión Organizadora, Mar del Plata,
19-24 de agosto de 1985.

- 1er Coloquio Latinoamericano sobre Comportamiento Mecánico de Metales Anisotrópicos.

Coordinador: A. Pochettino, Tandil, julio de 1985.

1986

- Comportamiento en Centrales Nucleares tipo CANDU del canal combustible, Desarrollo de Procesos y Materiales, Fabricación de Tubos de Presión.

Coordinación: Lic. J.C. Crespi, Ing. S. Terliski.

CNEA, Buenos Aires, Depto. Materiales, 9 al 19 de septiembre, 1986.

- Aplicaciones de la Mecánica de Fractura Elasto-Plástica a Tuberías de Interés Nuclear.

Coordinador: Lic. J.C. Crespi

CNEA, Buenos Aires, Depto. Materiales, 10 al 14 de noviembre, 1986.

- Primer Simposio Franco-Argentino Ciencia de Materiales, 29 de septiembre al 3 de octubre, Mar del Plata, Argentina.

Este Simposio fue organizado por el Programa de Cooperación entre el Departamento Materiales, CNEA, Laboratoire de Métallurgie Physique, Univ. Paris XI, Orsay, y Division Matériaux, Univ. de Technologie de Compiègne, y contó con el auspicio de la CNEA; Programa Regional de Desarrollo Científico y Técnico OEA, Proyecto Multinacional de Investigación y Desarrollo en Materiales, OEA-CNEA, Secretaría de Ciencia y Técnica, Embajada de Francia en Argentina, Centre Nationale de la Recherche Scientifique y Agence pour la Coopération Technique Industrielle et Economique. El tema básico fue el estudio de materiales, particularmente la relación entre la microestructura y el comportamiento de materiales metálicos: textura y microestructura, anisotropía de propiedades mecánicas y físicas, defectos producidos por irradiación, fenómenos de transporte, gases en metales, difusión, fragilización por hidrógeno, corrosión electroquímica, influencia de tensiones, corrosión a altas temperaturas, análisis de superficies. El simposio contó con 87 participantes: 17 extranjeros, 43 de la CNEA y 27 de otras instituciones de Buenos Aires y del interior del país.

- Segundo Coloquio Latinoamericano Mecánica y Mecanismos de Fractura, 20 al 24 de octubre, Santiago de Chile. Este Coloquio contó con el auspicio de la Pontificia Universidad Católica de Chile y los Proyectos de Metalurgia de la OEA. Sus objetivos fueron la discusión y el intercambio de información en el área de la mecánica y mecanismos de la fractura y dar condiciones que favorezcan las acciones de interacción entre investigadores de la región. Se trataron temas como: Fractura elastoplástica, fatiga, fatiga oligocíclica, fisuras cortas, rol de la temperatura en fractura y fatiga, aplicaciones generales, aplicaciones en soldadura y técnicas experimentales. Coordinadores, J.C. Crespi y A.F. Iorio.

COLABORACION CON LA SOCIEDAD ARGENTINA DE METALES

La Sociedad Argentina de Metales es una organización sin fines de lucro. Fue establecida en el año 1955 con el propósito de asistir a los miembros de la Sociedad y promover el avance y la difusión del conocimiento en metalurgia y sus aplicaciones.

Metalurgia Moderna es la revista oficial de la Sociedad Argentina de Metales. Está dedicada a la difusión del conocimiento relacionado con la Metalurgia y a la comprensión de la estructura y del comportamiento de los metales. Se publican en esta revista trabajos originales de investigación, trabajos de revisión y notas de información general, y es su principal objetivo mantener a la comunidad científico-técnica actualizada en la teoría y la práctica de la metalurgia.

Durante el período 1985-1986 han colaborado los siguientes integrantes del Departamento Materiales, con la Comisión Directiva de dicha entidad: Alfredo M. Hey (Presidente); Liliana Lanzani (Pro-Secretaria); Liliana Roberti (Vocal); Irene Maier (Vocal); Delia Arias (Vocal); Carlos Andreone (Vocal).

Varios integrantes del Departamento colaboraron con la publicación Metalurgia Moderna integrando el Comité Editor de la misma: Eduardo J. Savino (asesor científico) y como colaboradores permanentes: Delia Arias, Ramón Castillo Guerra, Guillermina Coccoz, Liliana Lanzani, Norma Míngolo, Aldo Murut, Adriana Pontini, Luis Quesada, Liliana Roberti, Silvia Rozenberg y Patricia Vedoya.

