

3818

C.N.E.A. Biblioteca	
ARCHIVO PUBLICACIONES	
Nº 1	AÑO 1984

CNEA NT - 16/84

04.84.13

Departamento Materiales

Actividades Año 1983

Comisión Nacional
de Energía Atómica

Dirección de
Investigación y Desarrollo

Gerencia de
Desarrollo

Buenos Aires - Argentina
1984



Departamento Materiales

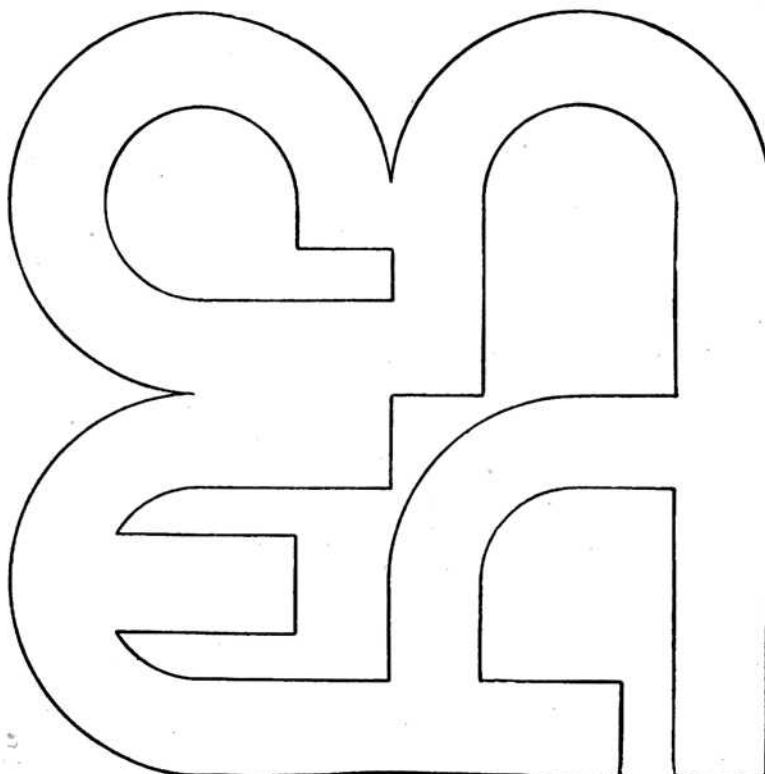
Actividades Año 1983

Comisión Nacional
de Energía Atómica

Dirección de
Investigación y Desarrollo

Gerencia de
Desarrollo

Buenos Aires - Argentina
1984



INTRODUCCION

El Departamento de Materiales ha cumplido ya 29 años de existencia y tiene por objetivo realizar tareas de investigación y desarrollo sobre propiedades, comportamiento y procesos de fabricación de materiales que son de aplicación, en particular, en el Plan Nuclear Argentino y, en general, en toda la Industria Nacional. Es objetivo también de este Departamento poseer los servicios que conduzcan al mejor uso de esos materiales.

Se describen en esta publicación las tareas de investigación en desarrollo durante 1983, divididas según temas afines, como así también los asesoramientos y servicios a terceros que, en muchos casos, constituyen verdaderos trabajos de investigación y desarrollo por la cantidad de información que fue necesario elaborar y la calidad del personal que intervino.

Se destaca también la importante tarea docente que se ha realizado, no sólo para el personal de CNEA, sino para la formación de profesionales de la industria y de Institutos de Investigación del país y de otros países latinoamericanos. Para ello se han realizado, dentro del Departamento Materiales, Cursos y Seminarios dictados por personal de la CNEA y también por destacados profesionales extranjeros. Asimismo, profesionales del Departamento han extendido su labor docente a Universidades e Institutos del país y del exterior.

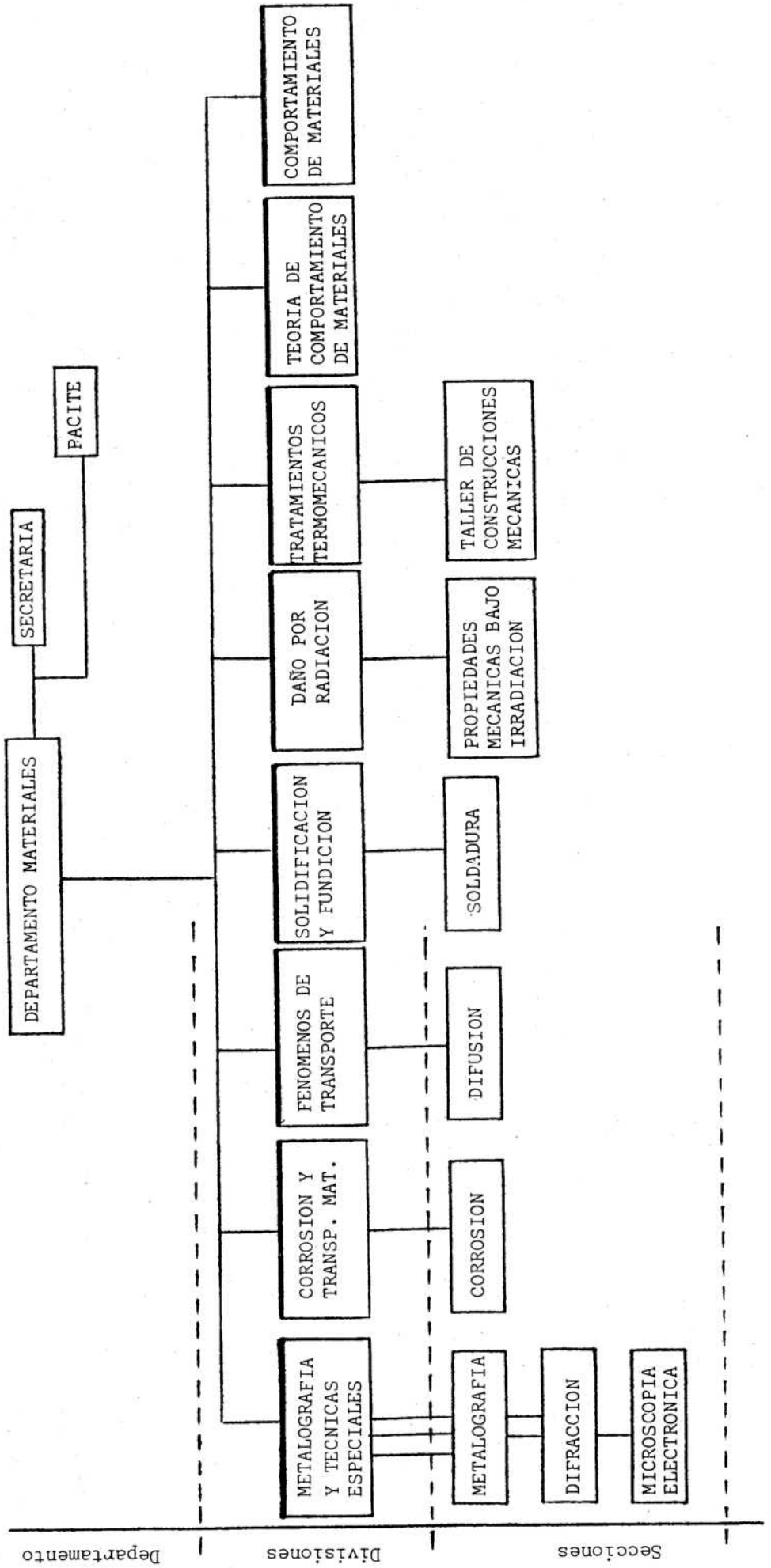
La labor de investigación y desarrollo completada durante el año 1983 aparece indicada en las publicaciones científicas y técnicas, resúmenes de congresos e informes internos, cuyo listado se presenta en este informe. Asimismo se enumera la participación de nuestro personal en comités de normalización, las estadías en otros centros de investigación y los trabajos en colaboración con otros centros.

El Departamento Materiales desea dejar constancia de su agradecimiento a quienes hicieron posible la presente publicación: a la Srta. G. Fernán-

dez por su colaboración en la tarea de mecanografiado; al Sr. A. Binda por su responsabilidad en la elaboración e impresión; y en forma muy particular al comité de publicaciones integrado por: Lic. A. Fortis, Ing. F. Iorio, Dra. I. Maier, Dra. A.M. Monti, Ing. T. Palacios, Lic. M.E. Saggese, Dra. A. Sarce y Dra. R. Tendler, sin cuyo entusiasmo esta publicación no se hubiera logrado.

Dr. José R. Galvele
Jefe Departamento

ORGANIGRAMA DEL DEPARTAMENTO MATERIALES



PERSONAL DEL DEPARTAMENTO DE MATERIALES

Galvele J.R. (Jefe de Departamento)

Secretaría:

Fernández G.

Morchio M.C. (Responsable actividades contables)

Roncagliolo S. (Responsable actividades administrativas).

División Metalografía y Técnicas Especiales

Investigadores:

Hermida D.
Ipohorski, M. (Jefe de División)
Marrapodi, M.R.
Palacios, T. (Jefe de Sección Difracción)
Pochettino, A.
Quesada, L.
Vasallo, D.
Vigna, G.

Técnicos:

Bermúdez, B. S.
Castillo Guerra, R.
Caso, J.
Garibaldi, J.
González, R.
Lozada, I.S.
Marccone, N. (Jefe de Sección Microscopía Electrónica)
Nieto, P.
Saulino, D.
Segovia, F.
Zalcman, S. (Jefe de Sección Metalografía)

Personal Auxiliar:

Garaycochea, L.
Palacio, S.

Becarios:

Espinosa, R. (IPEN-Perú)
Mercado, D. (CONET)

Tesistas de Licenciatura:

Vedoya, P. (UBA-FCEN)

División Corrosión y Transporte de Materia

Investigadores:

Alvarez, M.G.

Barreto, M. (YPF)

De Micheli, S.M. de (Jefe de División)

Galvele, J.R. (Jefe de Departamento)

García, M.

Haddad, R.

Keitelman, A.

Lanzani, L.

Maier, I. (CIC)

Semino, C.J. (Jefe de Sección Corrosión)

Wexler, S.

Técnicos:

Giordano, C.M.

Becarios:

Cassiba, R. (Gcia. de Protección Radiológica y
Seguridad, CNEA)

Manfredi, C. (CONICET)

Tesistas de Doctorado:

Carranza, R. (CIC)

Gravano, S.

Jais, R. (CIC)

Mizrahi, R. (CIC)

Poli, M. (CIC)
Rebak, R. (CONICET)

División Fenómenos de Transporte

Investigadores:

Denis, A.
Dyment, F. (jefe Sección Difusión)
Forlerer, E.
García, E. (jefe de División)
González, C. (CIC)
Hild, S.
Kurokawa, S.
Moyano, E.
Nicolai, L.I.
Piotrkowski, R.
Simkin, Y. (hasta Junio de 1983)
Tendler, R.
Zuzek, E.

Técnicos:

Galambos, G.
Geraci, D.
Papalia, J.

Becarios

Balart, S.N. (CNEA)
Besteti, S. (CONET)
Karpin, G. (CONET)
Mari, A.C. (CIC)

Tesistas de Licenciatura:

Galicer, H. (FCEN, UBA)
Heredia, E.A. (FCEN, UBA)
Iribarren, M. (FCEN, UBA)
Levin, I.A. (FCEN, UBA)
Ozols, A. (FCEN, UBA)

Tesistas de Doctorado:

Wilhelm, A. (UNLP)

División Solidificación-Fundición y Soldadura

Investigadores:

Balzaretti, D.
Morando R. (Jefe de División)
Morgenfeld, J. (CIC)
Pérez, T.E. (Jefe Sección Soldadura (hasta julio de 1983))
Saggese, M.E.
Vicente, E.

Técnicos:

Cuccinielo, J.
Lella, R. (hasta julio 1983)
Raffaelli, H.

Becarios:

Barreiro, M. (CIC)
Valencia, F. (CNEA, Colombia)

División Daño por Radiación

Investigadores:

Coccoz, G.
Constantino, L.
Fortis, A.M.
González, H.C. (Jefe de Sección Propiedades Mecánicas bajo Irradiación)
Justus, F.
Povolo, F. (Jefe de División)
Toscano, E.

Técnicos:

Fracchia, J.A.
Hara, D. (hasta Julio 1983)
Marxsen, A.
Muñiz, M.

Becarios:

Capitani, J. (CIC)
Custodio C. (CONET)
Iriart, C. (CNEA)
Marzocca A. (CIC)

División Tratamientos Termomecánicos

Investigadores:

Alvarez, P.
Andreone, C.
Arias, D.
Badino, N.
Cabo, A.

Hey, A. (Jefe de División)

Muro, S.

Ortiz, M.

Pascualini, E.

Roberti, L.

Rodríguez, C.

Ruzzante, J.

Sarce, A.

Schiapparelli, R.E.

Versaci, R.

Técnicos:

Carpineta, O.

Becarios:

Castro, D. (CNEA)

De Simone, R. (CIC)

Domizzi, G. (CNEA)

Murut, A. (CIC)

Pardo, E. (CNEA)

Tesistas de Licenciatura:

González Camus, M.

Pontini, A.

Taller de construcciones mecánicas:

Alonso, E.

Cincotta, A.

Domínguez, J.

Lamas, F.

Laporte, R. (jefe de Sección)

Lucero, C.

Ocaranza, H.

Vargas, H.

División Teoría de Comportamiento de Materiales

Investigadores:

Harriague, S.

Migoni, R.L.

Monti, A.M.

Savino, E.J. (Jefe de División)

Smetniansky de De Grande, N.

Tesistas de Doctorado:

Baigorria, C.A. (IB)

Pasianot R.C.

Tesistas de Licenciatura:

Bisio, P.

Kievsky, A.

Marino, A.C.

Terlisky, S.

División Comportamiento de Materiales

Investigadores:

Crespi, J.C.

Di Bella, D.A.

Iorio, A.F.

Jinchuk, D.O.

Mondino, M. (Jefe de División)

Técnicos:

Gerardini, G.G.

Liberman, M. (Div. Centrales Nucleares-
Gcía. Ingeniería)

Proyecto de Apoyo Científico y Técnico (PACITE)

Savino, E.J. (Jefe del Proyecto)

Secretaría:

Novoa, L.M. de

Pingitore, B.

Becarios CNEA - Curso de Metalurgia y Tecnología de Materiales:

Giai, E.

Roviglione, A.N.

Asta, E.P.

Losano, L.G.

Murut, A.E.

Mingolo, N.

Marengo, A.

Guagliano, O.E.

Quaranta, D.G.

Pardo, E.

Braceli, A.

Miranda Salazar, F. (Perú)

Castillo Mizabal, R. (Venezuela)

Mafra, W.J. (Brasil)

Pérez, R. (Colombia)

Zapata, G. (Colombia)

Silveira Núñez, V.E. (Brasil)

INDICE

	<i>página</i>
1. <u>Corrosión y Transporte de Materia</u>	
1.1. Susceptibilidad a la corrosión de contenedores de subproductos terminales del ciclo de combustible.	1
1.2. Procesos de transporte en la corrosión localizada	4
1.3. Procesos de transporte en la ruptura de la pasividad del hierro	6
1.4. Corrosión bajo tensión de aleaciones de cobre	8
1.5. Corrosión bajo tensión de acero inoxidable tipo AISI 304 en soluciones de cloruros	10
1.6. Cinética de repasivación en corrosión bajo tensión.....	13
1.7. Corrosión bajo tensiones de iodo del Zr y sus aleaciones...	16
1.8. Comportamiento electroquímico del Zr y Zr-4	17
1.9. Comportamiento de aleaciones de aluminio para protección catódica en agua de mar.....	19
1.10 Corrosión por dealado de bronce de aluminio	21
1.11. Disolución selectiva de aleaciones cadmio-magnesio.....	22
1.12. Influencia del agregado de Cd en el comportamiento electroquímico del Al puro en presencia del Cl^-	23
1.13 Evaluación de la susceptibilidad a la corrosión localizada de	

tubos de acero inoxidable para condensadores de vapor.....	26
1.14. Ensayos de corrosión con acero Al Mn-Al (El inoxidable de los pobres).....	31
 2. <u>Fenómenos de Transporte</u>	
2.1. Autodifusión de Zr en fase α	34
2.2. Difusión de $\text{Ag}^{110\text{m}}$ en monocristales de Zr- α	36
2.3. La difusión "muy rápida" y los vidrios metálicos en las aleaciones Zr-metal	38
2.4. Autodifusión de Zr y Ti en aleaciones de Ti-Zr	40
2.5. Difusión de Fe^{59} en Zr-Sn- β	42
2.6. Difusión de V en Fe y algunas aleaciones de base Fe	44
2.7. Difusión de Ni^{63} en la fase γ_2 del sistema Cu-Al. Dependencia de la composición	47
2.8. Difusión en interfases: Sistema Zr-Nb	50
2.9. Difusión química en el sistema Zircaloy-4/Cu	52
2.10. Código para describir la interacción entre UO_2 y Zircaloy en el rango de temperatura 1000-1700°C	54
2.11. Modelo para simular cinéticas de oxidación parabólicas seguidas por cinéticas lineales, considerando cortocircuitos de difusión del oxígeno en el óxido	57
2.12. Simulación de la oxidación de Circonio a temperaturas intermedias. Cinéticas cúbicas seguidas de cinéticas lineales.....	59
2.13. Simulación de la oxidación de Zircaloy (Zry) en vapor de agua durante transitorios de temperatura	60
2.14. Precipitación de carbonitruros por sucesiva implantación de carbono y nitrógeno en hierro puro	64
2.15. Aplicaciones energéticas de los compuestos intermetálicos - I-Fe-Ti	65
2.16. Determinación de la relación D/H en mezclas hidrógeno-deuterio mediante espectrometría de masas	66

2.17.	Transferencia del calor mediante atmósferas de hidrógeno y su relación con los tratamientos térmicos de zircaloy	69
2.18.	Diagrama de fases del sistema circonio-hidrógeno. Determinación de los límites entre fases	70
3. <u>Propiedades de materiales bajo irradiación</u>		
3.1.	Loop a altas temperaturas RAIII	73
3.2.	Medición de etapas de recuperación y energías de activación de procesos en Zn sometido a irradiación neutrónica en nitrógeno líquido	73
3.3.	Endurecimiento por irradiación en magnesio	76
3.4.	Crecimiento por irradiación	76
3.5.	Medición de la sobreconcentración de defectos y movilidad atómica bajo irradiación	78
4. <u>Propiedades Mecánicas de metales</u>		
4.1.	Evolución de las texturas durante creep zircaloy-4 a 673 K ..	80
4.2.	Anelasticidad a altas temperaturas en circonio y zircaloy-4 .	83
4.3.	Relajación de tensiones en circonio y zircaloy-4	84
4.4.	Evolución de la microestructura durante la termofluencia del Zry-4 a 673 K	87
4.5.	Tiempo y deformación a fractura en níquel a altas temperaturas	89
4.6.	Relación de Poisson en aleaciones de circonio	92
4.7.	Relajación de tensiones por curvado en AISI 304 e inconel 718	94
4.8.	Termofluencia en níquel a altas temperaturas	96
4.9.	Fricción interna y transformaciones de fase en aceros inoxidables 304-L	98
4.10.	Determinación cuantitativa de fases existentes en aceros 304-L	99
4.11.	Velocidad de propagación de fisuras y tenacidad a la fractura, J_{IC} , del acero estructural tipo ASTM A-508 C12	99

5. Solidificación, Fundición y Soldadura

5.1.	Microestructura del metal de soldadura en aceros micro-aleados	102
5.2.	Microestructura de la soldadura de aceros inoxidables austeníticos	103
5.3.	Modelación computacional de los campos electromagnético y térmico en la refusión de metales por electroescoria	103
5.4.	Resolución de un problema de Stefan unidimensional: solidificación de metales puros en moldes refrigerados	105
5.5.	Discusión de "modelo matemático para la solidificación unidireccional de metales: I. Moldes refrigerados".....	107
5.6.	Fabricación de crisoles de alta alúmina	109

6. Teoría del comportamiento de materiales

6.1.	Divacancias en metales de estructura HCP.....	111
6.2.	Pequeños aglomerados de vacancias en metales de estructura HCP	114
6.3.	Nucleación de burbujas de He en metales bajo irradiación con partículas α	116
6.4.	Difusión bajo irradiación	118
6.5.	Implantación de Sn en Fe	121
6.6.	Análisis de los efectos de la textura cristalográfica sobre la anisotropía mecánica de chapas de acero.....	123
6.7.	Anisotropía del comportamiento plástico de materiales de estructura hexagonal: chapas de titanio	125
6.8.	Relación de Poisson en aleaciones de Circonio	127
6.9.	Modelo de deformación elasto-plástica de policristales centrados en las caras.....	127
6.10.	Algunas observaciones sobre la relación entre la microestructura del Zr, sus características estáticas y dinámicas, y su comportamiento bajo irradiación.....	130
6.11.	Deformación plástica de metales mediante computadora.....	132
6.12.	El código BACO: su aplicación a barras combustibles de uranio natural	133

6.13.	Resultados del código BACO para el experimento D-COM (OIEA) sobre liberación de gases.....	136
6.14.	Análisis del comportamiento de barras combustibles en reactores de agua pesada	138
6.15.	Comparación de predicciones del código BACO y del código UFRANUS del IRT- Darmstadt	140
 7. <u>Tratamientos termomecánicos</u>		
7.1.	Fases presentes en el sistema Zr-Sn	143
7.2.	Diagrama de fases del sistema ternario Zr-Ti-Sn	144
7.3.	Estudio de las transformaciones martensíticas de un acero austenítico metaestable 304L	145
7.4.	Interacción del hidrógeno intersticial con dislocaciones.....	147
7.5.	Estudio de precipitados del tipo $Zr (CrFe)_2$ en aleaciones de circonio	149
7.6.	Influencia de N_2C sobre la textura de recocido en aceros microaleados	152
7.7.	Rol de las inclusiones en el Acero A 516 en fragilización por hidrógeno y comportamiento frente a la corrosión.....	155
7.8.	Influencia de bajas deformaciones por laminación en el envejecimiento de aceros	157
7.9.	Envejecimiento por templado en aceros de bajo carbono.....	159
7.10.	Determinación del coeficiente de endurecimiento en aceros de alto límite de fluencia	159
7.11.	Propiedades mecánicas y aumento de temperatura en deformación en caliente de aceros	161
7.12.	Ductilidad en caliente de aceros	162
7.13.	Estudio mineralógico de porcelanas dentales mediante difracción de rayos X	163
7.14.	Poliestireno expandido. Contribuciones para la interpretación de la conductividad térmica aparente	166
7.15.	Curvas de ajuste para la conductividad térmica del poliestireno expandido en función del espesor de muestra y medición del calor específico	167