15. ESTADIAS EN EL EXTERIOR

- 1985

- G. Vigna

Becado por el Laboratorio de Metalurgia Física de la Universidad de Paris Sud-Orsay, Francia, para trabajar sobre "Efectos de las inclusiones y precipitados en la inestabilidad plástica de los metales, particularmente aceros". Años 1985 a 1987.

- F. Povolo y J. Capitani

Participaron en el Workshop sobre "Plasticidad e inestabilidades plásticas". I.C.T.P., Trieste, Italia. Posterior visita al K.f.K., República Federal Alemana.

- M.G. Alvarez

Laboratorio de K.f.K., República Federal Alemana. Desde 1-3-84 al 31-8-85. Se llevaron a cabo estudios sobre corrosión localizada de aleaciones de uso nuclear en condiciones de alta presión y temperatura.

- E. García

Universidad de Technologie de Compiègne, Francia. Febrero de 1985.

- 1986

- R. C. Pasianot

Al Instituto Balseiro, C.A.B., en junio, durante una semana; presentación de un seminario sobre "Aspectos de la Difusión Bajo Irradiación". Financiado por CNEA.

- A.M. Monti

Desde el 13-9-86 al 22-9-86: República Federal Alemana para participar en la International Conference on Vacancies and Interstitials in Metals and Alloys, Berlín, 86". Viaje subvencionado por CNEA.

- S. Harriague

Desde el 11-10-86 al 17-10-86, Viena, Austria, para asistir a la reunión del "Technical Committee on properties of materials for Water Reactor fuel elements and methods of measurement" del OIEA. Viaje financiado totalmente por OIEA.

- M. Ipohorski

Instituto Peruano de Energía Atómica. Desde el 1-11-86 al 30-11-86. Para dictar un curso. Financió el viaje OIEA.

- J.R. Galvele

Del 18 de julio al 3 de agosto de 1986 a los E.E.U.U. Asistió a la Gordon Research Conference on Corrosion, donde presentó un trabajo y dictó dos conferencias. El viaje fue parcialmente financiado por los organizadores de la Conferencia y el resto fue pagado por el investigador.

- J.R. Galvele

Del 1 al 9 de noviembre de 1986, a Washington, E.E.U.U. Asistió a la Reunión de Coordinación del Proyecto Multinacional de Metalurgia. El viaje fue financiado por la OEA.

- T. Palacios

Asistencia al "Curso Interregional sobre Garantía de Calidad, Saclay, Francia. Duración 5 semanas. Subvencionado por OIEA. Universidad de Paris en Orsay. Intercambio de experiencias en Microanálisis y texturas microlocalizadas. Subvencionado por el Acuerdo de Cooperación Científica y Técnica Franco-Argentina. Duración 3 semanas.

- F. Dymant

Invitación para trabajar como Investigadora en el Instituto Europeo para Elementos Transuránidos del Centro de Investigación Conjunta de la Comisión de la Comunidad Económica Europea, en Karlsruhe, República Federal de Alemania. El tema de trabajo fue: investigación sobre transporte de materia y efectos del daño por radiación en desechos radioactivos solidificados y vitrificados para su almacenamiento por largo período en minas de sal; incluido

dentro del Proyecto "Desechos radioactivos y sus efectos en el entorno cercano" del Programa sobre desechos radioactivos del Instituto de Transuránidos. Duración 1 año. El viaje y la estadía fue pagado por la C.E.E.

- G. Galambos

Institut für Metallforschung, Münster, República Federal Alemana. Se efectuó una estadía de 4 meses, a partir del 25-1-86 al 25-5-86, financiada por el Convenio de Cooperación Argentino-Alemán con el objeto de adquirir entrenamiento en el uso de diversas técnicas experimentales de difusión en metales.

- E.A. García

A la Université de Technologie de Compiègne, Francia, duración 2 meses, desde el 8-5-86 al 13-7-86. Actividades desarrolladas:

- Estudio de films anódicos formados sobre el titanio en medio fosfórico a fin de determinar la ley de crecimiento y la incorporación de especies químicas ricas en fósforo provenientes del baño.
- Puesta a punto de un programa de cálculo con el propósito de estudiar los perfiles de implantación de oxígeno en titanio y circonio.
- Participar en un Jurado de Tesis presentada por S. Ferdjani sobre "Incorporation de phosphore dans l'oxyde anodique de titane -etude comparative analytique et structurale", jurado C. Bé-ranger, J.C. Colson, D. David, M. Froment, E.A. García, J.P. Langeron y J. Siejka.
- Participar en el Coloquio Internacional organizado por el EPRI (USA) y CEFRCOR(Francia) que tuvo lugar en Marsella del 7 al 12 de julio de 1986.

Al Centro Nuclear de Karlsruhe, IMF I, Alemania Federal. Duración 2 meses, desde el 14-7-86 al 30-8-86. Actividad desarrollada:

- Interacción UO_2/Zry . Se optimizaron los parámetros físicos utilizados por PECLOX (Código desarrollado en la Colaboración Argentino - Alemana) con el objeto que éste simule correctamente los resultados experimentales de la interacción UO_2/Zry a alta temperatura (1000-1700 °C). Se redactó un trabajo y se envió a la OIEA para ser presentado en la reunión del comité sobre comportamiento de combustible en caso de accidente.

Al Centro Internacional de Física Teórica, Trieste, Italia.
Duración 1 semana, desde el 1 al 5 de septiembre de 1986. Actividad desarrollada:

- Asistir a las diferentes conferencias que sobre el tema: "Física del estado sólido y superficies" se expusieron en la semana.

Al Organismo Internacional de Energía Atómica, Viena, Austria.
Duración 1 semana, desde el 7 al 14 de noviembre de 1986. Actividad desarrollada:

- Participar en la reunión del Comité Teórico en Viena sobre Comportamiento de Elementos Combustibles en condiciones anormales y de accidentes.

- J.C. Crespi

Participación en el Coloquio Latinoamericano Nivel Postdoctoral "Mecánica y Mecanismos de Fractura". Santiago de Chile, del 20 al 24 de octubre de 1986.

- E.E. Vicente

International Centre for Theoretical Physics, Trieste, Italia.
Motivo: asistir a la "Escuela sobre Técnicas Avanzadas en Física Computacional", duración: 6-30 octubre de 1986.

Subvención: ICTP.

- A.A. Pochettino

Enero 1986: Estadía en Chile, Pontificia Universidad Católica de Santiago y Univ. Católica de Valparaíso. Objeto: Dictado de una serie de seminarios sobre "Texturas Cristalográficas y anisotropía mecánica de metales". Visita financiada por el Programa Chileno del PMM-OEA.

Diciembre 1986: Estadía en Francia de dos meses de duración, en el marco del Convenio de Cooperación Científica Franco-Argentino. Objeto: Discusión de trabajos en curso de realización sobre "Anisotropía mecánica en materiales hexagonales compactos".

- F. Povo

Septiembre 1986: Estadía en el ICTP, Trieste, Italia, como miembro invitado del Instituto. Duración de la misma: dos meses.

- E.J. Savino

Participación en la reunión de coordinación del Proyecto Multinacional de Tecnología de Materiales, en Washington DC, 3 de octubre de 1986.

MISION DE ALTA TECNOLOGIA

El Gobierno Argentino a través de su Ministerio de Relaciones Exteriores destacó en misión a Francia entre el 26 y el 30 de mayo de 1986 a un grupo de científicos y técnicos de las áreas de nuevos materiales, electrónica, informática, telecomunicaciones y biotecnología. Este grupo contó con el apoyo del personal de la Embajada Argentina en Francia y del personal de la Consejería Económica de la Embajada.

El interlocutor principal en Francia, no exclusivo, fue el grupo Empresario Nacionalizado Compagnie Generale D'Electricité (CGE). La misión de este grupo científico-técnico consistió en establecer contactos a fin de encarar futuros desarrollos científico-técnicos con intervención de laboratorios e industrias argentinas y contraparte francesa, e informar al Comité Argentino en Alta Tecnología integrado por el Ministro de Relaciones Exteriores, el Secretario de Comercio Exterior y el Secretario de Ciencia y Técnica.

Nuestro laboratorio participó en esta misión representado por su Jefe de Departamento.

Se contactaron diversos grupos franceses y se preparó una reunión de una delegación francesa con industriales y técnicos argentinos. En esta tarea colaboró la Ing. Teresa Pérez quién representó a esta Comisión Nacional en las reuniones. Estas se realizaron en la semana del 24 al 28 de noviembre de 1986 en Buenos Aires. La representación francesa en el área de materiales fue pobre, ya que el Comisariado Francés de Energía Atómica estuvo representado por el Consejero Cultural Científico y de Cooperación de la Embajada Francesa y las empresas Renault y Peugeot por representantes argentinos dedicados al área comercial. Existió interés de Peugeot en los temas de plásticos reforzados y fibras de carbón.