8. Técnicas especiales

- 8.1. Procedimientos para la puesta a punto y calificación de un auto clave para ensayos de corrosión a alta presión y temperatura.... 169
- 8.2. Análisis de metales con la lámpara de Grimm..... 171
- 8.3. Determinación cuantitativa de fases por difracción de rayos-X... 174
- 8.4. Máquina de ensayos triaxiales para el estudio de mecanismos de fractura dúctil 175
- 8.5. Relación entre emisión acústica y parámetros metalográficos en acero 175
- 8.6. Caracterización de piezas metálicas 177

9. Servicios

- 9.1. Análisis de superficies (año 1983) 181
- 9.2. Microscopía electrónica de barrido 182
- 9.3. Química analítica 183
- 9.4. Electrónica 184
- 9.5. Metalografía Óptica 185
- 9.6. Microanálisis 187
- 9.7. Computación 188
- 9.8. Difracción de rayos-X 188
- 9.9. Ensayos mecánicos, tratamientos térmicos y laminación..... 189
- 9.10. Ensayos de recepción de aleaciones de Zry-4 a alta presión y temperatura 190
- 9.11. Ensayos de tracción 190

10. Asesoramientos

- 10.1. Asesoramiento en corrosión..... 192
- 10.2. Asesoramiento en selección y procesamiento de materiales..... 193
- 10.3. Programa de vigilancia del recipiente de presión del reactor de la Central Nuclear Atucha I 194

10.4.	Evaluación de las propiedades mecánicas pre y postirradiación correspondientes al primer conjunto de cápsulas porta-probetas del programa de vigilancia del material del recipiente de presión de la Central Nuclear Atucha I (CNA-I)	196
10.5.	Evaluación de la posibilidad de ruptura catastrófica del tramo fisurado Q_m de la CNAI	198
10.6.	Fatiga térmica de acero inoxidable tipo AISI 347	199
10.7.	Análisis de falla del vástago de una compuerta de la central hidroeléctrica Planicie Banderita	201
10.8.	Análisis de falla de cigüeñal de balancín de 150 Tn	205
10.9.	Análisis de falla de ejes de trituradoras de rocas	205
10.10.	Análisis y prevención de fallas en cilindros de prensas hidráulicas	207
10.11.	Estudio del comportamiento del acero inoxidable DIN 1.4439 con respecto a la corrosión por rendijas	208
10.12.	Comportamiento de inoxidables austeníticos de uso nuclear 1-4980; 1-4571; 1-4550; 1-4571	210
10.13.	Estudio de una pieza antigua	212
10.14.	Desarrollo del programa "lingotes"	215
10.15.	Facilidades blindadas	215
10.16.	Asesoramientos en general	216
11.	<u>Publicaciones</u>	218
12.	<u>Cursos y Seminarios</u>	230
13.	<u>Presentaciones a Congresos</u>	241
14.	<u>Estadías en el exterior</u>	248
15.	<u>Visitantes</u>	250
16.	<u>Normalización</u>	251
17.	<u>Distinciones</u>	252
	<u>Lista de Siglas</u>	253

1. CORROSION Y TRANSPORTE DE MATERIA

1.1 SUSCEPTIBILIDAD A LA CORROSION DE CONTENEDORES DE SUBPRODUCTOS TERMINALES DEL CICLO DE COMBUSTIBLE.

S. Wexler y R. Cassibba*

* Gerencia Protección Radiológica y Seguridad

El diseño conceptual de contenedor blindado propuesto por la CNEA, Argentina (1) prevee que el residuo radiactivo, reprocesado y vitrificado, es colado en un recipiente de acero inoxidable, de 1cm de espesor. Este recipiente, a su vez es rodeado por una gruesa capa de plomo (10cm espesor), contenida en un recipiente de acero, de 1cm de espesor, cuya composición no está especificada.

El contenedor debe actuar como barrera de ingeniería, aislando el material radiactivo del medio que lo rodea por un período del orden de 1.000 años. Se exigen así estudios para evaluar el comportamiento de estos materiales en los medios corrosivos del repositorio, poco definidos aún ya que dependerán de la composición química de las aguas subterráneas, del material de relleno, rocas etc. y de las interacciones de estos sistemas entre sí a las temperaturas de trabajo, que es inicialmente de aproximadamente 80°C.

Hasta el presente estudiamos el comportamiento anódico y catódico del plomo puro (99,999%) en soluciones de Na Cl 0,5M y 0,05M y Na NO₃ 0,01M, a temperaturas entre 21° y 80°C, en condiciones aereadas y deaereadas. Las probetas, una vez finalizada la polarización anódica, fueron observadas en el microscopio electrónico de barrido. En las soluciones 0,5M de NaCl se encontró que al polarizar anódicamente la corriente aumenta rápidamente hasta alcanzar un pico y luego se estabiliza en un valor aproximadamente constante, observándose corrientes límites cuyos valores son elevados y dependen de la temperatura de ensayo, Fig. 1.1.1. El metal no está realmente pasivado ya que los productos de corrosión que se observan no son compactos y permiten el ataque al metal de base. Estos productos son posiblemente oxiclорuros de

plomo (2).

En las soluciones 0,05M de NaCl se observa una disolución anódica mayor que en las soluciones más concentradas y a la temperatura de 80°C no se observa la corriente límite anódica, Fig. 1.1.2., variando la densidad de corriente en forma prácticamente lineal con el potencial aplicado.

En soluciones de nitrato se observó siempre un ataque intensivo de la probeta en las diferentes temperaturas ensayadas, acompañado a veces por ataque localizado en forma de picado cristalográfico. Las curvas de polarización en este medio se muestran en la Fig. 1.1.3.

La aereación del medio tiene poca influencia en las curvas de polarización anódicas. Al deaerear se observa la desaparición de un pico anódico de poca intensidad que posiblemente corresponde a un carbonato de plomo que se formaría en el medio aereado por la presencia del CO_2 disuelto.

Los resultados muestran que, en medios salinos de aniones cuyas sales de plomo son solubles (ej. nitrato) o cuya solubilidad aumenta con la temperatura (ej. cloruro) no se observa una pasivación real del plomo a la temperatura de trabajo del repositorio.

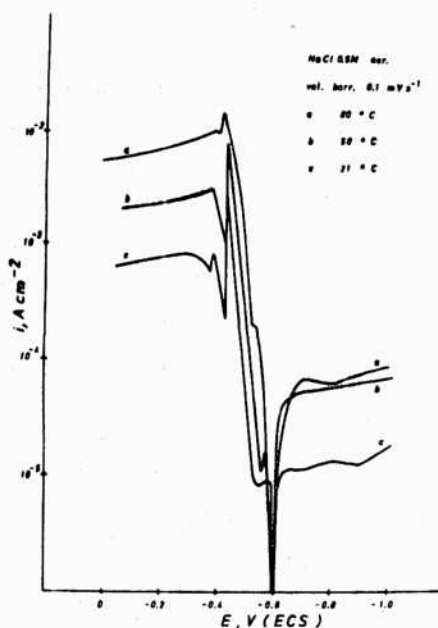


Fig. 1.1.1.

Curvas de polarización anódicas y catódicas del Pb en NaCl 0,5M, aereado. Veloc. de barrido $0,1\text{mV}_s^{-1}$

a: 21° C

b: 50° C

c: 80° C

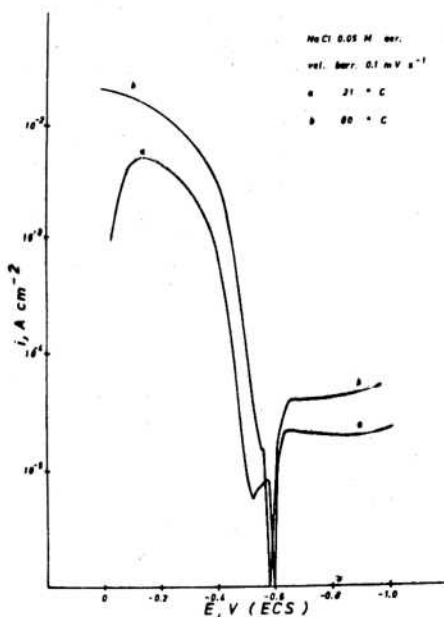


Fig. 1.1.2.

Curvas de polarización anódicas y catódicas del Pb en NaCl 0,05M, aereado. Vel. barrido $0,1 \text{ mV s}^{-1}$

a: 21°C

b: 80°C

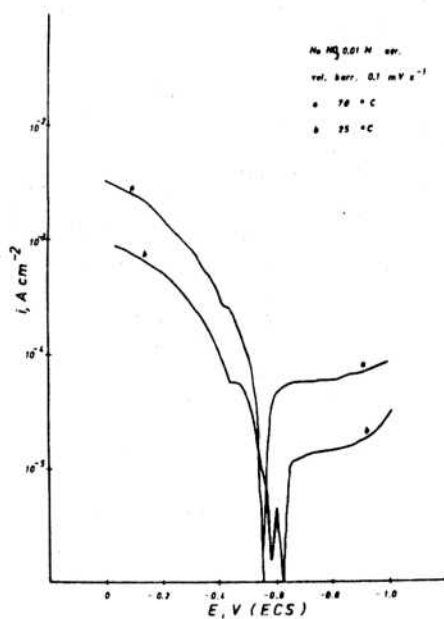


Fig. 1.1.3.

Curvas de polarización anódicas y catódicas del Pb en Na NO_3 0,01M, aereado. Vel. barrido $0,1 \text{ mV s}^{-1}$

a: 78°C

b: 25°C

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. Beccaria A.M., Mor E.D, Bruno G., Poggi G.
"Corrosión of Lead in Sea Water" Br. Corr. J. 17 (2), 87 (1982)

1.2 PROCESOS DE TRANSPORTE EN LA CORROSION LOCALIZADA

S.M. Gravano* y J.R. Galvele

* Ejército Argentino.

Se continuó con la determinación y estudio de perfiles de concentraciones de las distintas especies y distribución del potencial en el interior de cavidades de corrosión localizada, en el estado estacionario, mediante un modelo de transporte teórico (1).

Dicho modelo considera una picadura o fisura de sección rectangular que se propaga por disolución anódica en el fondo con una densidad de corriente constante.

Para el transporte se consideran difusión y migración lo cual permite el cálculo de variaciones de concentraciones y potencial, en función de la distancia desde la boca de la picadura y la corriente, para medios en los cuales no pueda suponerse la existencia de un electrolito soporte.

Además de considerar reacciones de hidrólisis el modelo permite tener en cuenta la formación de complejos y la presencia de reguladores de pH (ácido débil y su sal) en el medio. Asimismo el modelo considera la formación y transporte de especies sólidas, consideradas en las primeras etapas de la precipitación.

El modelo se aplicó al cálculo de concentraciones y potencial en función del producto $x.i$ para los siguientes sistemas:

- Fe en NaCl en las siguientes concentraciones: a) 2×10^{-2} M, b) 2×10^{-1} M y

Tabla I

SISTEMAS: Fe en NaCl y Tampón borato; concentraciones en [moles/litro]

SISTEMAS			$\alpha. \dot{L}$ CRITICO [Amp/cm]	CONCENTRACIONES, PH Y ΔV EN EL $\alpha. \dot{L}$ CRITICO					
[NaCl]	BORATO TOTAL	PH		[Fe ²⁺]	[Cl ⁻]	[H ₃ BO ₃]	[H ₂ BO ₃ ⁻]	PH	ΔV [mV]
2×10^{-2}	2×10^{-2}	9,2	$1,41 \times 10^{-6}$	$4,878 \times 10^{-4}$	$2,091 \times 10^{-2}$	$1,858 \times 10^{-3}$	$1,581 \times 10^{-4}$	8,11	1,15
2×10^{-2}	1×10^{-2}	9,2	$1,08 \times 10^{-5}$	$2,616 \times 10^{-3}$	$2,498 \times 10^{-2}$	$9,959 \times 10^{-3}$	$3,560 \times 10^{-4}$	7,75	5,68
2×10^{-2}	2×10^{-2}	9,2	$2,41 \times 10^{-5}$	$5,551 \times 10^{-3}$	$3,045 \times 10^{-2}$	$2,062 \times 10^{-2}$	$5,083 \times 10^{-4}$	7,58	10,74
2×10^{-2}	5×10^{-2}	9,2	$7,35 \times 10^{-5}$	$1,520 \times 10^{-2}$	$4,836 \times 10^{-2}$	$5,478 \times 10^{-2}$	$7,924 \times 10^{-4}$	7,36	22,66
2×10^{-2}	1×10^{-1}	9,2	$1,84 \times 10^{-4}$	$3,389 \times 10^{-2}$	$8,409 \times 10^{-2}$	$1,155 \times 10^{-1}$	$1,168 \times 10^{-3}$	7,19	36,45
2×10^{-2}	2×10^{-1}	9,2	$4,40 \times 10^{-4}$	$7,356 \times 10^{-2}$	$1,608 \times 10^{-1}$	$2,441 \times 10^{-1}$	$1,614 \times 10^{-3}$	7,02	53,40
2×10^{-1}	2×10^{-3}	9,2	$1,85 \times 10^{-6}$	$4,881 \times 10^{-4}$	$2,009 \times 10^{-1}$	$1,840 \times 10^{-3}$	$1,618 \times 10^{-4}$	8,11	0,12
2×10^{-1}	1×10^{-2}	9,2	$9,54 \times 10^{-6}$	$2,480 \times 10^{-3}$	$2,048 \times 10^{-1}$	$9,687 \times 10^{-3}$	$3,471 \times 10^{-4}$	7,75	0,61
2×10^{-1}	2×10^{-2}	9,2	$1,96 \times 10^{-5}$	$5,116 \times 10^{-3}$	$2,099 \times 10^{-1}$	$1,962 \times 10^{-2}$	$5,117 \times 10^{-4}$	7,60	1,24
2×10^{-1}	5×10^{-2}	9,2	$5,16 \times 10^{-5}$	$1,322 \times 10^{-2}$	$2,254 \times 10^{-1}$	$5,002 \times 10^{-2}$	$7,777 \times 10^{-4}$	7,39	3,07
2×10^{-1}	1×10^{-1}	9,2	$1,12 \times 10^{-4}$	$2,773 \times 10^{-2}$	$2,528 \times 10^{-1}$	$1,018 \times 10^{-1}$	$1,135 \times 10^{-3}$	7,24	5,98
2×10^{-1}	2×10^{-1}	9,2	$2,44 \times 10^{-4}$	$5,703 \times 10^{-2}$	$3,082 \times 10^{-1}$	$2,091 \times 10^{-1}$	$1,614 \times 10^{-3}$	7,08	11,05
1,0	2×10^{-3}	9,2	$1,82 \times 10^{-6}$	$4,775 \times 10^{-4}$	1,001	$1,835 \times 10^{-3}$	$1,656 \times 10^{-4}$	8,12	0,023
1,0	1×10^{-2}	9,2	$9,27 \times 10^{-6}$	$2,405 \times 10^{-3}$	1,005	$9,656 \times 10^{-3}$	$3,511 \times 10^{-4}$	7,76	0,12
1,0	2×10^{-2}	9,2	$1,93 \times 10^{-5}$	$5,143 \times 10^{-3}$	1,010	$1,950 \times 10^{-2}$	$5,235 \times 10^{-4}$	7,60	0,25
1,0	5×10^{-2}	9,2	$4,87 \times 10^{-5}$	$1,277 \times 10^{-2}$	1,025	$4,938 \times 10^{-2}$	$7,840 \times 10^{-4}$	7,40	0,63
1,0	1×10^{-1}	9,2	$9,89 \times 10^{-5}$	$2,567 \times 10^{-2}$	1,050	$9,954 \times 10^{-2}$	$1,107 \times 10^{-3}$	7,24	1,26
1,0	2×10^{-1}	9,2	$2,05 \times 10^{-4}$	$5,276 \times 10^{-2}$	1,102	$2,009 \times 10^{-1}$	$1,571 \times 10^{-3}$	7,09	2,50

Tabla II

SISTEMAS: Fe en Na₂SO₄ y tampón borato; concentraciones en [moles/litro]

SISTEMAS			$\alpha. \dot{L}$ CRITICO [Amp/cm]	CONCENTRACIONES, PH Y ΔV EN EL $\alpha. \dot{L}$ CRITICO					
[Na ₂ SO ₄]	BORATO TOTAL	PH		[Fe ²⁺]	[SO ₄ ²⁻]	[H ₃ BO ₃]	[H ₂ BO ₃ ⁻]	PH	ΔV [mV]
$2,5 \times 10^{-2}$	2×10^{-3}	9,2	$1,86 \times 10^{-6}$	$4,873 \times 10^{-4}$	$2,561 \times 10^{-2}$	$1,843 \times 10^{-3}$	$1,613 \times 10^{-4}$	8,11	0,31
$2,5 \times 10^{-2}$	1×10^{-2}	9,2	$9,70 \times 10^{-6}$	$2,491 \times 10^{-3}$	$2,822 \times 10^{-2}$	$9,739 \times 10^{-3}$	$3,481 \times 10^{-4}$	7,75	1,56
$2,5 \times 10^{-2}$	2×10^{-2}	9,2	$2,02 \times 10^{-5}$	$5,115 \times 10^{-3}$	$3,159 \times 10^{-2}$	$1,984 \times 10^{-2}$	$4,950 \times 10^{-4}$	7,60	3,00
$2,5 \times 10^{-2}$	4×10^{-2}	9,2	$4,30 \times 10^{-5}$	$1,065 \times 10^{-2}$	$3,854 \times 10^{-2}$	$4,053 \times 10^{-2}$	$7,061 \times 10^{-4}$	7,44	5,55
$2,5 \times 10^{-2}$	1×10^{-1}	9,2	$1,25 \times 10^{-4}$	$2,954 \times 10^{-2}$	$6,137 \times 10^{-2}$	$1,051 \times 10^{-1}$	$1,172 \times 10^{-3}$	7,23	11,30
$2,5 \times 10^{-2}$	2×10^{-1}	9,2	$2,72 \times 10^{-4}$	$6,163 \times 10^{-2}$	$9,891 \times 10^{-2}$	$2,183 \times 10^{-1}$	$1,616 \times 10^{-3}$	7,06	17,54

- c) 1 M, y tampón borato en las siguientes concentraciones para cada uno de los valores anteriores: a) 2×10^{-3} M, b) 1×10^{-2} M, c) 2×10^{-2} M, d) 5×10^{-2} M, e) 1×10^{-1} M, f) 2×10^{-1} M.
- Fe en Na_2SO_4 $2,5 \times 10^{-2}$ M y tampón borato en las mismas concentraciones que en los sistemas con NaCl.
 - Cu en NaX 1 M (donde X^- es un anión de un ácido fuerte, no complejante) y tampón borato $1,16 \times 10^{-6}$ M, a pH = 10.
 - Cu en NaNO_2 1 M + NaOH a pH = 10 y 8,2, considerando la formación de los complejos CuNO_2^+ y $\text{Cu}(\text{NO}_2)_2$.
 - Zn en NaNO_2 1 M + NaOH, a pH = 10.
 - Latón 70-30 en NaNO_2 1 M + NaOH, a pH = 10.
 - Cu en NaNO_2 1 M + NaX 1M + NaOH, a pH = 10.
 - Cu en NaNO_2 1×10^{-2} M + NaOH, a pH = 10.
 - Cu en NaNO_2 1×10^{-2} M + NaX + NaOH, a pH = 10.

En los sistemas de Fe con cloruro o sulfato de sodio y tampón borato, a partir de los resultados obtenidos se determinó para cada caso el parámetro crítico (x_i crítico) (1) y las concentraciones y caída del potencial correspondientes a ese punto. Dichos valores se muestran en las tablas I y II.

1. Informe de actividades - Departamento Materiales - Año 1982 - Pág. 4.

1.3 PROCESOS DE TRANSPORTE EN LA RUPTURA DE LA PASIVIDAD DEL HIERRO

A.D. Keitelman, M.C. Barreto* y J.R. Galvele

* Sub Gerencia de Tecnología de Materiales y Productos, YPF.

En una publicación reciente, Galvele y Gravano(1) mostraron que los cálculos de ruptura de la pasividad por acidificación localizada podían extenderse a condiciones donde la sal del anión agresivo no actúa como electrolito soporte. Las observaciones experimentales de ruptura de la pasividad del cinc (2) en soluciones de Na Cl tamponadas, con buffer borato confirmaron la validez de esos cálculos. En el presente trabajo se tratan de comparar dichos cálculos con medidas experimentales del picado de hierro de alta pu-

reza en soluciones de Na_2SO_4 0.025 M con buffer borato.

Procedimiento Experimental

Se midieron los potenciales de picado (E_p) del hierro de alta pureza en soluciones de Na_2SO_4 2.5×10^{-2} M con las siguientes concentraciones de buffer borato, pH = 9.2.

Nº I	$1.0 \times 10^{-3} \text{ M L}^- + 1.0 \times 10^{-3} \text{ M LH}$
Nº II	$5.0 \times 10^{-3} \text{ M L}^- + 5.0 \times 10^{-3} \text{ M LH}$
Nº III	$1.0 \times 10^{-2} \text{ M L}^- + 1.0 \times 10^{-2} \text{ M LH}$
Nº IV	$2.0 \times 10^{-2} \text{ M L}^- + 2.0 \times 10^{-2} \text{ M LH}$
Nº V	$5.0 \times 10^{-2} \text{ M L}^- + 5.0 \times 10^{-2} \text{ M LH}$
Nº VI	$1.0 \times 10^{-1} \text{ M L}^- + 1.0 \times 10^{-1} \text{ M LH}$

siendo LH el ácido del buffer (H_3BO_3) y L^- la base conjugada (NaH_2BO_3).

Los E_p del hierro de alta pureza se midieron en dichas soluciones con la técnica de raspado descripta por Pessall y Liu.

Resultados

Para bajas concentraciones de borato (hasta $C_{\text{L}^-} = 1.0 \times 10^{-2}$ M) se encontró la siguiente relación

$$E_p = 0.190 + 0.030 \log C_{\text{L}^-} \quad [1]$$

$$(\text{Na}_2\text{SO}_4 \ 2.5 \times 10^{-2} \text{ M}; \text{pH} = 9.2; C_{\text{HL}} = C_{\text{L}^-} \leq 1.0 \times 10^{-2} \text{ M}).$$

Para la concentración de L^- Nº IV el efecto del buffer se hace mucho más fuerte que el predicho por la ecuación [1] y para concentraciones superiores (Nº V y Nº VI) no se observó picado aún a potenciales tan altos como los correspondientes a la evolución de O_2 (ca. + 1200mV).