Conclusiones de la reunión fueron:

- Debemos destacar por lo altamente encomiable que los sectores de diversas disciplinas de la ciencia y la técnica se encuentran empeñados en esta acción mancomunada con aquellos de industria, comercio y relaciones exteriores. Este esfuerzo conjunto, su continuidad temporal y el carácter multiplicador inherente constituyen la única posibilidad de que nuestro país ocupe un lugar entre las naciones productoras de bienes tecnológicos.
- La contraparte francesa, por su lado, se halla dispuesta, utilizando el apoyo de la comunidad europea, a ocupar un lugar entre los grandes productores de bienes de capital, en competencia con Estados Unidos y Japón. En este sentido, se hallan de acuerdo las acciones de las compañías (como hemos visto en el caso de la CGE) de ocupar una porción del mercado mundial (en el caso CGE en lo que hace a energía y comunicaciones) y aquellas de los gobiernos en crear programas de investigación y desarrollo con aplicación industrial de alta tecnología y de carácter europeo mancomunado. En este sentido en el área materiales se hallan los proyectos: EUREKA, VAMAS, BRITE, EURAM y aquellos de la Comunidad Económica Europea vinculados al área. Cada uno de ellos tiene diverso grado de éxito y tiende a consolidar la acción de diferentes o concurrentes sectores del quehacer de la Investigación, Desarrollo y Producción en Tecnología de avanzada.
- Respecto a las áreas localizadas y temas dentro de las mismas creo que la acción fue exitosa. Se localizaron temas de alta tecnología dentro y fuera del contexto EUREKA que pueden adaptarse a nuestra factibilidad de Investigación, Desarrollo y Producción de existir una decisión gubernamental y apoyo de los sectores involucrados. Debe tenerse en claro, sin embargo, que todo desarrollo de alta tecnología requiere el apoyo en una estructura científico-tecnológica, llamémosla "convencional", que en nuestro país, está muy deteriorada. Sin ésta el desarrollo no es factible.

16. VISITANTES

Entre los investigadores extranjeros que nos han visitado durante los años 1985 y 1986, para asistir a coloquios y participar de cursos y seminarios, los mencionados abajo realizaron una estadía con intercambio de información y/o realizaron tareas de colaboración con grupos del Departamento.

- Prof. Christian Herzig, Institut für Metallforschung, Universidad de Münster, Alemania Occidental, 8 al 29 de octubre de 1985.

- Dr. G. Beranger y Dr. D. David, Université de Technologie de Compiègne, Francia, noviembre de 1985.

- Prof. Heinrich Mecking, Universidad Técnica de Hamburgo, Hamburgo, Alemania Occidental y Dr. Charles Donadille, IRSID, Francia, para el Coloquio Latinoamericano sobre Comportamiento de Metales Anisotrópicos, durante el mes de julio de 1985.

- Dr. Gilles Canova, Universidad de Metz, noviembre de 1985 (Convenio Franco-Argentino).

- Prof. Augusto Peñaloza, U.C.V. Chile. Septiembre-octubre 1985. Objeto de la visita: Participar Reunión Tandil sobre Propiedades Mecánicas y CLAF de Mar del Plata, como así también realizar trabajos sobre caracterización indirecta de texturas. Viaje financiado parcialmente por el PMIDM OEA-CNEA.

- Herber Schneider, K.f.K., Alemania Occidental, marzo a diciembre de 1986. Viaje financiado por el convenio Argentino-Alemán.

- Prof. Cristian Vial, septiembre 1986, 15 días. Participación del Simposio Franco-Argentino y dictado de Seminarios para alumnos del curso de Metalurgia y Tecnología de Materiales. Viaje financiado por PMIDM OEA-CNEA.

- Dr. Gery M. Witkowski, Batelle Columbus Laboratories, Columbus, Ohio, USA.

10 al 14 de noviembre de 1986

Dictó un curso de "Aplicaciones de la Mecánica de Fractura Elasto-Plástica a Tuberías de Interés Nuclear".

- Dr. Brian C. Cheadle, Head Metallurgical Eng. Department, Chalk River National Laboratories, Atomic Energy of Canada Limited, Chalk River, Ontario, Canada.

Participación en el Seminario "Comportamiento en Centrales Nucleares Tipo CANDU del Canal Combustible, Desarrollo de Procesos y Materiales, Fabricación de Tubos de Presión.

- Delegación Francesa al Primer Simposio Franco-Argentino de Ciencias de Materiales, Mar del Plata, 29 de septiembre al 3 de octubre de 1986.

- . Prof. Paul Lacombe, Prof. Emérito de la Universidad de París XI.

- . Dr. Richard Penelle, Director de Investigaciones en el CNRS, Universidad de París XI.

- . Prof. Gerard Beranger, Profesor en la Universidad de Tecnología de Compiègne, Francia.