Discusión y conclusiones

El mecanismo de acidificación localizada (3) predice que E_p debe variar

con la concentración de buffer en la misma forma que la pendiente de Tafel en la solución del interior de las picaduras. La pendiente hallada en soluciones de Na_2SO_4 0.025M para $C_L \leq 1 \times 10^{-2} \text{M}$, 0.030 V (ecuación [1]) es muy cercana al valor teórico de 0.029V informado por Hurlen (3). En el caso de la solución de Na_2SO_4 0.025M con $C_L = 2.0 \times 10^{-2} \text{M}$ la contribución del término migratorio a E_p (1) por el aumento de la concentración de buffer sólo de alrededor de 6 mV, frente a una desviación experimental de 40 a 50mV respecto de la ecuación [1]. Es posible que alrededor de esta concentración de borato cambie la pendiente de Tafel del metal en la solución ácida del interior de las picaduras aumentando sensiblemente su valor (lo que tratará de verificarse en futuras experiencias), y eso explicaría la desviación respecto de la ecuación [1]. Para concentraciones mayores de buffer en solución de Na_2SO_4 , el metal en contacto con la solución ácida del interior de las picaduras se repasiva y por lo tanto no se observa picado en estas soluciones.

1. S.M. Gravano y J.R. Galvele, Corros. Sci. 24, (1984) en publicación. También Informe de actividades 1982 - Departamento de Materiales, pp.4
2. A.D. Keitelman, S.M. Gravano y J.R. Galvele, Corros. Sci. 24, (1984) en publicación. También Informe de actividades 1982 Departamento de Materiales, pp.6.
3. T. Hurlen, Acta chem. Scand., 14, 1533 (1960)

1.4 CORROSION BAJO TENSION DE ALEACIONES DE COBRE

M. G. Alvarez, M. Giordano, C. Manfredi*, R. Rebak* y J.R. Galvele.

*CONICET

Completando los estudios realizados en tracción rápida, descriptos en la Memoria de 1982 (1), se efectuaron ensayos potencioestáticos de tracción lenta a las siguientes velocidades: $1.7 \times 10^{-5} \text{s}^{-1}$, $3 \times 10^{-5} \text{s}^{-1}$ y $4 \times 10^{-6} \text{s}^{-1}$. La Fig.1.4.1 muestra las velocidades de fisuración predichas electroquímicamente y la Fig.1.4.2 presenta los valores medidos por tracción lenta. La excelente correlación hallada entre los valores predichos y los medidos muestra que en la corrosión bajo tensión de los latones en soluciones de nitritos

hay una etapa anódica que controla la velocidad del proceso. Este hecho contradice suposiciones publicadas por Pugh y otros (2,3), que proponen un mecanismo de fragilización no-electroquímico. Este trabajo ha sido enviado para su publicación a Corrosion Science.

Se han completado también mediciones de susceptibilidad a la corrosión bajo tensión de latones en soluciones de sulfito y de sulfocianuro. Estos resultados están siendo evaluados.

1. M.C. Alvarez y J.R. Galvele. Informe de Actividades del Departamento Materiales 1982, p.9.
2. A. J. Bursle y E.N. Pugh, Environment - Sensitive Fracture of Engineering Materials (ed. Z.A. Foroulis), p.18. The American Society of AIME, New York, 1979.
3. J.A. Beavers y E.N. Pugh, Metall. Trans. A 11A, 809, 1980.

Fig. 1.4.1.

Velocidades de propagación de fisuras predichas a partir de ensayos potencioestáticos de tracción rápida. Latón en solución de aireada 1M NaNO_2 .

Velocidades de tracción:

- Δ : $6.7 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$;
 $\square$: $2.2 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$;
 $\circ$: $4.3 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$.

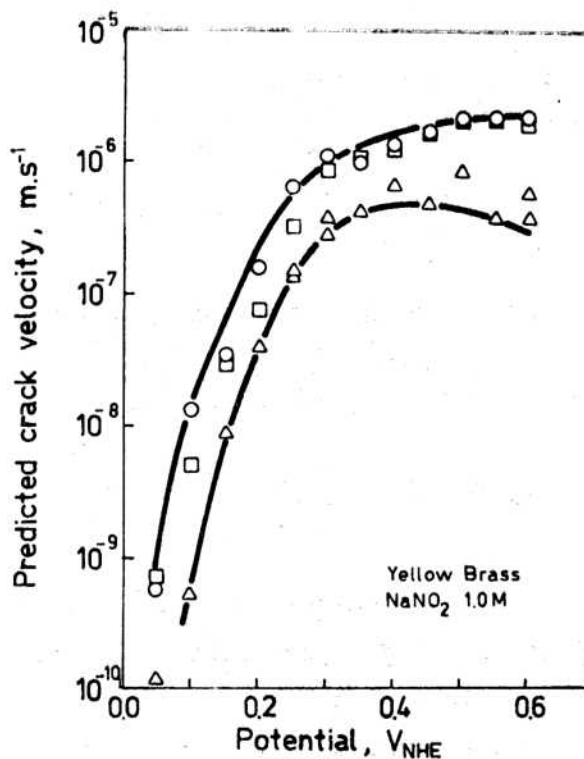


Figura 1.4.2

Velocidades de fisuración
medidas en latones en so-
lución 1M NaNO_2 deaireada.

Velocidades de tracción usadas:

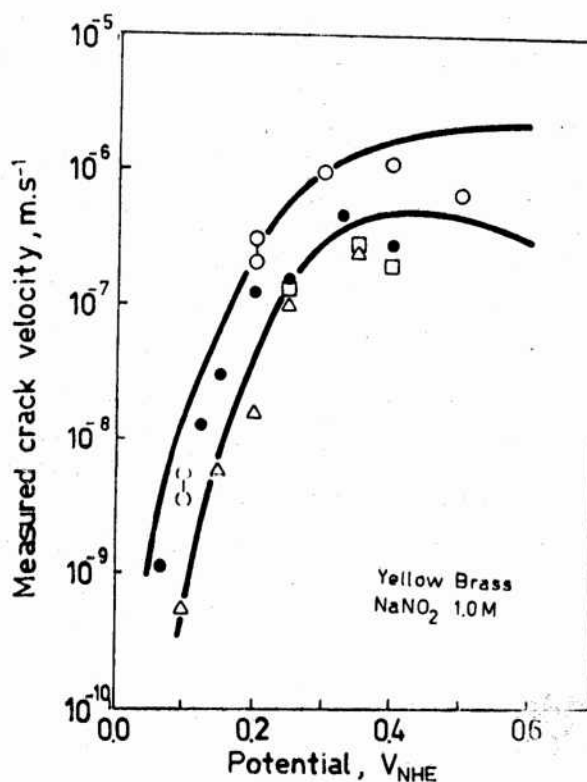
○ : $2.1 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$;

● : $1.7 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$;

△ : $4 \times 10^{-6} \text{ s}^{-1}$

□ : velocidades de fisuración
encontradas después de 10
min. de tracción a $3 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$

Las líneas continuas muestran
los valores de velocidades de
fisuración predichas en la
Figura 1.4.1.



1.5 CORROSION BAJO TENSION DE ACERO INOXIDABLE TIPO AISI 304 EN SOLUCIONES DE CLORUROS.

Irene A. Maier*, C. Manfredi** y J.R. Galvele.

*CIC

**CONICET

Como se ha indicado anteriormente (1), en los casos en que la disolución anódica es el paso controlante del proceso de corrosión bajo tensión (CBT), puede evaluarse la susceptibilidad a fisuración del material por medio de técnicas electroquímicas. Una de ellas es la técnica de deformación rápida del electrodo a potencial constante, en base a la cual se ha desarrollado en nuestro laboratorio un diagrama de CBT. En este diagrama se representan

los parámetros v_p y i_b/i_s en función del potencial, donde v_p es la velocidad de penetración del ataque electroquímico sobre la superficie nueva expuesta a la solución durante la tracción y i_b/i_s es la relación de la densidad de corriente sobre el material nuevo expuesto y la densidad de corriente sobre el metal estático. Para que se produzca CBT tanto i_b/i_s como v_p deben superar un valor mínimo: i_b/i_s debe ser mayor que 10, mientras que la velocidad mínima de propagación de fisuras detectable en este sistema sería del orden de 1×10^{-10} m/s.

Durante el período correspondiente al año 1983 se completó el trazado de los diagramas de CBT del acero tipo AISI 304 en soluciones 1 molar de cloruros, con valores de pH entre 0 y 7, a temperatura ambiente. Los ensayos en las soluciones de pH 0, 1, 2, 3 y 7 se efectuaron con alambres que recibieron dos tipos de tratamientos superficiales, a fin de estudiar la influencia de la rugosidad. Estos tratamientos fueron: A) probetas solubilizadas de fábrica, fueron pulidas con papel de SiC N°600, desengrasadas con acetona y enjuagadas con agua destilada; B) los alambres fueron recocidos 30 min a 1100°C, templados en agua y pulidos electroquímicamente en una solución refrigerada de 90% butilcellosolve y 10% ácido perclórico. En las restantes soluciones ensayadas se emplearon alambres con el tratamiento superficial A). La velocidad de deformación empleada fue de $1.6 \times 10^{-2} s^{-1}$.

Los diagramas de CBT obtenidos indican que en las soluciones de pH inferior a 1 hay dos zonas de susceptibilidad a fisuración: una cercana al potencial de corrosión E_c y la otra en la zona de pasividad (Figura 1.5.1.). Estas dos regiones se funden en una sola en la solución de pH1, mientras que la velocidad de propagación de las fisuras disminuye al aumentar el pH. Para valores de pH superiores a 2 los diagramas de CBT indican que v_p es muy baja para sustentar fisuración. Se observa que en los diagramas trazados con probetas recocidas y pulidas electrolíticamente (tratamiento B) los valores de v_p predichos son menores que los calculados empleando probetas pulidas con papel de SiC N°600 (tratamiento A). Asimismo, los potenciales de corrosión, E_c , y de picado, E_p , de las probetas con tratamiento superficial B son más altos que los correspondientes a las probetas con tratamiento superficial A.

Se realizaron ensayos de tracción lenta ($v = 4 \times 10^{-6} \text{ s}^{-1}$) a potencial constante para verificar las predicciones de los diagramas de CBT. Las probetas recibieron el tratamiento B para facilitar su observación en el microscopio electrónico de barrido. Al finalizar los ensayos, luego del estudio de la morfología de la superficie, los alambres fueron montados y seccionados metalográficamente para medir la profundidad de las fisuras y calcular la velocidad de fisuración.

Se encontró una muy buena correlación entre la variación de la morfología del ataque en función del potencial, predicha a partir de los ensayos de tracción rápida, y la observada experimentalmente. Asimismo se encontró que las velocidades de fisuración experimentales concuerdan con las predichas utilizando probetas con tratamiento superficial A, al aplicar potenciales en el rango de E_c . Las diferencias entre ambos tipos de tratamientos se atribuyen a la naturaleza de las películas dejadas por el pulido electrolítico o a cambios de composición superficiales introducidos por dicho tratamiento. Ya que en los ensayos de tracción rápida sólo están involucradas reacciones superficiales, se considera preferible usar probetas con tratamiento superficial A en este tipo de ensayos.

A potenciales en el rango de pasivación, las velocidades de fisuración medidas son inferiores a los valores predichos. Se considera que esto se debe a competencia entre los procesos de picado y de CBT.

En la solución de pH 1 se comprobó que el acero tipo 304 sufre fisuración en todo el rango de potenciales entre E_c y E_p y las fisuras son menos numerosas y menos ramificadas que en soluciones más ácidas. En la solución de pH 2, ensayos preliminares mostraron fisuras a potenciales cercanos a E_c . No se detectaron fisuras en ensayos de tracción lenta efectuados en las soluciones de pH 3 y 7, confirmando las predicciones de los diagramas de CBT.

1. I.A. Maier, C. Manfredi y J.R. Galvele. Informe de Actividades del Departamento de Materiales 1982, p.12.

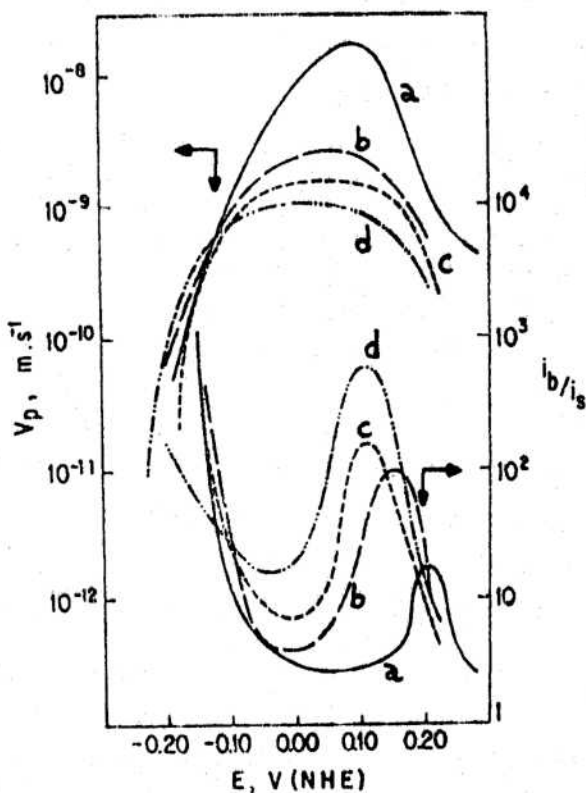


Figura 1.5.1. - Diagramas de CBT para acero inoxidable tipo AISI 304 en soluciones 1 M Cl^- a temperatura ambiente.

a: 1M HCl; b: 0,5 M HCl + 0.5 M NaCl;

c: 0,25 M HCl + 0.75 M NaCl;

d: 0.1 M HCl + 0.9 M NaCl

1.6 CINETICA DE REPASIVACION EN CORROSION BAJO TENSION

R. Carranza y J.R. Galvele

En este período se realizaron experiencias de tracción ultrarrápida (1000%/s) de alambres de latón y Cu en distintos medios corrosivos. Para esto se utilizó una máquina de tracción basada en la liberación de un resorte comprimido.

Las soluciones y potenciales utilizados son los mismos empleados en otro tipo de experiencias realizadas en este laboratorio. De esta manera este trabajo sirve como complemento para el conocimiento del comportamiento de estos sistemas en corrosión bajo tensión.

Se midió la respuesta de la corriente con el tiempo una vez finalizada la tracción como una evaluación de la cinética de repasivación en los sistemas estudiados. La importancia de la velocidad de repasivación en el fenómeno de corrosión bajo tensión ha sido señalada por distintos autores (1,2).

Sistemas estudiados:

a - Latón 70/30

El estudio de esta aleación se realizó en los siguientes medios:

Solución	Potencial mV(enh)
NaNO_2 1M - pH=10	70; 125; 150; 200; 250
NaNO_2 1M + Na_2SO_4 0,5M-pH=10	70; 125; 150; 200; 250; 325
NaNO_2 0,1 M - pH = 10	125; 150; 200; 250; 350
NaNO_2 0,1 M + Na_2SO_4 0,5M-pH=10	70; 125; 150; 200; 250
NaNO_2 0,01M - pH=10	70; 125; 150; 200; 250; 350; 500
NaNO_2 0,01M+ Na_2SO_4 0,5M-pH=10	70; 125; 150; 200; 250
Na_2SO_4 0,5M+Borato - pH=9,2	200; 250; 300; 325; 335; 350; 375
Na_2S 0,01M+ Na_2SO_4 0,5M	-200; 200; 300; 350; 400; 550
Na_2SO_4 0,05M + Na_2SO_4 0,5M	-200; 200; 300; 350; 400; 550; 650; 800

En la Fig.1.6.1 se muestra a modo de ejemplo los resultados obtenidos en NaNO_2 1M.

b -- Cu 99,999%

El estudio en este metal se realizó en los siguientes medios:

Solución	Potencial mV (enh)
NaNO_2 1M	70; 150; 250

Na_2SO_4 0,5M+Borato - pH=9,2	200; 375
Na_2SO_4 0,01M + Na_2SO_4 0,5M	-200; 400
Na_2SO_4 0,01M + Na_2SO_4 0,5M	-750; 200

Conclusiones

De los resultados obtenidos se observa la complejidad y variedad existente en las respuestas de corriente con el tiempo al exponer superficie nueva de metal al medio corrosivo. Se destaca también la necesidad de una redefinición del concepto de "velocidad de repasivación inadecuada" como condición necesaria para la existencia de corrosión bajo tensión.

Se hace imprescindible un estudio profundo del comportamiento de estos sistemas en condiciones estáticas como así también en tracción lenta (3) para comprender el papel que desempeña la repasivación en el fenómeno de corrosión bajo tensión.

1. J.C. Scully, Corros. Sci., 20 (1980) 957
2. F.P. Ford, Epri NP-2589, RP 1332-1, Final Report, 1982
3. R.N. Parkins, Stress Corrosion Cracking - The Slow Strain Rate Technique, ed. Ugiansky/Payer, ASTM, STP 665, Toronto-Canadá (1977), p.5.

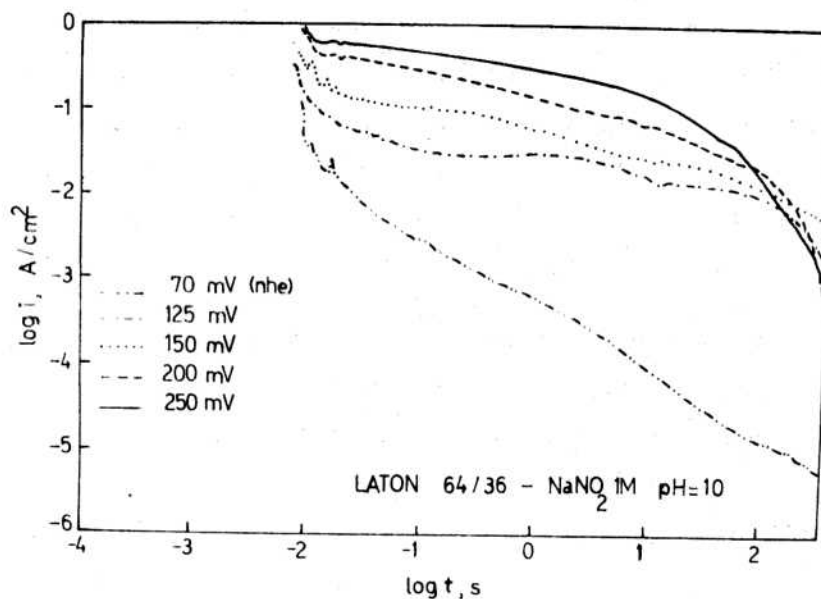


Figura 1.6.1: Latón - NaNO_2 1 M -PH = 10

1.7 CORROSION BAJO TENSIONES POR IODO DEL Zr Y SUS ALEACIONES

R. Haddad.

Se examinaron muestras tomadas de vainas Candu, del tipo usado en Pickering de la partida identificada como MLI 788 ensayadas previamente en tests SIMFEX, con el objeto de determinar si las superficies de fractura presentan detalles asimilables al tipo de fractografía observada en probetas rotas en vapores de I / ICH_3 (1). Este medio podría estar presente en los tests SIMFEX como resultado del ataque del Iodo sobre componentes de Teflon usados en tales experiencias, así como ocurre cuando se usan equipos de compresión que contienen O - rings de goma (1). De esa forma se explicaría el hecho de que probetas de la partida MLI 789 rompen en tests SIMFEX cuando son totalmente inmunes a la SCC en otro tipo de ensayos en Iodo puro, ya que este material sí es susceptible a la SCC cuando se agrega ICH_3 a la atmósfera corrosiva. (1).

Del resultado del análisis de las superficies de fractura efectuado no surge evidencia de los detalles fractográficos buscados, aunque este resultado no es concluyente debido al estado de corrosión generalizada que tienen la mayoría de las superficies observadas.

Se realizaron experiencias con tubos de Atucha y Embalse para poder comparar estos resultados con los obtenidos en vainas CANDU. Se usaron secciones de vaina selladas en los extremos con una ampolla de vidrio conteniendo Iodo en su interior. Esta ampolla se rompía antes de cada experiencia y las cápsulas se comprimían en caliente en la zona central por medio de un dispositivo de compresión que las deformaba por encima del límite de fluencia.

Algunas de estas probetas se ensayaron con el agregado de trozos de O-rings. En el caso del Iodo puro se observó la formación de sitios de iniciación en tests con pulsos de tracción de tres minutos. La densidad de sitios es de aproximadamente cinco por centímetro, lo que indica un índice de susceptibilidad un orden de magnitud inferior al del tubo CANDU MLI 786 pero superior al MLI

789, que como se ha dicho es inmune en este tipo de tests. Las probetas ensayadas en Iodo con agregados orgánicos sufrieron una intensa fragilización. La observación microscópica indica un alto grado de hidruración. Esta observación es contradictoria con lo que se verifica en material canadiense, en el cual las superficies de fractura producidas no presentan signos evidentes de fragilización por hidrógeno. Para completar la caracterización del material de Atucha y Embalse con respecto al problema de SCC por Iodo se requiere la realización de experiencias en Iodo/ ICH_3 y en Cs/Cd, así como también la realización de ensayos con control de la velocidad de deformación; a tal efecto se ha diseñado una máquina de compresión que se encuentra en construcción.

1. R. Haddad and B. Cox, Investigations of crack initiation during environmentally induced cracking of the Zircalloys. AECL-8104-October 1983.

1.8 COMPORTAMIENTO ELECTROQUIMICO DE Zr y Zry-4

L. Lanzani y S.M. de De Micheli

En el presente trabajo se estudia la cinética de evolución de H_2 sobre muestras de Zr 99,99%, Zry-4 T con estructura α Widmanstätten y precipitados de Zr-Fe-Cr pequeños distribuidos en los bordes de las placas, y Zry-4 R que presente una estructura de plateletas de la fase α y precipitados de gran tamaño (1 a $5\mu\text{m}$).

Se realizaron curvas de polarización catódicas estacionarias y en escalones de potencial (50 mV/5min) en soluciones deaireadas de $\text{LiOH} + \text{Li}_2\text{SO}_4$ 0,5 M pH 12 a $T=25^\circ\text{C}$ y $T=80^\circ\text{C}$.

1) Comportamiento a 25°C : Comparando los valores de las pendientes de Tafel hallados sobre Zr y ambos Zrys en medio alcalino ($b \approx -190\text{mV/déc.}$) con los obtenidos en Pt en el mismo medio ($b \approx -200\text{mV/déc.}$) y en medio H_2SO_4 0,5M ($b \approx -120\text{mV/déc.}$) podemos concluir que la reacción de evolución de H_2 es menos reversible en medio alcalino (coeficiente de transferencia $\alpha=0,3$)

que en medio ácido ($\alpha=0,5$). (1)

2) Comportamiento a 80°C: Las características de las curvas catódicas ascendentes hasta $E_{corr.}$ y descendentes a partir de $E_{corr.}$ para el Zr y los Zry-4 así como el grado de hidruración de las muestras al cabo de la polarización, dependen del método de trazado de las curvas respectivas.