- . Dr. Marc Aucouturier, Director de Investigaciones en el CNRS.

- . Dr. Jacques Chene, investigador del CNRS en la Universidad de París XI.

- . Dr. Daniel David, investigador de la Universidad de Tecnología de Compiègne.

- . Dr. Gerard Maeder, Profesor de la Escuela Nacional de Artes y Oficios de París.

- . Prof. Yves Quere, Profesor del Instituto Politécnico de París.

- . Dr. J. Siejka, Investigador en el grupo de Física del Sólido de la Escuela Normal Superior, Universidad de París VII.

- . Dr. J. Debuigne, Profesor en el Instituto Nacional de Ciencias Aplicadas (INSA), Rennes.

- . Dr. F. Dabosi, Profesor del Instituto Politécnico de Toulouse.

- . Prof. J. Besson, Universidad de Grenoble.

17. DISTINCIONES

17.1. "Premio Stella De Micheli"

La Dra. Stella M. Moglia de De Micheli fue una muy activa colaboradora en todas las actividades científicas y tecnológicas en el campo de la metalurgia y la corrosión. Egresada de la Facultad de Ciencias Exactas y Naturales, UNBA, en 1961, con el grado de Doctora en Química, realizó tareas de docencia e investigación en hielo en el Departamento de Meteorología de dicha Facultad. En 1967 ingresó como investigadora en la División Corrosión de la Comisión Nacional de Energía Atómica, detentando al producirse su fallecimiento en enero de 1986 el cargo de Jefe de dicha División.

Realizó numerosas tareas de investigación en el campo de la corrosión, abarcando corrosión intergranular y picado de aluminio y sus aleaciones, desarrollo de ánodos de aluminio para protección catódica, corrosión por dealeado de aleaciones de cobre, corrosión de aleaciones dentales, corrosión de estructuras de solidificación, corrosión en aleaciones de circonio, etc. Participó activamente en docencia de post-grado y en la formación de recursos humanos en su especialidad. Otro campo al que prestó gran atención fue la transferencia de los conocimientos científicos a la tecnología nacional, siendo uno de sus logros más importantes el desarrollo de ánodos de sacrificio para protección catódica.

La Dra. De Micheli siempre nos asombró por su gran dedicación y capacidad de trabajo, fue una investigadora científica que dedicó un gran esfuerzo a esta tarea, encontrando además tiempo para participar en forma activa en numerosas asociaciones profesionales. Con el sincero convencimiento de que la vida de la Dra. De Micheli fue un ejemplo para las futuras generaciones de investigadores y tecnólogos, el 23 de abril de 1986 el Proyecto Multinacional de Tecnología de Materiales (OEA) y el Departamento de Materiales de la Comisión Nacional de Energía Atómica instituyeron un premio en el nombre de la Dra.

De Micheli, con el fin honrar su memoria e incentivar a investigadores jóvenes en el área de la metalurgia y la corrosión en nuestro medio. Dicho premio, consistente en una medalla y diploma, se otorgará bianualmente y se entregará en el acto de clausura del Curso de Metalurgia y Tecnología de Materiales de la CNEA.

La comisión de evaluación designada por el Departamento Materiales, a este efecto, resolvió otorgar el Premio Stella de De Micheli Año 1986 al Ingeniero Jorge Roberto VILCHE del Instituto de Investigaciones Fisicoquímicas Teóricas y Aplicadas, de la Universidad Nacional de La Plata, teniendo en cuenta que el Ing. Vilche ha publicado más de ochenta trabajos tecnico-científicos en el área de la electroquímica y corrosión, que ha realizado y patentado desarrollos en la misma area, que ha realizado una importante tarea en la formación de recursos humanos y que ha desarrollado una muy activa labor de servicio a la comunidad científica mediante participación en comisiones asesoras, organización de seminarios, conferencias, cursos, etc., y porque esta comisión considera que todas estas actividades dan fiel cumplimiento a los objetivos previstos al instituir este premio.

17.2. Premio "Manuel Noriega Morales"

El Consejo Interamericano para la Educación, la Ciencia y la Cultura (CIECC) de la Organización de Estados Americanos otorgó el premio "Manuel Noriega Morales" en Ciencia y Tecnología del año 1985 al Dr. Eduardo J. Savino, en el área de Aplicaciones de la Ciencia y Tecnología en el campo de la Metalurgia Física y la Formación de Recursos Humanos, en su especialidad.

Este premio fue otorgado en Washington DC durante una sesión especial del Consejo Interamericano (CIECC) a la cual asistieron los Ministros de Ciencia y Técnica o sus representantes, de todos los países que constituyen la OEA.