Las curvas catódicas ascendentes estacionarias presentan pendientes de Tafel $b \approx -200$ mV/déc. entre -950 mVH y -1.300mVH. Al finalizar la polarización se observan ampollas y fisuras en la superficie de las muestras, causadas por la introducción de Hidrógeno en el material. Las altas cargas circulantes en los primeros puntos de potencial resultan suficientes para formar una gruesa capa de hidruros de espesor y composición estacionarios (15 μ m) (2).

Las curvas catódicas ascendentes escalonadas presentan una inflexión de la corriente entre -950 mVH y -1.300 mVH que impide trazar la correspondiente pendiente de Tafel en estos rangos de E. Al cabo de la polarización se observan ampollas superficiales y una delgada capa de hidruros de 7 μ m de espesor.

En las curvas catódicas descendentes escalonadas aparece una inflexión menos pronunciada entre -1.100 mVH y -1.250 mVH. Luego del ensayo se observan capas de hidruros muy delgadas (2 μ m de espesor) e irregulares, en zonas cercanas a las partículas de segundas fases presentes en Zry-4 R.

En las curvas ascendentes y descendentes, la inflexión desaparece totalmente si dichas curvas escalonadas se trazan sobre probetas que fueron previamente hidruradas durante 22 horas a -1.490 mVH. La carga total circulante en este potencial permite la formación de una gruesa capa de hidruros de 15 μ m de espesor. Los valores de las pendientes de Tafel hallados sobre esta capa para las curvas catódicas ascendentes y descendentes son de aproximadamente -200 mV/déc.

Como las pendientes de Tafel obtenidas sobre muestras con capas de hidruros de espesor estacionario (15 μ m) resultan semejantes a las halladas en

Pt a 80°C para el mismo rango de potencial ($b \approx -200$ mV/déc.); se deduce que la capa de hidruros se comporta como si fuera un metal para la reacción de reducción del H_2O .

El origen de la inflexión de la corriente observada en las curvas ascendentes escalonadas en probetas no hidruradas previamente, todavía no puede explicarse. Los resultados experimentales muestran que dicha inflexión está asociada con el espesor de la capa de hidruros. Para aclarar este hecho, se hicieron barridos sucesivos de potencial ascendentes hasta E_{corr} . (velocidad de barrido 10 mV/min.). En estos se observa que a medida que aumenta el número de barridos y por consiguiente la carga total circulante, la inflexión se atenúa y desaparece cuando se forman capas de hidruros de espesor y composición estacionarios.

Los resultados obtenidos muestran que la presencia de aleantes y de segundas fases no influyen en la cinética de evolución de H_2 sobre Zr.

1. L. Lanzani y S.M. de De Micheli. Informe de Actividades 1982. Departamento Materiales. p. 18 - 19
2. A. Sawatzky. CRMet-924, June 1960.

1.9 COMPORTAMIENTO DE ALEACIONES DE ALUMINIO PARA PROTECCION CATODICA EN AGUA DE MAR.

M. Poli* y S.M. de De Micheli.

* CIC

Se continuó este trabajo analizando el comportamiento electroquímico de muestras provenientes de los ánodos anteriormente ensayados en agua de mar, obtenidas en las zonas exterior, media y central de secciones transversales de los diferentes ánodos. Las aleaciones investigadas fueron Al-Zn-Sn, Al-Zn-Sn-Pb, Al-Zn-In-Cd y Al-Zn-In-Cd-Pb.

Los ensayos se realizaron en solución 0,5 M de NaCl a pH 6 y pH 2,6 deaerada, mediante el trazado de curvas de polarización estacionaria y de curvas $i=f(t)_E$. El ataque producido se analizó con microscopía electrónica de barrido y con EDAX. De estos estudios se obtuvieron las siguientes conclu-

siones:

- 1) No se distinguen diferencias notables en el comportamiento electroquímico debido a las distintas estructuras de solidificación obtenidas con molde de yeso y de cobre.
- 2) Debido a la dispersión de los datos experimentales no es posible sacar conclusiones acerca de la influencia de la velocidad de enfriamiento correspondiente a las distintas zonas de lingote sobre el Potencial de Picado, excepto para la aleación Al-Zn-In-Cd-Pb que demostró ser independiente del molde, lugar del lingote y pH de la solución.
- 3) En este tipo de experiencias donde se involucran simultáneamente muchos elementos aleantes, se observa que la información que nos proporcionan las curvas de polarización acerca del inicio del ataque es insuficiente. Deben, en estos casos, estar acompañadas con curvas a potencial constante durante períodos más prolongados de tiempo.
- 4) A potenciales impuestos inferiores al Potencial de Picado determinado por la curva de Polarización, el ataque en la mayoría de los casos parece iniciarse alrededor de precipitados y/o segundas fases tanto para las aleaciones con In como para las de Sn.
- 5) A potenciales superiores al de Picado, el ataque para las aleaciones con In es geométrico, con propagación en túneles y en algunos casos bordes de grano atacados.
Para las aleaciones con Sn se observa ataque geométrico y en ciertos casos en bordes de grano e interior de microrechupes.
- 6) En general, el agregado de Pb parece aumentar el Potencial de Picado de las aleaciones de In y de Sn pero el efecto no es bien claro ya que la presencia de Fe, que apareció como impureza en algunos ánodos, podría de alguna manera enmascarar los resultados. Lo mismo

puede decirse del agregado de Cd a las aleaciones con In.

1.10 CORROSION POR DEALEADO DE BRONCES DE ALUMINIO

R. Jais* y S.M. de De Micheli

* CIC

Los resultados experimentales obtenidos previamente en este tema indicaron que en la zona de estabilidad del CuCl_2^- (0mVH - +150 mVH), la fase β'_1 de bronce de aluminio sufre dealeado cuando existen condiciones de rendija. En cambio, en estas condiciones la fase α no presenta disolución selectiva.

Se realizó el estudio metalográfico de las muestras dealeadas de fase β'_1 comprobándose que las capas de Cu formadas por dealeado consistían en granos de Cu que no guardaban ninguna relación cristalina con el metal base. Este resultado indica que, por lo menos después de los instantes iniciales, el dealeado ocurre por un proceso de disolución de la aleación seguido por la redeposición del Cu disuelto.

Con el propósito de aclarar estos fenómenos se realizaron ensayos con rendijas artificiales en muestras de las fases β'_1 y α y se midió el potencial alcanzado en el interior de las rendijas durante la polarización de las muestras en NaCl 0,5N pH= 1 a 30°C. Se encontró que en la fase β'_1 el potencial en la rendija era entre 60 y 100mV inferior que fuera de la misma. En la fase α no se encontró diferencia de potencial entre ambas zonas. Se realizaron experiencias con muestras de la fase β'_1 en soluciones conteniendo concentraciones variables de CuCl_2^- mantenidas al potencial medido en las rendijas. En estas condiciones se comprobó que ocurría deposición de Cu sobre la superficie de las muestras y que los cristales formados presentaban características metalográficas semejantes a los formados en el interior de las rendijas. Estos resultados indican que el fenómeno de redeposición ocurre por un proceso de reducción de Cu^+ cuando se alcanzan concentraciones de CuCl_2^- mayores que las del equilibrio para el potencial de electrodo ensayado.

Se estudió el comportamiento electroquímico de las fases β'_1 y α en NaCl

0,5N pH=1, trazándose curvas de polarización con electrodos rotatorios de disco entre el potencial de corrosión de las muestras y 100 mVH. Para comparar se realizó además la curva de polarización de Cu puro. Se encontró que las tres curvas son similares con una pendiente de Tafel de alrededor de 60 mV/déc. a 30°C. Esto indica que la cinética de disolución de la aleación está gobernada por la cinética de disolución del Cu.

1.11 DISOLUCION SELECTIVA DE ALEACIONES CADMIO-MAGNESIO

R. Mizrahi* y J.R. Galvele

* FCEN - UBA

Se continuó investigando la cinética, morfología y mecanismo de dealeado en el sistema Cd-Mg (1), trabajándose en soluciones de NaClO_4 , Na_2SO_4 y otros electrolitos, y en rangos de potenciales en los que ocurre dealeado, determinados previamente (en general entre -1,0 y 0,6V_H). Se confirmó la existencia de un mecanismo de difusión en volumen en los instantes iniciales de disolución selectiva, midiéndose el coeficiente de difusión del Mg en varias aleaciones, a temperatura ambiente, mediante técnicas electroquímicas corriente-tiempo a potencial constante. Como ejemplo, para Cd-6%at Mg se obtuvo $D_{\text{Mg}} \approx 2 \times 10^{-12} \text{ cm}^2/\text{seg}$, valor anormalmente alto para difusión química a bajas temperaturas, pero que sin embargo está de acuerdo con lo obtenido por diversos autores en otros sistemas (2).

Con posterioridad al período inicial, todas las aleaciones (excepto Cd-6Mg, la de menor contenido en Mg con que se trabajó) presentan un transiente de corriente creciente que lleva finalmente a un estado estacionario. Se comprobó por observación metalográfica que esto refleja los estados de nucleación y crecimiento de un film poroso de Cd puro. Los espesores de film calculados teóricamente por integración de las curvas corriente-tiempo coincidieron muy bien con los observados experimentalmente para varias aleaciones. Por otro lado, nuevas observaciones fractográficas otorgaron más detalles sobre la estructura porosa del film de dealeado. Se han efectuado cálculos que parecen confirmar la suposición de que el crecimiento de este film también ocurre por difusión en volumen (1).

Las experiencias realizadas en soluciones de Na_2SO_4 permitieron dilucidar el efecto del potencial en el dealeado. Se encontró que, contrariamente a lo observado en soluciones de NaClO_4 , el potencial no influye en la velocidad de dealeado. Por lo tanto, la dependencia con el potencial observado en NaClO_4 parece ser atribuible a efectos resistivos de una película salina ubicada en la interfaz film-aleación.

Finalmente, se prepararon aleaciones de Cd -25% at Mg conteniendo un tercer aleante (0,2 y 1 w/o Sb; 0,1 y 1 w/o Sn), que, como las anteriores preparadas con Bi y Pb, no mostraron una disminución en la velocidad de dealeado con respecto a las aleaciones binarias. Es decir que no se ha encontrado un elemento inhibidor del dealeado en este sistema, como es el caso del As en latones.

1. Informe de Actividades 1982, Dto. de Materiales, p.21
2. Ya. M. Kolotyarkin, Electrochemical Acta, 25, 89 (1989)

1.12 INFLUENCIA DEL AGREGADO DE Cd EN EL COMPORTAMIENTO ELECTROQUIMICO DEL AL PURO EN PRESENCIA DE Cl^- .

M. Poli* y S.M. de De Micheli

*CIC

El presente trabajo es un estudio electroquímico de la aleación Al-0,1%Cd en presencia de Cl^- , tendiente a aclarar el efecto que la adición de Cd ejerce sobre la ruptura de la pasividad del Al puro, la reacción de evolución de H_1 y la localización del ataque.

Se fabricaron aleaciones de composición nominal Al-0,1% y Al-0,3Cd%. Las mismas se laminaron hasta un espesor de 1mm y se sometieron a tratamiento térmico de homogeneización durante 48 horas a 640°C para aumentar la solubilidad del Cd en Al y luego se templaron para retener el aleante en solución sólida.

Para determinar en forma cualitativa la posible segregación del Cd se

desarrollaron capas epitáxicas sobre la superficie de la aleación Al-0,1%Cd pulida electrolíticamente y anodizada en SO_4H_2 10% a 24V. La observación con luz polarizada indicó que no existía prácticamente segregación. El exámen con la microsonda electrónica no detectó presencia de Cd en la aleación. Estos hechos evidenciarían que para esa composición el tratamiento térmico de solubilización fue suficiente como para permitir que todo el Cd entrara en solución, lo que concuerda con los datos de solubilidad extraídos de la bibliografía (1).

Se estudió el comportamiento electroquímico de la aleación Al-0,1% Cd en solución de ClNa 0,5N a pH 6, deareada con burbujeo constante de N_2 a 25°C. Se trazaron curvas de polarización y se hicieron determinaciones de $i=f(t)_E$ en superficies cubiertas de óxido y en superficies raspadas. Se estudió además el comportamiento del Cd puro.

La Fig. 1.12.1 muestra dos curvas de polarización anódica escalonadas de la aleación en estudio. En las mismas se observa la existencia de un amplio rango de potenciales para los cuales el metal permanece pasivo, hasta alrededor de -660 mV_H . La densidad de corriente en esta zona es baja, próxima a 10^{-3} mA/cm^2 y su valor no varía significativamente con el potencial. Para un valor de -580 mV_H se produce un aumento decidido de la densidad de corriente apareciendo picado sobre la probeta; la observación con el MEB evidencia ataque geométrico con formación de túneles que penetran en el metal siguiendo direcciones preferenciales del ataque.

Las curvas de $i=f(t)_E$, a potenciales más negativos que el potencial de picado E_p medido con las curvas de polarización, muestran que entre -710 mV_H y -620 mV_H aparece ataque incipiente geométrico o con productos de corrosión, que no se generaliza.

En las muestras raspadas el ataque se nuclea en la raspadura por encima de -650 mV_H . Las curvas de Cd puro (Fig. 1.12.1) indican que por encima de -640 mV_H ocurre disolución generalizada del metal, observándose que el Cd es catódico para aquellos valores de potencial para los cuales la aleación Al-0,1% Cd presenta corrientes anódicas.

Los resultados obtenidos hasta el presente permitieron concluir:

- 1) El agregado de Cd al Al produce un descenso en el E_p del Al puro en unos 100 mV en las condiciones ensayadas. La morfología del picado en esta aleación es netamente cristalográfica.
- 2) El Cd es anódico al E_p de la aleación Al -0,1%Cd; no pudo detectarse segregación del mismo pero si estuviera presente en la aleación como metal puro, se disolvería conjuntamente con ella a partir de potenciales algo inferiores al E_p de la misma.
- 3) Por debajo de -640 mV_H , el Cd presente corrientes catódicas en el rango de pasividad del Al-Cd.
- 4) A través de las experiencias de $i=f(t)_E$ y de los ensayos de raspado puede observarse ataque de la aleación a potenciales más bajos que el E_p determinado por la curva de polarización.
- 5) Los ensayos de larga duración permiten observar ataque a valores de E inferiores a los de raspado. Esto parece indicar que la velocidad de re-formación del óxido eliminado por raspado es lo suficientemente alta como para impedir el picado hasta valores cercanos al E_p . Por otra parte, en las experiencias de $i=f(t)_E$ parece existir una competencia entre la velocidad de disolución y la de pasivación, lo que sugiere que el medio corrosivo en el interior de las picaduras difiere de la solución exterior.

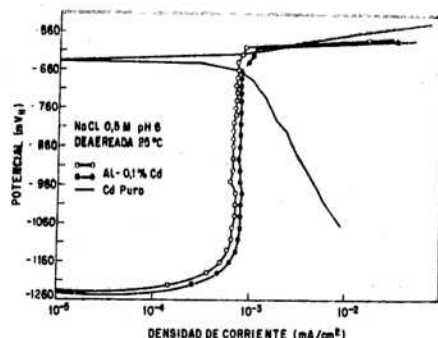


Figura 1.12.1

Curvas de polarización anódica de Al-0,1% Cd y Curva de polarización completa del Cd puro, en NaCl 0,5N pH 6, Deareado, 25°C.

1. Constitution of binary alloys, Max Hansen-Metallurgy and Metallurgical Engineering Series - Second Edition, 1958, pg. 77

1.13 EVALUACION DE LA SUSCEPTIBILIDAD A LA CORROSION LOCALIZADA DE TUBOS DE ACERO INOXIDABLE PARA CONDENSADORES DE VAPOR

A.D. Keitelman y M.G. Alvarez.

Introducción

Los métodos basados en técnicas de polarización electroquímica se han usado frecuentemente en la evaluación de la susceptibilidad de metales y aleaciones a la corrosión localizada cuando son expuestos a medios agresivos. Así, las curvas de polarización anódica cíclicas-Fig.1.13.1.- permiten determinar dos potenciales característicos de los procesos de picado y corrosión en rendijas (crevice corrosion):

a) el potencial de picado (E_p), por encima del cual la velocidad de disolución aumenta varios órdenes de magnitud y aparecen picaduras sobre la superficie metálica pasiva, b) el potencial de protección ($E'p$) obtenido cuando se invierte el sentido de barrido una vez superado E_p . Para potenciales más altos que $E'p$ se propagan las picaduras ya existentes y para más bajos tiene lugar la repasivación de las mismas. El valor E_p es una medida de la resistencia al picado del material en un dado medio. Cuando existen rendijas en una dada estructura metálica (cavidades, recovecos, zonas de difícil aceso de electrolito) su valor pierde significado, ya que en el interior de las mismas se ha comprobado que el ataque se inicia a valores de potencial más bajos que E_p (1-3). Como veremos la presencia de una rendija baja el valor de E_p determinado en una curva de polarización.

Estos conceptos son especialmente aplicables a los aceros inoxidables austeníticos, donde la experiencia indica que la corrosión en rendijas se desarrolla más fácilmente que la corrosión por picado. Comparando valores de pérdida de peso en ensayos de inmersión prolongada con ensayos electroquímicos de laboratorio, Wilde y Williams encontraron que la susceptibilidad de varios aceros inoxidables a la corrosión en rendijas en agua de mar está directament

te relacionada con el área de histéresis que presentan las curvas de polarización cíclica. Sobre esta base, propusieron que la diferencia $E_p - E'_p$ puede considerarse como una medida de la susceptibilidad a la corrosión en rendijas (2,3).

En el presente trabajo se investigó la posibilidad de aplicar las curvas de polarización cíclicas a la evaluación de la influencia de defectos en el cordón de soldadura para la corrosión localizada en tubos de acero inoxidable destinados a los condensadores de vapor de las Centrales Nucleares Atucha I y II.

Parte Experimental y Resultados

Los materiales ensayados son los incluidos en la Tabla I: acero AISI 316L con costura destinado a CNAI, con y sin aplanado de cordón, con y sin tratamiento térmico y el acero inoxidable DIN 1.4439 propuesto para la construcción del condensador de vapor de la CNAII en reemplazo del AISI 316L. En la Tabla II se muestran las composiciones nominales de los materiales estudiados. Se incluyen las del AISI 304, ya que con esta aleación se realizaron ensayos preliminares para poner a punto la técnica experimental. Se observa además que la principal diferencia entre el AISI 316 L y el DIN 1.4439 consiste en el alto contenido de molibdeno del DIN 1.4439, lo que en principio le otorgaría una mayor resistencia a la corrosión localizada.

Las experiencias se realizaron en solución de NaCl 0,5 M deaireada. Se eligió este electrolito porque aún cuando por el interior de los tubos de acero inoxidable circula agua del Río Paraná - con contenido máximo de 3,7 ppm de Cl^- , dentro de las rendijas pueden alcanzarse concentraciones muy altas del ión agresivo y además para tener un método acelerado de evaluación de la susceptibilidad a la corrosión en rendijas.

Los ensayos se realizaron con probetas cortadas de los tubos que incluían el cordón de soldadura, probetas del material base adyacente y paralelo al cordón y probetas conteniendo ranuras artificiales. Las curvas de polarización cíclica se obtuvieron variando el potencial a una velocidad constante de 720mV/h e invirtiendo el sentido de barrido del potencial al alcanzar den

sidad de corriente de 5×10^{-4} A/cm². En la Tabla III se resumen los resultados obtenidos.

Conclusiones

1) La técnica de polarización cíclica no es sensible al efecto de rendijas tales como poros o microrrechupes en el cordón de soldadura, pues: a) Tubos AISI 316L expuestos durante 10 meses en la CNAI mostraron ataque en el cordón, b) Sin embargo no hubo diferencias significativas en los resultados obtenidos en el laboratorio con AISI 316L entre muestras de material base y muestras con cordón de soldadura, c) se encontró un efecto significativo de las ranuras practicadas a modo de rendija. Por lo tanto los resultados obtenidos con esta técnica dependen fuertemente de la geometría de la rendija y no son extrapolables al comportamiento en servicio del material de la soldadura luego de períodos prolongados de exposición.

2) La técnica es adecuada para evaluar resistencia relativa de distintas aleaciones. El acero DIN 1.4439 presenta una alta resistencia al picado, coherente con su alto contenido de molibdeno, pero las imperfecciones del cordón de soldadura actúan como rendija y dan un amplio lazo de histéresis, no observándose lo mismo en el acero 316 L. Esto puede deberse a la forma y distribución de los defectos, que eran mayores en el DIN 1.4439 y no a una mayor susceptibilidad a la corrosión en rendijas del 1.4439 respecto del 316L. Sin embargo en las probetas con ranuras practicadas en el metal base 1.4439 presentó mayor susceptibilidad que el 316 L (mayor diferencia $E_p - E'p$). Para confirmar estos resultados es necesario realizar ensayos con rendijas artificiales donde la geometría y dimensiones sean perfectamente reproducibles.

1. I.L. Rosenfeld - Localized Corrosion, NACE-3, Houston 1974, p.373
2. B.E. Wilde - Localized Corrosion, NACE-3, Houston 1974, p.342.
3. B.E. Wilde y E. Williams. Electrochem. Acta. Vol.16, p.1971 (1971)

Tabla I

Materiales ensayados

a) <u>Identificación:</u>	F (316L) 02
<u>Material:</u>	Acero inoxidable 316L
<u>Tratamientos:</u>	Aplanado del cordón de soldadura Tratamiento Térmico Decapado
b) <u>Identificación:</u>	F (316L) 04
<u>Material:</u>	Acero inoxidable 316L
<u>Tratamientos:</u>	Sin aplanar cordón de soldadura Sin tratamiento térmico Sin decapar
c) <u>Identificación:</u>	F (4439) 01
<u>Material:</u>	Acero inoxidable DIN 1.4439
<u>Tratamientos:</u>	Aplanado del cordón de soldadura Tratamiento Térmico Decapado

Figura 1.13.1

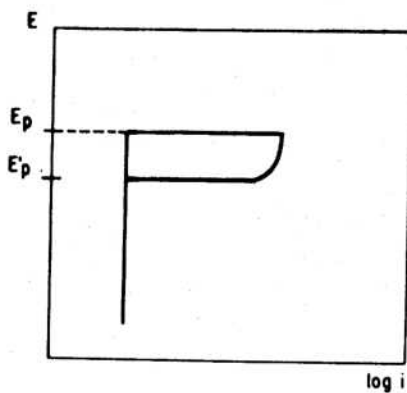


Tabla II

Elemento	Tipo	316 L	DIN 1.4439	AISI 304
C		0.03	0.04	0.068
Si		1.0	1.0	
Mn		2.0	2.0	
P		0.03	0.03	
S		0.03	0.02	0.008
Cr		16-18	16.5-18.5	18
Mo		2.0-3.0	4.0-5.0	
Ni		10-14	12.5-14.5	8.7
N		-	0.12-0.22	

T A B L A III

	MATERIAL BASE			CON CORDON DE SOLDADURA			CON RANURA		
MATERIAL	E_p (Vc.s.)	E'_p (Vc.s.)	$E_p - E'_p$ (Vc.s.)	E_p (Vc.s.)	E'_p (Vc.s.)	$E_p - E'_p$ (Vc.s.)	E_p (Vc.s.)	E'_p (Vc.s.)	$E_p - E'_p$ (Vc.s.)
AISI 304 (Tubo)	0.400 0.180	-0.270 -0.170	0.670 0.350				-0.080 < -0.200	-0.170 -0.220	0.090 0.020
AISI 304 (Chapa)	0.435 0.390 0.440 0.430	0.010 0.060 0.020 -0.030	0.425 0.330 0.420 0.460				0.220 0.195	0.030 -0.400	0.190 0.595
F(316L) 04	0.380 0.270	0.195 -0.090	0.185 0.360	0.355 0.270	0.150 -0.120	0.205 0.390			
F(316L)02	0.340 0.525	-0.140 0.100	0.480 0.425	0.515 0.520	0.090 -0.315	0.405 0.835	0.450	-0.300	0.750
F(4439)01	1.050* 1.100*	1.050 1.100	0.000 0.000	0.600 0.930	0.000 -0.140	0.600 1.07	0.930	0.040	0.890

(*) No son valores de potencial de picado. Son los valores de potencial para los que se produce el aumento de la densidad de corriente debido a la reacción de desprendimiento de O_2 .

1.14 ENSAYOS DE CORROSION CON ACERO AL Mn-Al (El inoxidable de los "pobres")
A.D. Keitelman y M.C. Alvarez

Con motivos de experiencias realizadas por E.M. Toscano para desarrollar la tecnología de fabricación de la aleación denominada el "inoxidable de los pobres", cuyos elementos de aleación principales son Mn y Al, de menor costo y mucho más abundantes en la naturaleza que el Cr y el Ni, se realizaron ensayos para determinar su comportamiento frente a la corrosión acuosa.

Se estudió el comportamiento anódico de probetas de este material pulidas hasta papel 600. Se realizaron curvas de polarización potenciodinámicas por triplicado con velocidad de barrido de 0.2 mV/seg. en solución neutra de NaCl 0.5M y en H_2SO_4 0.5M deaireadas con N_2 purificado y termostatizadas a $25 \pm 0.5^\circ C$.

En solución de Na Cl 0.5M, el material presenta potenciales de corrosión (E_c) de -0.87 V c.s. Aparece una zona activa entre -0.87 y -0.60 V c.s. con un pico de densidad de corriente (d.c) de alrededor de $1.0 \times 10^{-4} A/cm^2$, luego una zona pasiva con d.c. de $10^{-5} A/cm^2$ entre -0.6 y -0.3 V c.s., y finalmente un brusco aumento de dos órdenes de magnitud de la d.c. que se debe a la aparición de picado c.a. -0.3 V c.s. Al finalizar las experiencias, las probetas aparecieron cubiertas de una película marrón, que se eliminó mediante inmersión por pocos segundos en solución de H_3PO_4 diluido. La superficie mostró entonces picaduras con gran cantidad de productos de corrosión (Fig. 1.14.1), un intenso ataque en los bordes (crevice corrosion) y ataque general en distintas zonas (etching). Experiencias con probetas tratadas térmicamente dieron similares resultados. Con el objeto de caracterizar mejor las distintas zonas se hizo una curva de polarización anódica potencioestática con raspado de electrodo y midiendo el tiempo de repasivación luego del raspado. Aquí la zona activa aparece restringida al rango entre -0.87 y -0.68 V c.s. con un máximo de d.c. de $4.3 \times 10^{-5} A/cm^2$, no observándose efecto del raspado. Entre -0.68M y -0.32 V c.s. se observa una zona pasiva con d.c. de c.a. $5 \times 10^{-6} A/cm^2$. Dentro de esta zona se observa un aumento de más de un orden de magnitud en el tiempo de repasivación luego del raspado a potenciales más

positivos que $E = -0.42V$, fenómeno asociado aparentemente con ataque en los bordes. A $-0.32 V$ c.s. la d.c. luego del raspado vuelve rápidamente a valores pasivos pero en un par de minutos comienza a oscilar y finalmente, luego de 35 minutos, aumenta hasta alcanzar $1.1 \times 10^{-4} A/cm^2$. Posteriores incrementos del potencial provocan aumentos significativos de la d.c., haciéndose visible el ataque en los bordes a $-0.26 V$ c.s. y alcanzándose d.c. de $10^{-2} A/cm^2$ a $-0.18 V$ c.s. La probeta mostró al finalizar el ensayo ataque en los bordes y no presentó ataque en la zona raspada ni en el resto de la probeta.

Para caracterizar el comportamiento de este material en NaCl 0.5 M aireado se midió su E_c en función del tiempo durante más de seis horas. El E_c inicial fue de $-0.21 V$ c.s. y baja rápidamente en cinco minutos a $-0.78 V$ c.s. cubriéndose la probeta de una película marrón. A los veinte minutos de inmersión retorna el E_c inicial y luego se producen oscilaciones similares a los 60, 120 y 180 minutos. Luego de seis horas se alcanza un E_c estable de alrededor de $-0.26 V$ c.s. La probeta, eliminada la película marrón presenta ataque en los bordes (crevice corrosion). Por último se hicieron ensayos de inmersión en NaCl 0.5 M aireado con pares galvánicos del acero al Mn-Al en contacto eléctrico con chapitas de cobre utilizadas como cátodo. El material en este medio comienza a corroerse inmediatamente. Otro ensayo en agua corriente dió ataque luego de nueve días de inmersión, mientras que en agua destilada, el comienzo del ataque se demoró alrededor de un mes.

Los ensayos en solución de aireada de H_2SO_4 0.5 M presentaron un $E_c = -1.04 V$ c.s. y una zona activa entre E_c y $0.00 V$ c.s. donde se alcanzan d.c. de $1 \times 10^{-1} A/cm^2$. En esta zona se observa hasta $-0.66 V$ c.s. abundante desprendimiento de H_2 sobre la probeta, una pequeña disminución de la d.c. a ese valor y la formación de una película oscura sobre la superficie que se comienza a desprender cuando se alcanza la pasividad alrededor de $0.0 V$ c.s. La zona pasiva se extiende hasta $+1.25 V$ c.s. presentando una d.c. decreciente de alrededor de $6 \times 10^{-4} A/cm^2$ con un pico de $8 \times 10^{-4} A/cm^2$ a $+0.80 V$ c.s. En $+1.25 V$ c.s. se produce un aumento brusco de d.c. acompañado de la evolución de O_2 con desprendimiento de la película oscura. Un ensayo con velocidad de barrido de $2mV/seg.$ dió idénticos resultados.

De las experiencias realizadas se puede concluir que el material estudia-

do no es resistente a la corrosión general y localizada en los medios acuolos ensayados, presentando pocas diferencias de comportamiento respecto de los aceros al carbono.

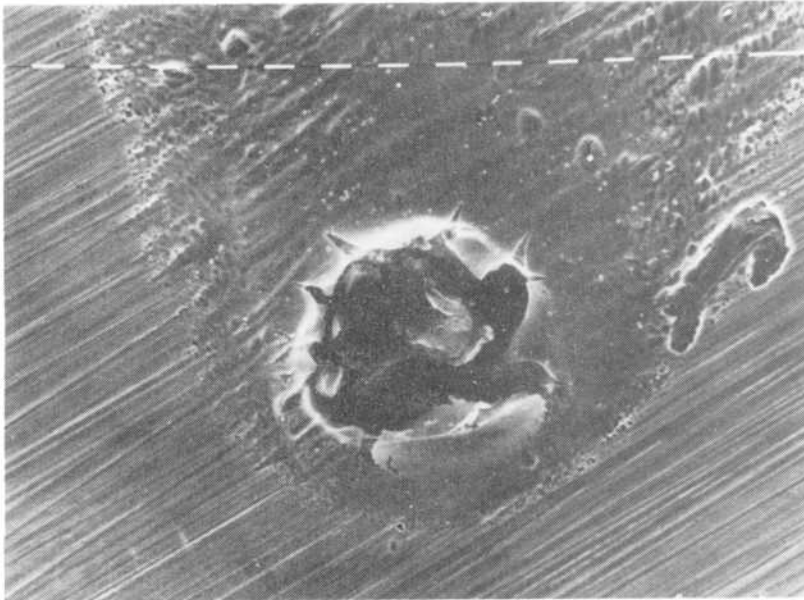


Figura 1.14.1
Picadura típica
de acero al Mn-Al
en solución de NaCl
0.5 M deaerada a
25°C.
Escala 10 μm .

2. FENOMENOS DE TRANSPORTE

2.1. AUTODIFUSION DE Zr EN FASE ALFA

F. Dymont, J. Horvath* y H. Mehrer*

* Institut für Theoretische und Angewandte Physik (ITAP)

Universidad de Stuttgart - Rep. Federal de Alemania

Para interpretar los resultados obtenidos de autodifusión en la fase α del Zr (CNEA-NT-16/83, 2.1.), se consideró necesario evaluar la contaminación con O que hubiera podido ocurrir en las distintas etapas del trabajo experimental, dado que el Zr es muy ávido de O. Después de haber completado las experiencias de difusión, el monocristal restante se cortó por electroerosión en 2 pedazos: uno fue enviado a Bundesanstalt für Materialprüfung (BAM) en Berlín para analizar el contenido de O. El resultado ($133 \pm 16 \mu\text{g/g}$), comparado con el análisis previo a las experiencias, indica que no hubo cambios significativos durante las mismas. La otra parte del cristal se usó para investigar por medio de Espectroscopía Auger (AES) el espesor de la capa de óxido que inevitablemente se forma en la superficie estudiada. Para ello la muestra fue pulida y recocida (a 830°C , 24 hs) en las mismas condiciones que se usaron en las experiencias de difusión. El análisis por AES se realizó en el Max Planck Institut für Metallforschung de Stuttgart y se obtuvo un espesor del orden de $50 \text{ \AA}$. En todos los recocidos de difusión efectuados, la penetración del radiotrazador fue superior a los $1000 \text{ \AA}$ y los perfiles de penetración no muestran una retención del trazador debido a una capa de óxido. Este resultado permite descartar una posible explicación para la curvatura observada en el gráfico de Arrhenius (ver fig. 2.1.1. del informe de 1982): por debajo de 700°C se pensó que pudiera haberse medido la difusión de Zr^{95} en una capa de óxido de Zr.

Otro factor que se tuvo en cuenta para la interpretación de los resultados fué la influencia de las dislocaciones sobre la difusión en volumen. Para ello se utilizó el análisis matemático recientemente efectuado por Le Claire y Rabinovitch (1). No se ha medido la densidad de dislocaciones del monocristal usado; sin embargo, aún con valores altos como $10^{12}/\text{m}^2$ resulta

ta un incremento en la difusividad debido a dislocaciones totalmente depreciable. Se puede concluir, entonces, que los resultados obtenidos representan la verdadera difusión en volumen en Zr α .

El coeficiente de autodifusión en volumen en una dirección θ de un cristal hexagonal se puede escribir

$$D = D_{//} \cos^2 \theta + D_{\perp} \sin^2 \theta \quad (1)$$

donde: $D_{//}$ ($D_{\perp}$) indica la difusión paralela (perpendicular) al eje c. Para un mecanismo de vacancias en autodifusión en una red hcp con parámetros a y c se tiene:

$$D_{//} = 3/4 C_v c^2 v_B f_{//} \quad \text{y} \quad D_{\perp} = 1/2 C_v a^2 (3v_A f_{A,\perp} + v_B f_{B,\perp})$$

Donde:

C_v : concentración de vacancias en equilibrio térmico; v_A y v_B son las frecuencias de salto de la vacancia en y fuera del plano basal; $f_{//}$, f_A , y f_B , son factores de correlación. Ellos son funciones débiles de la relación v_A / v_B . Toman valores comprendidos en el rango 0,55 a 1. Si se los aproxima al valor del factor de correlación de una estructura igualmente compacta como la fcc ($f_0 = 0,78$) se obtiene la siguiente expresión para D

$$D = 3 a^2 f_0 C_v v_A / 2 + (3 c^2 f_0 \cos^2 \theta / 4 + a^2 f_0 \sin^2 \theta / 2) C_v v_B \quad (2)$$

Suponiendo que la entalpía y entropía para la formación y migración de defectos son independientes de la temperatura, el gráfico de Arrhenius de D dado por la expresión (2) no puede mostrar la curvatura hacia abajo que se ve en la fig. 2.1.1. citada. Esta es tan pronunciada que si se calculan los parámetros que rigen la difusión con los puntos de alta temperatura se obtiene

$$D_0 = 1.59 \times 10^{-13} \text{ m}^2 \text{ s}^{-1} \quad \text{y} \quad Q = 1.16 \text{ eV}$$

mientras los puntos de baja temperatura dan lugar a

$$D_0 = 10,8 \text{ m}^2 \text{ s}^{-1} \quad \text{y} \quad Q = 3.64 \text{ eV}$$

No se ha encontrado hasta ahora una explicación a este comportamiento anómalo observado en la fase α . Recientemente se ha sugerido (2) que la anomalía de difusión en la fase β está relacionada a anomalías en las curvas de dispersión de fonones observadas en experiencias realizadas a 1423°K (3). Una investigación de este tipo sería altamente deseable para la fase α donde también las curvas de dispersión de fonones muestran anomalías, si bien menores que las correspondientes a fase β (4).

- (1) A.D. Le Claire and A. Rabinovitch, J. Phys. C. Solid State Physic 14, 3863 (1981), 15, 3455 (1982) y 16, 2087 (1983)
- (2) Chr. Herzig, en: Diffusion in Metals and Alloys (Diffusion and Defect Monograph Series N°7), Eds. F.J. Kedves and D.L. Beke, Trans. Tech. Publications 1983, 23
- (3) C. Stassis and J. Zarestky, Phys. Rev. Letters 41, (1978), 1726
- (4) C. Stassis, J. Zarestky, D. Arch, O.D. Mc. Masters and B.N. Harmon Phys. Rev. B 18 (1978) 2632.

2.2. DIFUSION DE $\text{Ag}^{110\text{m}}$ EN MONOCRISTALES DE Zr- α .

G.R. Tobar*, S.N. Balarty R.H. de Tendler

*FCEyN, UNBA

Se inició el estudio de la difusión de Ag en monocristales de Zr- α , con el propósito de continuar la caracterización de la anisotropía en la heterodifusión en Zr.

En el anterior Informe de Actividades (CNEA-NT-16/82) se presentaron los resultados para tres solutos "muy rápidos" en Zr- α : Cr, Cu y Co. Para Cr y Cu el factor de anisotropía $f_a = D_{\parallel} / D_{\perp}$ es aproximadamente 3, para Co f_a es aún mayor $|1|$. Se intenta ahora un estudio similar pero para los difusivos lentos, comenzando por la Ag.

Se usaron monocristales crecidos en nuestro Laboratorio por ciclado térmico alrededor de la temperatura de transición $\alpha \leftrightarrow \beta$. Los coeficientes de difusión se midieron usando el método del depósito delgado de radiotrazador

(Ag^{110m}), y seccionamiento directo de la muestra, por abrasión.

Se realizaron dos recocidos a 826 y 845°C. Incluyeron dos muestras cada uno, con orientaciones de la dirección de difusión respecto del eje c de 30° una muestra y 90° la otra.

Los resultados obtenidos se presentan en la Fig. 2.2.1 conjuntamente con un valor para un monocristal de orientación no especificada, tomado de la literatura [2], y la recta de Arrhenius obtenida para policristales de Zr-α [3]. Los valores para policristales son ligeramente mayores que para monocristales pero dentro del mismo orden de magnitud.

Como se observa, para ambos ensayos $D_{30^\circ} > D_{90^\circ}$. Si bien dos ensayos no son concluyentes mostrarían la existencia a $T > 826^\circ\text{C}$, de una anisotropía más débil pero en el mismo sentido que para los solutos "muy rápidos" en Zr.

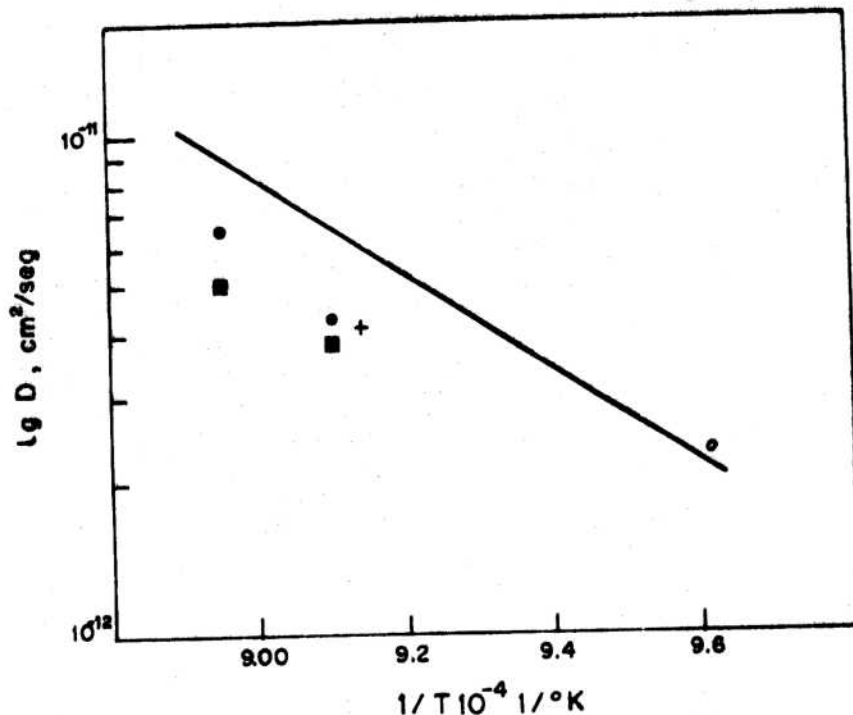


Fig 2.2.1 ● Dirección de difusión a 30° respecto del eje C
 ■ " " " 90° " " "
 + Monocristal de orientación no especificada [2]
 a Recta de Arrhenius para la difusión de Ag^{110m} en policristales de Zr-α.

Se continúa este trabajo para poder obtener el comportamiento del coeficiente de difusión en un rango más extenso de temperatura y medir los parámetros de la difusión Q y D_0 en las direcciones $\parallel c$ y $\perp c$.

1. S.N. Balart, N. Varela and R.H. de Tandler. J. Nucl. Mater 119 (1983) 59
2. G.M. Hood and R.J. Schultz, Acta Met. 22 (1974) 459.
3. R.H. de Tandler, J. of Nucl. Mater., 54 (1974) 212.

2.3 LA DIFUSION "MUY RAPIDA" Y LOS VIDRIOS METALICOS EN LAS ALEACIONES Zr-METAL.

R.H. de Tandler.

Los coeficientes de difusión en volumen de Mn, Cr, Cu, Be, Fe, Ni y Co muy diluidos, en Zr- α son 3 a 7 órdenes de magnitud mayores que el coeficiente de autodifusión de Zr. Los átomos de soluto ocuparían en la red del Zr sitios intersticiales y sustitucionales, en equilibrio local mutuo. La difusión "muy rápida" sería atribuible a los átomos de soluto en posición intersticial. Los sistemas metal-metal de difusión "muy rápida" se ajustan al "criterio de valencia": están formados por un soluto de baja valencia en un solvente de alta valencia o muy electropositivo, tal el Zr; el ión soluto debe ser tan pequeño como para ocupar sin superposición de núcleos iónicos los intersticios formados por los iones en la red del solvente. Esos sistemas satisfacen el "criterio de tamaño atómico: hay disolución intersticial significativa cuando la regla de Hume-Rothery del 15% del tamaño atómico prohíbe la solubilidad sustitucional extendida y cuando, al mismo tiempo, el radio atómico del soluto (r) es más pequeño que el del solvente (R), ($r/R < 0,85$). En los casos límite en que $r/R \approx 0,85$ la operatividad del criterio debe verificarse observando el diagrama de equilibrio"(1).

Numerosos sistemas metal-metal capaces de formar vidrios son sistemas de difusión "muy rápida"; apoyándonos en las ideas de S. Turnbull (2) intentamos en este trabajo la búsqueda del vínculo entre varios fenómenos para las aleaciones Zr-metal. Hemos utilizado los criterios para precedir la difusión "muy rápida", la clasificación de las aleaciones "aptas para formar vidrios" (AFV) y dos modelos fenomenológicos, uno estruc-

tural y otro termodinámico que permiten predecir la AFV (3,4). Hemos considerado los vidrios obtenidos por templado rápido de la aleación líquida ($10^5 - 10^8$ K/s).

En el diagrama ΔH^M r/R para el sistema Zr-Metal (Zr-M), el dominio AFV está separado de los sistemas no-AFV por las líneas r/R=0,85 y $\Delta H^M=0$ kcal/Mol y contiene todos los sistemas de difusión "muy rápida" medida experimentalmente (1). En la vecindad del límite r/R=0,85 están los sistemas AFV Zr-M con M = Ri, Rh, Pd, Re, Os Pt a los cuales hemos aplicado los criterios para predecir la difusión "muy rápida". Sólo Ru aparece como posible soluto "muy rápido" en Zr. ΔH^M es el calor de formación de la aleación líquida equiatómica y se calcula con las electronegatividades y concentraciones electrónicas de los componentes (3).

El modelo termodinámico permitió trazar para Zr-M, el diagrama temperatura reducida de liquidus (T_{LR}) vs composición eutéctica reducida (C_{er}) (4). El dominio AFV contiene todos los binarios Zr-M de difusión "muy rápida". La solubilidad de M en Zr- β ($x_{\beta}^{m\acute{a}x}$) caracteriza la difusión "muy rápida" e interviene en este modelo. En el dominio AFV, con M variando de Cu a V en el primer período largo, $x_{\beta}^{m\acute{a}x}$ crece y C_{er} disminuye determinando una AFV de creciente. Para los solutos M de difusión "muy rápida", $x_{\beta}^{m\acute{a}x} < 11\%$ at (1).

Los vidrios metálicos se clasifican según la naturaleza química de sus componentes (3). Todos los binarios Zr-M de difusión "muy rápida" pertenecen a la categoría de "sistemas más frecuentes", excepto Zr-Be que aparece entre "otros sistemas".

Concluimos que las aleaciones Zr-M de difusión "muy rápida" son sistemas AFV y que las mismas propiedades físicas permiten predecir ambos comportamientos.

1. R. Tendler, E. Santos, J. Abriata and C.F. Varotto. Thermodynamics of Nuclear Materials 1974, Vol. II (IAEA, Vienna, 1975) p. 71
2. D. Turnbull, J. Phys. (Paris), Colloq. C4, 35 (1974) p.1.
3. B.C. Giessen and S.H. Whang, J. Phys. (Paris), Colloq. C8, 41 (1980) p.95

4. S. Whang, Mater. Sci. Eng. 57 (1983) p. 87

2.4. AUTODIFUSION DE Zr y Ti EN ALEACIONES DE Ti-Zr

H. Forlerer y F. Dymant.

Como se mencionó en el informe del año 1982 (CNEA-NT-16/83, 2.3.), Se obtuvieron 2 aleaciones de Ti 50% Zr de distinta pureza: una de 99,99% (aleación A) y otra de 99,8% con alto contenido de O (1050 ppm) y N (63ppm) (aleación B). Se realizaron 3 pares de difusión con la aleación A y 2 con la B. El radiotrazador usado fue Zr⁹⁵. Las probetas (5mm de diámetro y entre 1,5 y 3 mm de espesor) se cortaron por electroerosión. Dado su tamaño tan pequeño, no fueron torneadas lateralmente hasta después del recocido de difusión. La medición de la densidad se realizó en cada una de ellas antes de efectuar el depósito electrolítico del radiotrazador. Se obtuvieron los siguientes resultados:

probeta	A ₁	A ₂	A ₃	A ₄	A ₅	B ₁
densidad (g/cm ³)	5.626	5.524	5.620	5.606	5.577	5.603

La variación obtenida, del 1,8% entre los valores extremos, se atribuye a la porosidad remanente en la superficie lateral de las probetas después del corte por electroerosión y del pulido químico. Con autoradiografías se controló la homogeneidad de los depósitos electrolíticos del radiotrazador y la existencia de porosidad. Esta no fue detectada en las superficies estudiadas. Los pares de difusión así constituidos se estudiaron por el método de Gruzin y se obtuvieron valores preliminares de los coeficientes de difusión. El siguiente cuadro muestra los valores de D obtenidos y las temperaturas de difusión correspondientes.

probeta	A ₁	A ₂	A ₃	B ₁	B ₂
T (°C)	1194	989	800	812	1.161
D (cm ² /s)	3 x 10 ⁻⁸	4,1x10 ⁻⁹	1x10 ⁻⁹	5,2x10 ⁻¹⁰	5,8x10 ⁻⁹

Con estos datos se confeccionó un gráfico de Arrhenius (Fig. 2.4.1.). Del mismo se obtuvieron los siguientes valores para los parámetros que rigen la difusión:

factor de frecuencia, $D_0 = 1 \times 10^{-3} \text{ cm}^2/\text{seg}$ y energía de activación, $Q = 23 \text{ Kcal/mol}$, para la serie A. los dos puntos de la serie B no se alinean con la serie A por lo que se espera tener más datos para dilucidar si el alto contenido de intersticiales modifica los valores de D.

En Ti β existe en la bibliografía (1) datos de heterodifusión de una serie de elementos metálicos:

Sc^{46} , V^{48} , Cr^{51} , Mn^{54} , Fe^{55} y Fe^{59} , Co^{60} , Ni^{63} , Zr^{95} , Nb^{95} , Mo^{99} , Sn^{113} , W^{185} , U^{234} .

En algunos casos, también se observó curvatura en el correspondiente gráfico de Arrhenius (los subrayados) como ocurre para autodifusión de Ti y Zr puros. Considerando en esos casos la región de baja temperatura en la fase β , se observa lo siguiente: para todos los elementos estudiados, así como para la autodifusión, la energía de activación Q es mucho menor de lo que se considera "normal". Q varía entre 28 y 36 K cal/mol (incluidos los valores de autodifusión). D_0 toma valores del orden de $10^{-3} \frac{\text{cm}^2}{\text{seg}}$.

Un trabajo de difusión química de 1967 (ref. 22 de (1)) donde se ha estudiado la aleación Ti-Zr desde Ti 10% Zr hasta Ti 90% Zr muestra valores de Q muy bajos, que varían desde 16,5 Kcal/mol para Ti 10% Zr hasta 26 Kcal/mol para Ti 90% Zr pasando por 21.5 Kcal/mol para 50% Zr. Para esta concentración, un trabajo más reciente (1972), (ref. 62 de (1)) da un valor de $Q = 25.95 \text{ Kcal/mol}$. Los valores de D_0 son más bajos: entre 10^{-4} y $10^{-7} \text{ cm}^2/\text{seg}$. Dado que el método de Matando, utilizado en los trabajos de difusión química, es de precisión considerablemente menor que la correspondiente a mediciones con radiotrazadores (hetero y autodifusión), el acuerdo existente parecería muy razonable.

1. Titanium: Physics - Chemical Properties of its compounds and Alloys
Kubaschewski et al. AIEA Spetial (asoc. n° 9, 1983 pág. 44)

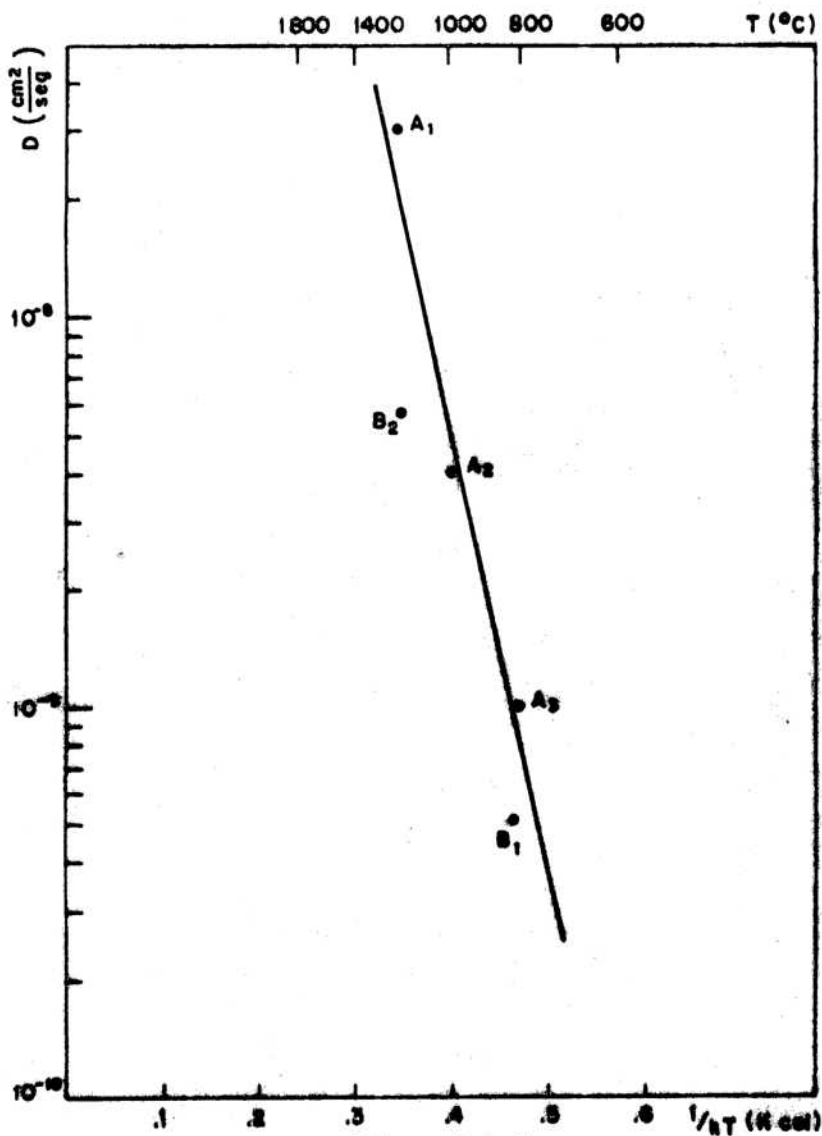


Fig. 2.4.1.

2.5. DIFUSION DE Fe^{59} en Zr-Sn- β

I.A. Levin* L.I. Nicolai y R.H. de Tendler

* FCEN - UBA

Es éste un trabajo en realización que se propone estudiar la difusión en volumen de Fe^{59} en Zr- β puro y en Zr-Sn- β , entre la temperatura de transformación $\beta \rightarrow \alpha$ y la temperatura de fusión. Medimos $D_{Fe^{59}}^{Zr-Sn-\beta}$ con el método del "depósito delgado", en policristales de grano grande. Se estudian las aleaciones Zr 0.45% at Sn, Zr 1,75% at Sn y Zr 6,7% at Sn [1].

Se diseñó un dispositivo simple que permite el calentamiento rápido de

las muestras y que fue utilizado en los recocidos de difusión realizados a 1236°C y 1312°C. La necesidad del calentamiento rápido surge debido a que el Fe^{59} es un difundente "muy rápido" en Zr [1] y a $T > 1200^\circ\text{C}$ los recocidos deben ser de corta duración (menos de 10 min), para obtener penetraciones compatibles con las condiciones del método de "depósito delgado" y con el tamaño de las muestras.

Para recocer a $T > 1300^\circ\text{C}$ se utilizará un horno Brew, modelo 424-C que puede llegar hasta 3000°C . Se ideó un soporte para montar las muestras en ese horno, de modo que estuvieran en contacto con la termocupla de medición. Como los recocidos deberán ser muy breves (~ 5 min a $T \sim 500^\circ\text{C}$) se pensó en acelerar el enfriamiento del horno con un chorro de argón. Se hicieron ensayos de prueba que no dieron el resultado esperado. Se usará el enfriamiento natural del horno.

Los coeficientes de difusión medidos a 1165°C , 1236°C y 1312°C se presentaron en la Tabla 1. Ellos muestran nuevamente la influencia desaceleradora del Sn, que fuera observada en los primeros ensayos [1].

Tabla 1

$D_{\text{Zr-Sn-}\beta}^{\text{Fe}^{59}} (10^{-7}\text{cm}^2/\text{seg})$

T(°C)	1165	1236	1312
% at de Sn			
0	5,49	8,12	10,03
0,45	4,94	7,95	9,84
1,75	4,16	7,17	9,12
6,7	2,79	4,97	5,91

1. Departamento de Materiales. Informe de Actividades 1982. CNEA-NT-16/83 (2.5.) p. 31

2.6. DIFUSION DE V EN Fe Y ALGUNAS ALEACIONES DE BASE Fe.

S. Kurokawa y F. Dymant

Se determinaron los coeficientes de difusión de V^{48} en la fase γ de Fe puro y de las aleaciones Fe0.6Si, Fe1.5Mn, Fe0.6Si1.5Mn (tabla I, fig. 2.6.

1) (Dpto, Materiales - Informe 1982. CNEA-NT-16/83).

Tabla I

T(°C)	D(cm ² /s)			
	FeMn	FeSiMn	Fe	FeSi
1040	* 6,78x10 ⁻¹²	7,23x10 ⁻¹²	6.50x10 ⁻¹²	8.28x10 ⁻¹²
1120	* 2,77x10 ⁻¹¹	2,51x10 ⁻¹¹	2,92x10 ⁻¹¹	2.92x10 ⁻¹¹
1200	* 1,07x10 ⁻¹⁰	8,77x10 ⁻¹¹	1,07x10 ⁻¹⁰	1,22x10 ⁻¹⁰
1230	1,62x10 ⁻¹⁰	1,75x10 ⁻¹⁰	1,76x10 ⁻¹⁰	2,00x10 ⁻¹⁰

El comportamiento de la difusión del V^{48} en presencia de Si y/o Mn es análogo al observado con Nb^{95} en las mismas matrices (1): el Si acelera la difusión del V en Fe, el Mn la decelera y la presencia simultánea de los dos aleantes compensa ambas tendencias. Cabe destacar que el agregado de Mn disminuye notablemente el tamaño de grano de estas aleaciones y en especial en las probetas señaladas con * en la tabla I por el tipo de tratamiento térmico realizado previo a la difusión. Esto dio lugar a una fuerte contribución de la difusión por borde de grano a la de volumen enmascarando el efecto decelerador del Mn, preferentemente en las experiencias de bajas temperaturas.

En cuanto a la difusión del V^{48} en Fe puro se encontró que su dependencia con la temperatura está dada por

$$D = 1.57 \exp \frac{-68.5 \text{ kcal}}{RT} \quad \text{cm}^2/\text{s}$$

James y Leak (2) explican cualitativamente las variaciones de energía de

activación Q para difusión de impurezas en función de las variaciones de compresibilidad X entre átomo difundente y átomo del solvente. En el presente trabajo se tomaron valores de Q correspondientes a los elementos de la primera serie de transición encontradas en la revisión bibliográfica sobre heterodifusión de solutos sustitucionales en Fe (1), y valores de compresibilidades X de los mismos elementos obteniéndose la correlación representada en la figura 2.6.2.

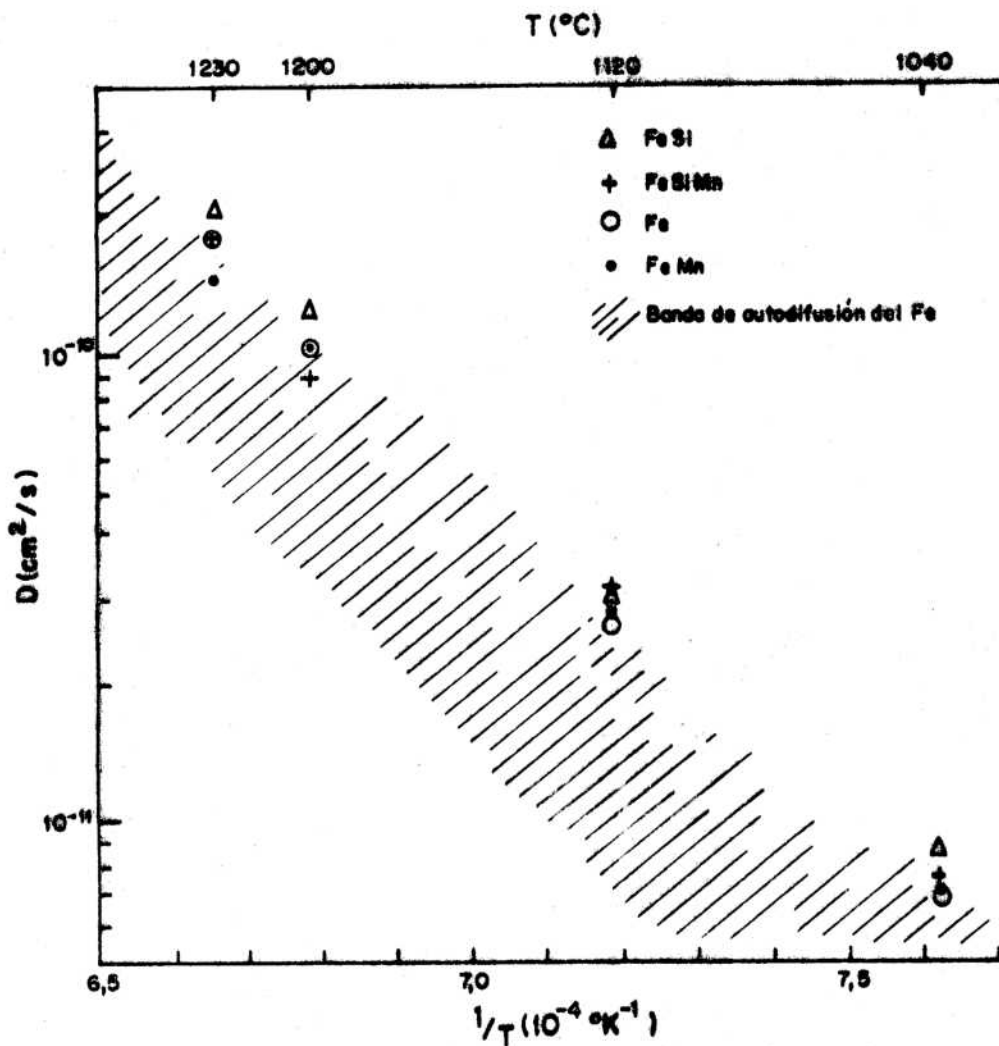


Fig. 2.6.1 - Heterodifusión de V en Fe, FeSi, FeMn, FeSiMn

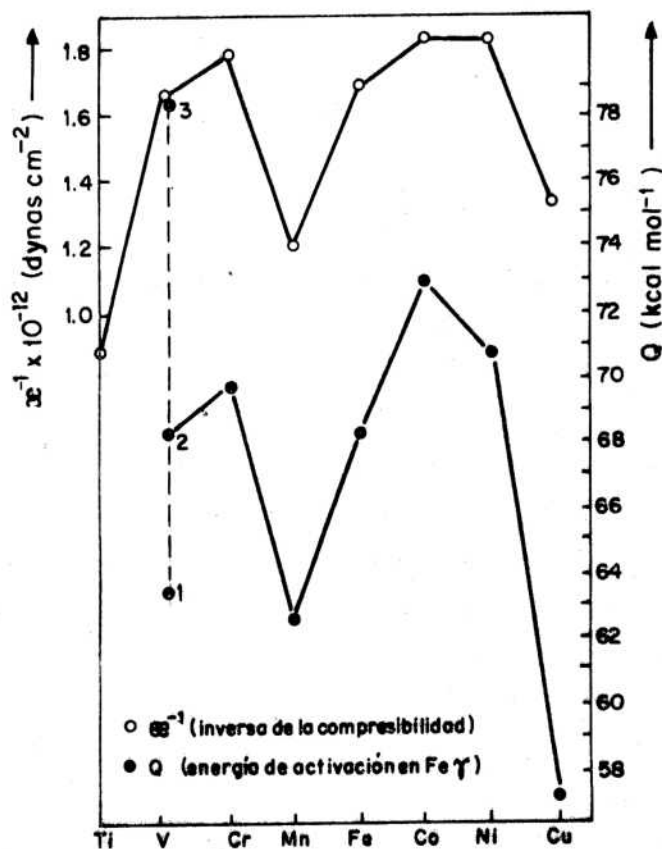


Fig. 2.6.2 - Variación de X^{-1} y Q con el número atómico.

- 1. James y Leak(2)
- 2. Presente trabajo
- 3. Kucera y Million (3)

Se observa que el valor $Q=68.5$ kcal/mol de la energía de activación del V en Fe determinado en este trabajo se encuentra en el rango esperado de acuerdo a esta correlación, a diferencia de los otros dos valores existentes en la literatura ($Q=63.1$ kcal/mol (2) y $Q=78.9$ kcal/mol (3)).

1. S. Kurokawa, J.E. Ruzzante, A.M. Hey y F. Dymont. Metal Science Vol. 17, sept. 1983, p.433
2. A.W. Bowen y G.M. Leak. Met. Trans., 1, 1970, p.1695.
3. J. Kucera y B. Million. Z. Metallkunde, 61, 1970, p. 160.

2.7. DIFUSION DE Ni^{63} en la fase γ_2 DEL SISTEMA Cu-Al. DEPENDENCIA CON LA COMPOSICION.

M. Iribarren* y F. Dymont.

* Seminarista de la Facultad de Ciencias de Bs.As.

Para el estudio cuantitativo de la difusión a lo largo de las interfaces β/γ_2 del sistema Cu-Al. y epcarado en trabajos anteriores (1,2) es necesario conocer la difusión en volumen de los radiotrazadores usados en las fases involucradas. La fase γ_2 del sistema Cu-Al, estable a baja temperatura, se extiende sensiblemente independiente de ésta entre el 31,3 y el 38,2% at. de Al. Dicha fase muestra una transición continua entre dos estructuras monofásicas diferentes no enmarcadas dentro de límites bifásicos: la γ_2 propiamente dicha, que se extiende entre 31,3 y 35,3% at de Al y la γ_2' , cuyo rango de estabilidad va desde 35,3 hasta 38,2% at. de Al (3). La fase γ_2 tiene estructura cúbica compleja alrededor de la composición estequiométrica Cu_9Al_4 ; la celda unitaria contiene de 49 a 52 átomos. La fase γ_2' es monoclinica, basada en la composición $Cu_{32}Al_{19}$, con alrededor de 102 átomos por malla. Debido a la variación en la concentración de defectos constitucionales presentes en las estructuras arriba mencionadas, se ha estudiado la difusión en volumen de Ni^{63} en 3 aleaciones: 32 y 34% at. de Al, que corresponden a la estructura γ_2 y 36% at. de Al, perteneciente a γ_2' .

Los valores de los coeficientes de difusión medidos se muestran en la tabla I. Con ellos se trazaron los gráficos de Arrhenius, de donde se obtuvieron los parámetros que rigen la difusión: energía de activación, Q, y factor de frecuencia, D_0 . Estos se dan en la tabla II. La fig. 2.7.1 muestra la variación de los coeficientes de difusión con la composición, la cual está claramente fuera del error experimental. Q y D_0 muestran una variación similar con la composición, por lo que se omite el gráfico correspondiente.

Tabla I

Aleac.	T(°Ci)	t (seg.)	D(10 ⁻¹² cm ² /seg.)	E _D (10 ⁻¹³ cm ² /seg)
32	700	271200	1,35	1,01
32	650	258300	0,903	0,551
32	600	355500	0,590	0,224
34	700	271200	3,98	0,0629
34	650	258300	1,35	0,451
34	600	355500	0,683	0,451
36	700	271200	0,661	0,760
36	650	258300	0,6	0,498
36	600	355500	0,414	0,244

Los coeficientes de difusión en las fases γ_2 y γ_2' no difieren sustancialmente. La máxima variación detectada significa para el coeficiente de difusión a lo largo de las interfases medido a 600°C una variación de un 5%. Existe, sin embargo, una visible dependencia con la composición, situándose el máximo en la aleación con 34% at. de Al, que es la que presenta la mayor concentración de defectos constitucionales (vacancias). Se refleja, claramente asimismo, el cambio debido al pasaje de la estructura cúbica a la monoclinica.

Tabla II

Aleac	Q(kcal/mol)	E _Q (kcal/mol)	D ₀ (cm ² /seg)	E _{D0} (cm ² /seg)
32	13,895	0,189	1,78 x 10 ⁻⁹	1,94 x 10 ⁻¹¹
34	21,813	*	1,98 x 10 ⁻⁷	*
36	8,879	2,350	7,05 x 10 ⁻¹¹	2,69 x 10 ⁻¹²

* No se puede dar el error en este caso pues solo se usaron 2 puntos.

Existe una escasa cantidad de estudios de difusión en compuestos intermetálicos no semiconductores. Los mismos se refieren a fases de estructura relativamente conocidas (β , bcc, en su mayoría) y casi todos a autodifusión. Aún así existen contradicciones entre los resultados obtenidos en dichos trabajos y los mecanismos propuestos para explicarlos. Las dificultades para determinar los mecanismos de difusión están relacionados con el grado de des (orden) que presentan estos compuestos, el que además depende de la temperatura. Es necesario acudir a mecanismos de anillos o más complejos, que involucren saltos a 2dos. vecinos. La situación es aún más compleja en el caso de las estructuras γ_2 y γ_2' por lo poco que se conoce de ellas. Se sabe que en la γ_2 la concentración de vacancias constitucionales llega al 4 - 6%. Sin embargo, el efecto sobre la difusión es muchísimo menor que el aumento operado en la concentración de vacancias, de donde se infiere que el mecanismo simple de vacancias no puede explicar los resultados obtenidos. Para la variación de Q y D_0 se obtuvo una ley similar a la de la difusión de Ga en Ni-Ga.

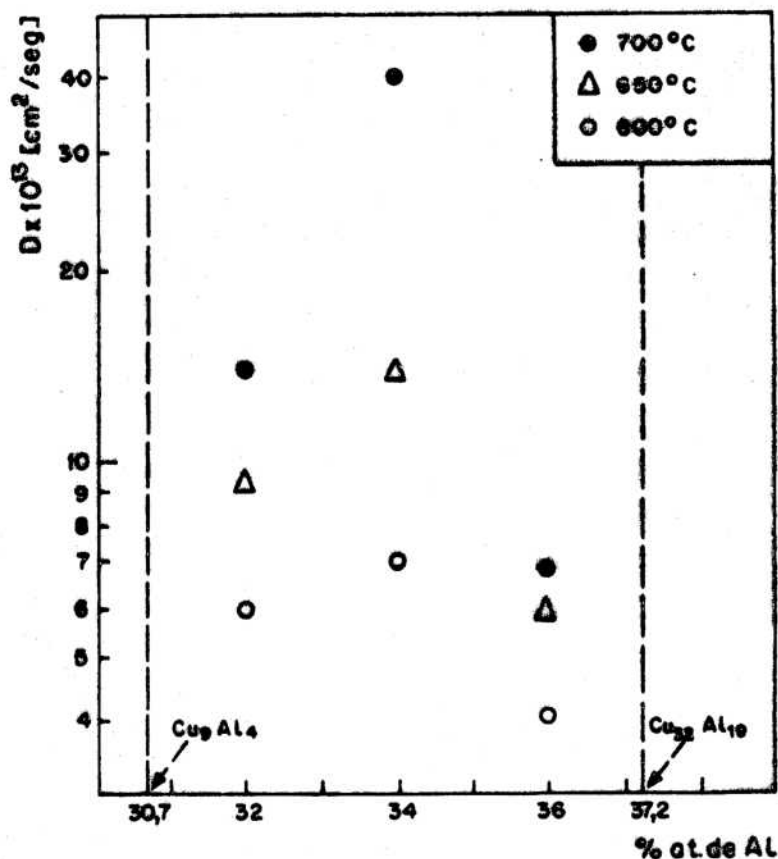


Fig. 2.7.1.

que se conoce de ellas. Se sabe que en la γ_2 la concentración de vacancias constitucionales llega al 4 - 6%. Sin embargo, el efecto sobre la difusión es muchísimo menor que el aumento operado en la concentración de vacancias, de donde se infiere que el mecanismo simple de vacancias no puede explicar los resultados obtenidos. Para la variación de Q y D_0 se obtuvo una ley similar a la de la difusión de Ga en Ni-Ga.

En el presente caso se ha verificado la relación de Zener probándose experimentalmente la linealidad sugerida entre la entropía y la energía de activación.

1. J.E. Ruzzante, S. Kurokawa, E. García and F. Dymont. Acta Met. 28, 699,

1980.

2. R. Piotrkowski, C. Neuman and F. Dymant, Scripta Met. 15, 303, 1981.
3. P. Pascal, Nouveau Traité de Chimie Minérale. Masson et Cie. Ed., 1963.

2.8. DIFUSION EN INTERFASES: SISTEMA Zr-Nb

R. Piotrkowski y F. Dymant

Se difundió Nb⁹⁵ y Ni⁶³ en muestras bifásicas α (hcp) / β (bcc) de Zr 2,5wt% Nb para estudiar difusión en interfases en un material de interés nuclear. Las muestras fueron obtenidas en la forma ya descrita en el informe anterior (CNEA-NT-16/83, 2.9).

Difusión de Nb⁹⁵

Se realizaron 5 experiencias de autodifusión de Nb⁹⁵ en el rango de altas temperaturas en el campo bifásico (702-818°C). Se utilizó el método de seccionamiento directo para obtener los perfiles de penetración. La actividad de cada capa se midió con un detector de INa(TI). Se obtuvo en todos los casos un perfil lineal de $\ln c$ vs. x a partir de cierta profundidad (c : concentración específica del radiotrazador, x : profundidad). Por lo tanto se pudo usar el modelo de Fisher (1) adaptado a interfases, para la obtención de los resultados. Según este modelo

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

D_i : coeficiente de difusión en interfases; γ : espesor de la interfase a la que se atribuye generalmente un valor de 5 Å; $D_{eff} = (D_\alpha^2 + D_\beta^2)^{1/2}$
 D_α, D_β : coeficientes de difusión en volumen en cada fase involucrada; t : duración del recocido de difusión y p : pendiente de la recta $\ln c$ vs x

Tabla I

	T(°C)	t(seg)	D_i (cm ² /seg)	D_β (cm ² /seg)**
1	818	670.800	2×10^{-6}	$(8.2-12.0) \times 10^{-11}$
2	750	1.112.400	4×10^{-7}	$(3.5-9.5) \times 10^{-11}$
3	702	1.212.840	3×10^{-7}	$(1.8-7.8) \times 10^{-11}$
4	802	692.340	1×10^{-6}	$(7.4-11.0) \times 10^{-11}$
5	785	92.400	8×10^{-7}	$(5.4-10.0) \times 10^{-11}$

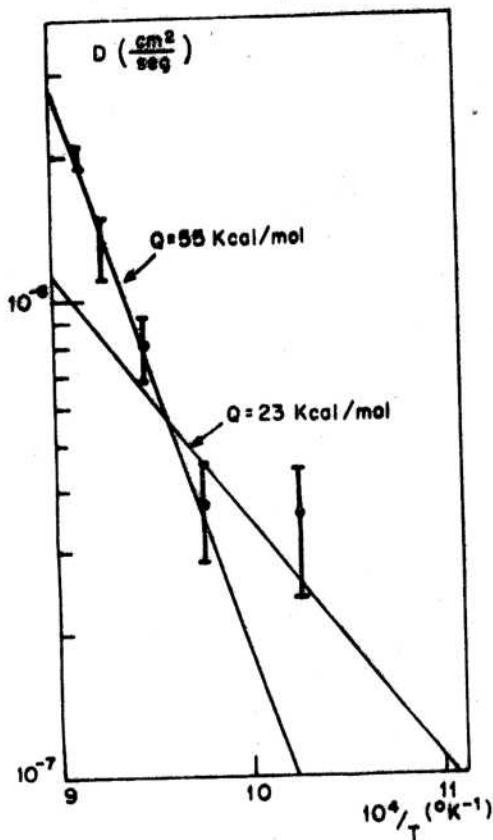


Fig. 2.8.1

Los coeficientes de difusión en cada fase no han sido aún medidos. Por tratarse de una aleación de bajo contenido de Nb, éstos no deberían diferir mucho de los valores que corresponden a Zr puro, que figuran en la literatura (2,3). A la temperatura del cambio de fase $D_{Zr\alpha}^{(Nb)} / D_{Zr\beta}^{(Nb)} \approx 100$. Por lo tanto $D_{eff} \approx D_\beta$. Los valores para D_β en el rango 702-818°C, deben ser extrapolados del gráfico de Arrhenius $\ln D_\beta$ vs. $1/T$, válido hasta 862°C. Por ser este gráfico no lineal, la extrapolación se hace más difícil. Tomando valores extremos, se obtuvo para cada D_i un rango de variación, que es el graficado en la fig. 2.8.1. Con las mediciones presentes se asegura el orden de magnitud para los coeficientes de difusión en interfases.

Los coeficientes D_i , son superiores en 4 ó 5 órdenes de magnitud a los respectivos coeficientes de difusión en volumen, lo que evidencia el comportamiento de las interfases como cortocircuitos. Los altos valores para la energía de activación, cercanos o superiores a los correspondientes valores en volumen, son características de la difusión en interfases, según se desprende de la literatura. Según algunos autores, ello se debería fundamentalmente a la presencia de impurezas, lo que se justifica plenamente en este caso, ya

que el material fue preparado a partir de esponja de Zr. La curvatura en el gráfico de Arrhenius se debe probablemente a la naturaleza policristalina de las muestras. Se ha probado en sistemas bi-cristalinos Sn-Ge, que tanto la energía de activación como el coeficiente de difusión en interfases, varía en forma no monótona con el ángulo de desorientación de los cristales, separados por la interfase, tomando valores máximos para ángulos tales que la densidad de sitios coincidentes de ambas redes sea máxima en la interfase. En las muestras policristalinas hay contribución de las distintas interfases, cada una con su energía de activación, lo que daría un gráfico de Arrhenius curvo.

Ni⁶³:

Se terminó con el seccionamiento de la muestra recocida a 801°C durante 40 min. Se utilizó el método de Gruzín, midiéndose la actividad residual en la muestra con un detector de Si. Se obtuvo un perfil lineal con la penetración a partir de cierta profundidad. Se tomaron autoradiografías a distintas profundidades, que mostraron:

- a) Mayor concentración de radiotrazador en la fase β .
- b) Concentración preferencial de radiotrazador en zonas cercanas a las interfases, a profundidades en las cuales $\ln c$ es lineal con x .
- c) Contribución de todas las interfases a la difusión rápida.

- 1. A. Bondy, P. Regnier, V. Levy, Scripta Met. 5, 345, (1971).
- 2. J.I. Ferrer, T.S. Lundy. Trans. AIME, 227, 592, (1963).
- 3. F. Dymant, C.M. Libanati, J. of Mat. Sci., 3, 349 (1968).

2.9. DIFUSION QUIMICA EN EL SISTEMA ZIRCALOY-4/Cu.

S.N. Balart y R.H. de Tandler

Al recocer dos metales soldados entre sí se produce la interdifusión de uno en otro, formándose bandas paralelas a la superficie inicial de soldadura, las que constituyen una sucesión de fases previstas en el diagrama de equilibrio del sistema.

En la fabricación de tubos de Zircaloy-4, durante la extrusión en caliente con protección de Cu, se produce la soldadura del Cu al Zircaloy-4, lo que hace necesario el decapado de los tubos para evitar la contaminación con Cu en las siguientes etapas.

Este trabajo se propone estudiar la interdifusión en el sistema Zircaloy-4/Cu usando como muestras secciones de los tubos de Zircaloy-4 extrudados. El propósito es identificar las fases formadas, medir las cinéticas de avance de las interfases y el coeficiente de interdifusión en la solución sólida.

Se cuenta con material provisto por el Proyecto PP-FAE que fuera extrudado con dos tipos de recubrimiento de Cu: encamisado o proyección en caliente (sistema Metco).

La identificación de fases comenzó sobre una muestra de prueba recocida 24 horas a 790°C, con la que se realizó una selección y evaluación de las técnicas a usar que incluyeron: Metalografía, análisis con microsonda electrónica de barrido y difracción de rayos X.

Metalográficamente se distinguieron en la zona de interdifusión hasta 5 bandas formadas por una o mas fases (fig. 2.9.1). Este trabajo exigió la combinación de diferentes pulidos y ataques químicos para la observación simultánea de las fases debido a la diferencia de composición y dureza. Esta tarea se hizo conjuntamente con la Srta. Susana Bermúdez de la Div. Metalografía.

Se obtuvo un perfil de penetración por análisis puntual con microsonda electrónica y se vió que para medir con precisión se necesitan aleaciones patrones. Se preparó el material para fabricar, en la Div. Metales del CAB, cinco de ellas de composición Zr_2Cu , $ZrCu$, Zr_7Cu_{10} , Zr_2Cu_9 y Zr 2,7% Cu que formaría solución sólida en $Zr-\beta$.

En cuanto a la medición de cinéticas, se realizaron dos recocidos más a 790°C, de 10 y 30 días. El ancho de la zona de interdifusión se mide en microscopio óptico con un ocular reglado sobre una superficie pulida perpendicular al frente de difusión. La fig. 2.9.2 muestra las mediciones

del ancho total y de las dos primeras fases vecinas al Zircaloy-4, La tendencia de ambos conjuntos de valores es diferente. La zona de difusión avanzaría según una ley parabólica con el tiempo. La ley para el crecimiento de las dos primeras fases sería $t^{1/n}$ con $n > 3$. Se realizarán otros recocidos a tiempos intermedios para precisar los comportamientos.



Fig. 2.9.1 - zona de interdifusión en Zircaloy-4/Cu.

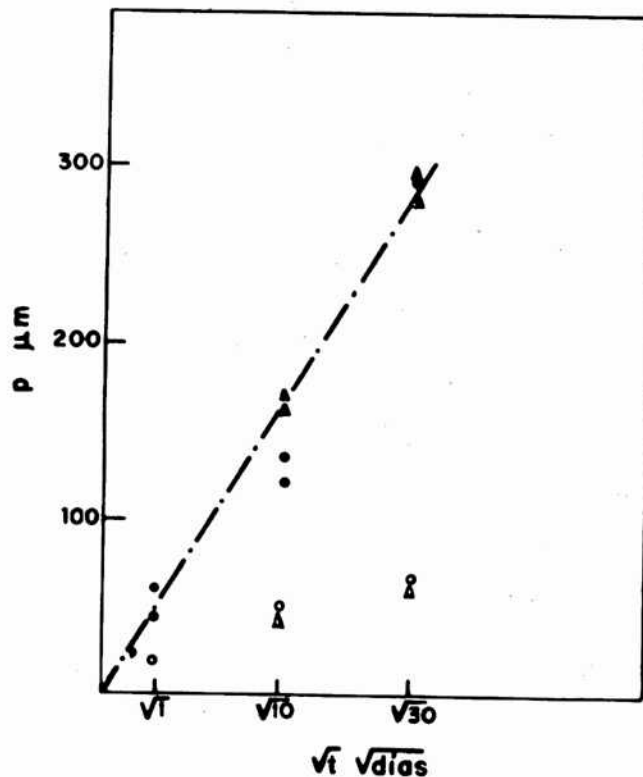


Fig. 2.9.2 - p: ancho total de la zona de interdifusión (en negro) y de las fases 1 y 2 (en blanco), en función de $\sqrt{t}$. círculo y triángulo corresponden a dos muestras distintas.

2.10. CODIGO PARA DESCRIBIR LA INTERACCION ENTRE UO_2 y ZIRCALOY EN EL RANGO DE TEMPERATURA 1000-1700 °C.

A. Denis y E.A. García

Durante transitorios a alta temperatura (condiciones de accidente) la vaina de zircaloy de una barra combustible de un reactor nuclear de potenu

cia puede interactuar químicamente con su entorno, en su superficie interna o externa. La oxidación externa en vapor de agua ha sido estudiada hasta los 1600°C. La interacción interna con el UO_2 ha sido estudiada hasta el punto de fusión del zircaloy (1). La interacción UO_2 /Zircaloy fue descrita en un modelo que tiene en cuenta sólo la difusión del oxígeno en las cinco fases que se forman durante dicha interacción. En una primera aproximación un sistema infinito de difusión fue considerado para el cual se desarrolló una solución numérica (2). El próximo paso es transferir los resultados a un sistema de difusión finito.

El código resuelve la ecuación de difusión en las cinco fases, sin consideración de cambios de volumen, usando el método de diferencias finitas implícito con interpolación parabólica en las interfases como fue descrito anteriormente (3). Esta usa la solución analítica para pequeños tiempos. Esta solución analítica inicial es usada para calcular las ecuaciones en el modelo para cada temperatura y da los cinco coeficientes de difusión de oxígeno, los perfiles de oxígeno en las cinco fases y la concentración de oxígeno en las diferentes interfases.

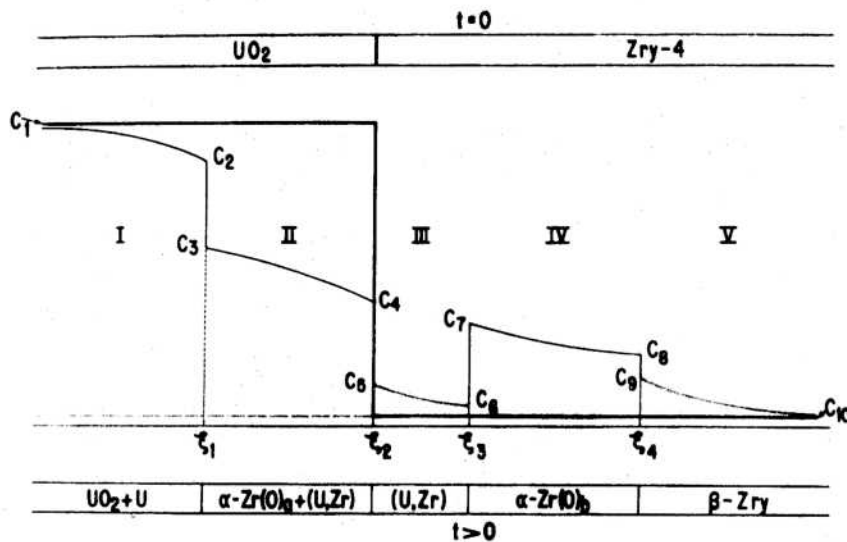


Figura 2.10.1

El cálculo muestra algunas diferencias entre la solución analítica y la numérica relacionado con la posición de cada interfase, especialmente con: $\xi_3 = (U, Zr)/\alpha\text{-Zr(O)}_b$.

La inestabilidad (que causa un crecimiento irreal de algunas fases) de la interfase ξ_3 no es un problema numérico.

Esta inestabilidad puede ser demostrada por un desplazamiento virtual de la interfase ξ_3 para el perfil de oxígeno propuesto en el modelo. El movimiento de las interfases $\xi_1 = UO_2/\alpha - Zr(O)_a$, $\xi_2 = \alpha - Zr(O)_a/(U, Zr)$ y $\xi_4 = \alpha - Zr(O)_b/\beta\text{-Zry}$ es estable, esto significa que ellas vuelven a la posición de equilibrio después de dicho desplazamiento, pero la interfase ξ_3 acelera su velocidad en la misma dirección del desplazamiento virtual asumido.

Los valores analíticos obtenidos en el modelo corresponden a una posición de equilibrio metaestable. Con el propósito de resolver el problema, a la hipótesis original de que las interfases son controladas por la difusión de oxígeno, una ecuación conservativa para la masa de uranio ha sido agregada (la masa total de uranio no cambia con el tiempo). En este caso el coeficiente de difusión de uranio en la fase $\alpha - Zr(O)_a$ y el coeficiente de difusión de Zr en la fase (U, Zr) son considerados similares y mayores que los respectivos coeficientes de difusión de oxígeno en las mismas fases.

Para mantener el sistema consistente con el balance de oxígeno a cada interfase, especialmente para un sistema finito de difusión, a la concentración de oxígeno en la fase (U, Zr) en contacto con la fase $\alpha\text{-Zr(O)}_b$ se le permite variar con el tiempo.

Con estas hipótesis la inestabilidad de la interfase ξ_3 desaparece y el código da una buena simulación de los resultados experimentados para condiciones isotérmicas. El código puede también ser usado para describir el comportamiento de la barra combustible durante un transitorio de temperatura y puede ser extendida su utilización a la interacción externa e interna del zircaloy.

2. A. Denis and E.A. García, J. Nucl. Mater. 116 (1983) 44-54
3. A. Denis, E. Moyano and E.A. García, J. Nucl. Mater. 110 (1982) 11-19

2.11. MODELO PARA SIMULAR CINÉTICAS DE OXIDACION PARABOLICAS SEGUIDAS POR CINÉTICAS LINEALES, CONSIDERANDO CORTOCIRCUITOS DE DIFUSION DEL OXIGENO EN EL OXIDO.

A. Denis y E.A. García

Las cinéticas de oxidación de Zr y sus aleaciones en diversos medios gaseosos, presentan una etapa inicial de comportamiento parabólico o cúbico (dependiendo de la temperatura [1]) en la cual se forma una capa de óxido superficial protector. Al cabo de cierto tiempo de oxidación la velocidad comienza a crecer hasta que se establece un régimen lineal en que el óxido deja de ser protector; la transición o break-away ha sido tradicionalmente asociada a la presencia de poros en el óxido [2].

En un trabajo anterior [3] se presenta un modelo que supone que durante la cinética parabólica, al tiempo que se genera el óxido en la interfase óxido-metal, también se generan focos aislados en el óxido. Dicho modelo explica la transición parabólico lineal como resultado de la interconexión de los poros ya existentes en el óxido. En ese modelo el óxido con poros es considerado como un sólido homogéneo donde el coeficiente de difusión de oxígeno en el óxido es un coeficiente efectivo de difusión y no los valores determinados experimentalmente en óxidos con baja concentración de cortocircuitos de difusión. Esto tiene el inconveniente que cuando se produce la transición parabólico-lineal estos poros se interconectan dejando una capa protectora de espesor constante que debido al alto valor del coeficiente de difusión efectivo es extremadamente grande (2 a 4 μm dependiendo de la temperatura).

En este trabajo se considera un óxido bifásico formado por óxido compacto y corto circuitos de difusión, fig. 2.11.1 a lo largo de los cuales el gradiente de concentración puede considerarse nulo.

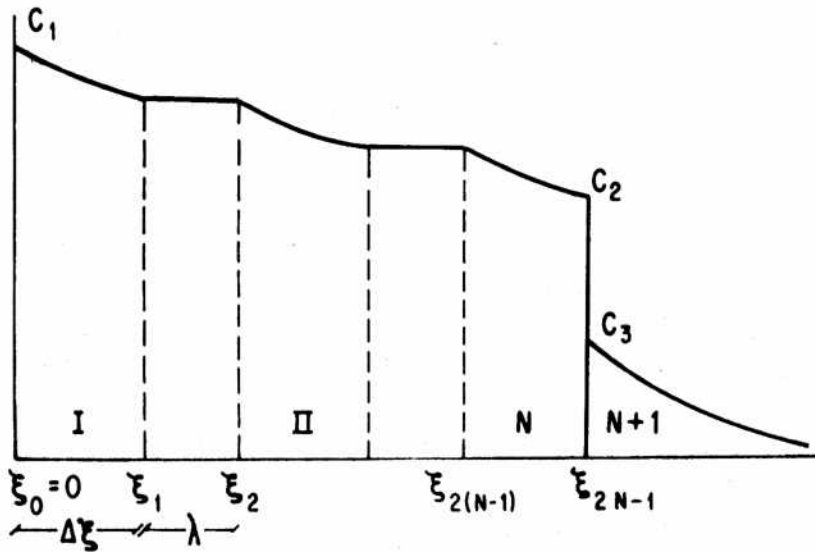


Fig. 2.11.1

Se han establecido las ecuaciones de difusión para cada una de las fases así definidas. En la i -ésima zona de difusión donde la variación de concentración es ΔC_i , la solución para la concentración de oxígeno verifica:

$$C_i(x,t) = C_a - \sum_{j=1}^i \Delta C_j + \Delta C_j \frac{\operatorname{erf} \gamma_{2i-1} - \operatorname{erf} \left(\frac{x}{2\sqrt{D,t}} \right)}{\operatorname{erf} \gamma_{2i-1} - \operatorname{erf} \gamma_{2(i-1)}}$$

para $i = 1, \dots, N$

con las condiciones de contorno

$$C_i(\xi_{2(i-1)}, t) = C_a - \sum_{j=1}^{i-1} \Delta C_j$$

$$C_i(\xi_{2i-1}, t) = C_a - \sum_{j=i}^i \Delta C_j$$

los coeficientes γ_k son constantes definidas por

$$\gamma_k = \frac{q_k}{2\sqrt{D,t}} \quad \text{para } k=0, \dots, 2N-1$$

Estableciendo en cada interfase la conservación de la masa de oxígeno es posible determinar los valores de γ_k . Obligando a que la masa total de oxígeno incorporado a la muestra por unidad de superficie sea igual a la determinada experimentalmente, es posible calcular la relación entre la longitud de los corto circuitos de difusión y la longitud de difusión promedio.

Para los valores del coeficiente de difusión conocido experimentalmente dicha relación fue del orden de 10^6 .

Dada la dificultad de resolver el sistema de $N+3$ ecuaciones para valores de N muy grandes se obtuvo la solución para $N=3$, $N=10$ y $N=20$ y se extrapola la solución para $N \rightarrow \infty$.

El coeficiente de difusión así calculado fue:

$$D_1 = 1.634 \times 10^{-8} \exp(-29710/RT) \text{ cm}^2/\text{seg.}$$

que concuerda muy bien con el resultado encontrado por David et al. [4].

1. S. Leishkow, G. Schanz, H. v.Berg, KfK 2587 (1978)
2. B. Cox, J. Nucl. Mater. 29 (1969) 50-66
3. A. Denis, E. Moyano and E.A. García, J. Nucl. Mater. 110(1982) 11-19
4. G. Amsel et D. David, Le Vide 177-178 (1975) 130.

2.12. SIMULACION DE LA OXIDACION DE CIRCONIO A TEMPERATURAS INTERMEDIAS. CINETICAS CUBICAS SEGUIDAS DE CINETICAS LINEALES.

H. Galicer, A. Denis y E.A. García

Utilizando un sistema de difusión bifásico formado por un óxido superficial y el metal subyacente se ha intentado establecer la variación del coe

ficiente de difusión efectivo de oxígeno en el óxido para que dicho sistema siguiera una cinética cúbica como ocurre durante la oxidación de Zr en vapor de agua entre 650 y 800°C.

Se obtuvo para el coeficiente efectivo de difusión una dependencia temporal de la forma $t^{-1/3}$.

Después de cierto tiempo de oxidación el sistema sufre una transición cúbico lineal. Durante la segunda etapa el comportamiento es similar al encontrado en trabajos anteriores [1] (variación lineal de D con el tiempo) donde se interpretó la cinética lineal como resultado de la interconexión de poros en el óxido.

A la luz del trabajo antes expuesto y dado que el coeficiente de difusión en el óxido compacto no debe variar puede interpretarse que la variación de dicho coeficiente es debida a la variación promedio de la relación entre la longitud de los caminos de difusión y la longitud de los caminos de corto circuitos de difusión. Haciendo uso entonces de las ecuaciones del trabajo anterior surge que, durante la cinética cúbica, la longitud de los canales debería mantenerse constante mientras que los espesores de difusión aumentar como $t^{1/3}$. Así, la cinética cúbica puede pensarse como el resultado de un proceso de crecimiento del espesor total del óxido y recristalización simultánea en donde el crecimiento de los granos de óxido aumenta la longitud de difusión.

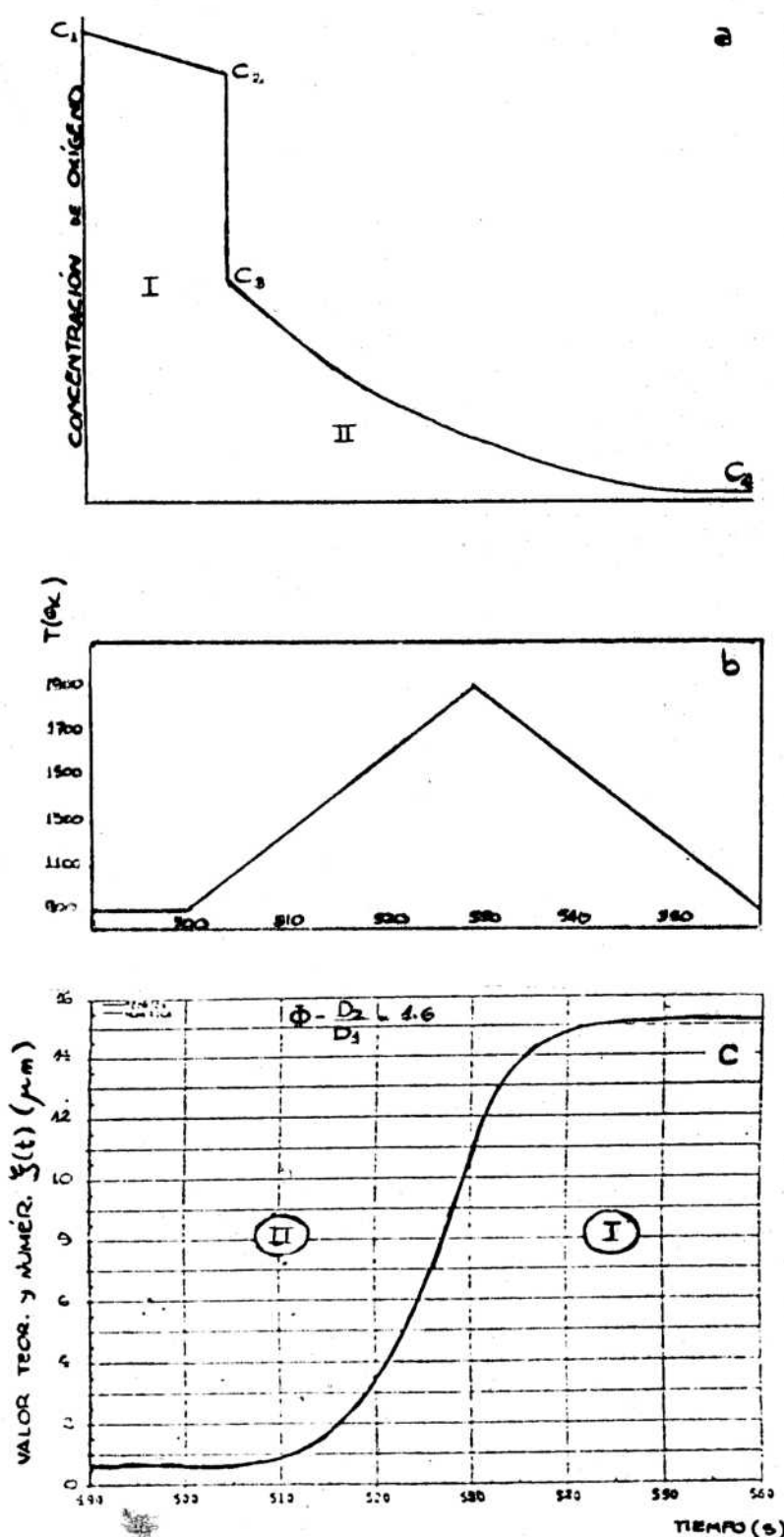
1. A. Denis, E. Moyano and E.A. García, J. Nucl. Mater. 110 (1982) 11-19

2.13. SIMULACION DE LA OXIDACION DE ZIRCALOY (Zry) EN VAPOR DE AGUA DURANTE TRANSITORIOS DE TEMPERATURA.

A. Wilhelm, A. Denis y E.A. García

La oxidación de Zry en vapor de agua bajo transitorios de temperatura T adquiere importancia en los accidentes por pérdida de refrigerante (LOCA) en los cuales se produce una excursión de temperatura de cierta parte del núcleo del reactor.

Figura 2.13.1 - Sistema de 2 fases. Iguales energías de activación de los coeficientes de difusión de Oxígeno en ambas fases.



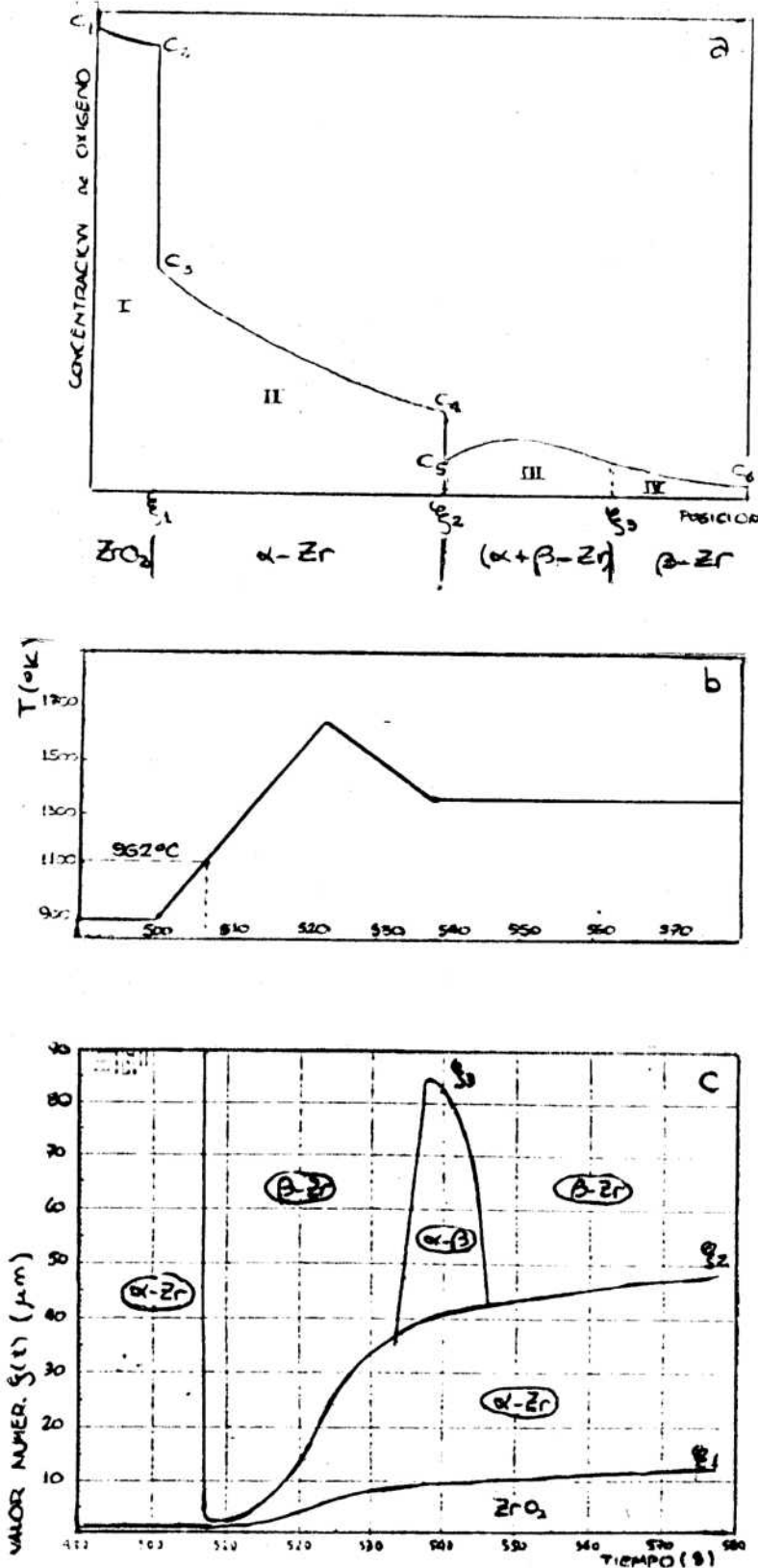
a) Perfil de concentración de oxígeno. El salto de concentración en la posición de la interfase ($\Delta C = C_2 - C_3$) permanece constante en el tiempo (simulación de la interfase ZrO_2/α).

b) Variación de la temperatura con el tiempo. Temperatura constante (900°K) para $t \leq 50$ s, rampa de subida hasta $T = 1900^\circ K$ con una duración de 30 s, rampa de bajada hasta 900°K en 30 s.

c) Posición de la interfase teórica y numérica (en la escala del dibujo ambas curvas aparecen superpuestas).

Se observa el incremento de velocidad de la interfase durante el transitorio de temperatura, respecto al tramo isotérmico inicial de comportamiento parabólico.

Fig. 2.13.2 - Sistema de 3 fases (ZrO_2 , α , β).



a) Perfil de concentración del oxígeno durante el tramo de enfriamiento de la fig. 2.13.2 b) para $t > 5331$. El salto de concentración en la interfase ZrO_2/α ($\Delta C = C_2 - C_3$) permanece constante y en la interfase α/β ó $\alpha/\alpha+\beta$ ($\Delta C = C_4 - C_5$) varía en el tiempo con la variación de temperatura. En ambas interfases se considera que se satisfacen las condiciones de equilibrio del diagrama de fases Zr-O. Se observa la zona de sobresaturación o de "back diffusion"

b) Variación de la temperatura con el tiempo. Temperatura constante (900°K) para $t \leq 500$ s, rampa ascendente hasta 1648°K en 225 ($\frac{dT}{dt} = 33^\circ K/s$), rampa descendente hasta 1363°K en 15 s ($\frac{dT}{dt} = 19^\circ K/s$). Para $t > 537$ s el proceso es isotérmico a $T = 1363^\circ K$.

c) Posición de las interfases ZrO_2/α , α/β . Se considera además la interfase $\alpha + \beta/\beta$ debido a la sobresaturación que aparece en algún momento ($t = 533$ s) del tramo de enfriamiento. La zona de "back diffusion" crece cuando disminuye la temperatura llegando a eliminarse en el tramo isotérmico final. Este gráfico corresponde a considerar el coeficiente de difusión de oxígeno en la zona $\alpha + \beta$ igual al de la fase β .

El estudio de los procesos de difusión, se realizó considerando condiciones de equilibrio en las interfases de las distintas fases presentes.

La aparición de la fase β para $T > 1135^\circ\text{K}$, además de la existencia de las dos fases de baja T : óxido de Zr (ZrO_2) y fase α no puede ser descripta con una solución analítica (a diferencia del caso isotérmico). Por lo tanto, se hace preciso apelar al estudio numérico para la descripción del movimiento de las interfases.

Se utilizó el código de cálculo desarrollado para el caso isotérmico (1) implementando los cambios necesarios para el caso de T variable.

Cuando el perfil de T es de tramos lineales, el número de fases permanece constante y las energías de activación E_j de las distintas fases son iguales, es posible calcular la solución exacta (2). Esta fue calculada e incorporada al código de cálculo para el caso de dos fases (ZrO_2 y α) a fin de evaluar los errores cometidos en el cálculo numérico.

Cuando la T varía con el tiempo, la relación entre los coeficientes de difusión D_j ($\Phi_j = \sqrt{\frac{D_j}{D_1}}$) también varía, por lo tanto el código de cálculo fue probado para distintos valores de Φ constante y hasta T elevadas (1650°C) para probar su funcionamiento en el caso en que la variación de los D_j es más relevante.

La Fig. 2.13.1 indica resultados satisfactorios para el perfil de T indicado.

Utilizando los valores experimentales de los D_j y E_j de las tres fases se probó el mismo perfil de T y se simuló la generación de la fase β en el tramo de T crecientes cuando $T > 1135^\circ\text{K}$. Se obtiene, a partir del cálculo, que la interfase α/β retrocede inicialmente y luego invierte su movimiento (fig. 2.13.2).

Es de destacar que al disminuir la T aparece un fenómeno nuevo respecto al caso isotérmico, que consiste en la generación de un perfil de "back diffusion" en la fase β donde las concentraciones son superiores al valor de saturación dado por el diagrama de fase que se considera en la interfase α/β (fig. 2.13.3.)

Esto trae como consecuencia que el movimiento de la interfase α/β sea más rápido que el que se obtiene en un proceso isotérmico sin haber pasado por un enfriamiento previo.

A fin de comparar los valores numéricos con valores experimentales (3) se probó otro perfil de T, con un tramo isotérmico posterior a un proceso de enfriamiento.

La solución numérica revela que la zona de sobresaturación se agranda rápidamente al disminuir la T, mientras que en el tramo isotérmico posterior disminuye, con el consecuente aumento de la fase β .

Ambos fenómenos (velocidad incrementada de la interfase α/β y aumento de fase β) se concluyen de los valores experimentales. Estas mediciones sugieren, aunque no en forma categórica, que ocurre precipitación de α en la fase β durante el enfriamiento a $T > 1135^\circ\text{K}$.

En la actual etapa se estudia la evolución de la zona de sobresaturación (como la zona bifásica) y su consideración como cuarta fase.

1. A. Denis y E.A. García, J. of Nucl. Mater. 114 (1983) 75.
2. E.A. García, J. of Nucl. Mater. 96 (1981) 118.
3. A. Sawatzky, Ledoux G.A. y S. Jones, ASTM Confer. on Zr in the Nucl. Ind., Quebec 1976.

2.14. PRECIPITACION DE CARBONITRUROS POR SUCESIVA IMPLANTACION DE CARBONO Y NITROGENO EN HIERRO PURO.

C.A. Dos Santos*, I.J.R. Baumvol*, E.A. García** y M. Behar**

* Instituto de Física, UFRGS, 9000 Porto Alegre, R.S. Brasil

** CNEA, Bs.As. Argentina.

Espectroscopía Mossbauer de electrones de conversión (CEMS) y espectroscopía de fotoelectrones excitados por rayos-X (XPS) fueron usados para investigar la precipitación de carbonitruros por sucesiva implantación de carbono y nitrógeno en hierro puro. Se han analizado dos tipos de muestras que difieren por el orden de implantación de las dos especies-iónicas. La superficie implantada de ambos tipos es bastante diferente pero un recocido térmico de ambos tipos de muestras a 300°C conduce a la formación del mismo tipo de precipitados, llamados $\epsilon\text{-Fe}_3(\text{C.N})$.

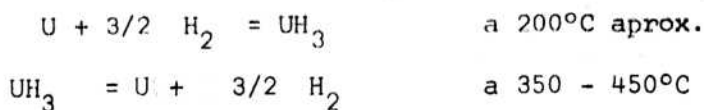
2.15. APLICACIONES ENERGETICAS DE LOS HIDRUROS DE COMPUESTOS INTERMETALICOS - I. FeTi

A. Ozols* y E. Zuzek

*FCEN-UBA

Ha sido construido el aparato de sorción, lo cual implicó a su vez la necesidad de desarrollar componentes especiales que fueran a prueba de vacío y de presión (de hasta 40 atm.). Dichos elementos consistieron en válvulas y uniones de acoplamiento rápido. El aparato mencionado fue construído con los elementos prototipo desarrollados y, una vez ensayados en operación, se encaró la construcción de una pequeña serie de los mismos por intermedio de una licitación. Se considera que los respectivos diseños podrían ser patentados.

El aparato mencionado consta, en esencia, de una cámara de reacción, en la cual es alojado el compuesto FeTi, la cual se encuentra unida a uno o varios volúmenes calibrados en los cuales puede determinarse la presión de hidrógeno con una precisión adecuada. Estos volúmenes, a su vez, están unidos a un sistema de bajo vacío por intermedio de una trampa a nitrógeno líquido. El hidrógeno es purificado en un reactor especial a base de uranio, mediante las siguientes reacciones básicas.



fijándose en forma irreversible las impurezas nitrógeno y oxígeno.

En razón de emplearse hidrógeno puro, hidruros de uranio y de FeTi (ambos pirofóricos) se extremaron las precauciones en lo referente a los ensayos de resistencia de todos los componentes del aparato mencionado hasta presiones de 50 atm. y a temperaturas sustancialmente superiores a las requeridas por las reacciones involucradas en las cámaras de reacción-activación y en la de purificación.

Luego se procedió a la puesta a punto de la técnica de activación tanto del uranio como del FeTi, que en condiciones de presentación corrientes

(trozos macizos) se encuentran recubiertos de una capa inerte al hidrógeno (presumiblemente óxidos) a la temperatura ambiente y a presiones bajas de dicho gas.

Esa técnica consiste esencialmente en ciclados térmicos y de presión de hidrógeno, hasta lograrse una reversibilidad absoluta entre los modos de absorción y de desorción.

En las postrimerías del año 1983 aún quedaban por resolver algunos aspectos referentes a la activación del FeTi. De acuerdo a la literatura, dicha activación debería ser realizada en una cámara 'ad hoc' y, luego de complido dicho proceso, la misma debería ser abierta y transferido su contenido a la cámara de reacción propiamente dicha, cuyo diseño contemplaba de una manera muy especial el rápido intercambio de calor con el exterior y un volumen muerto muy reducido. La experiencia demostró que era preferible realizar las operaciones de activación de absorción/desorción ulteriores en una única cámara. A consecuencia de ello se tuvo que reconsiderar algunas relaciones de volúmenes, para satisfacer los requisitos de sensibilidad y precisión del método.

Se continuó paralelamente con los ensayos de caracterización del FeTi, que fuera preparado en su oportunidad, utilizándose para ello fundamentalmente las técnicas de difracción de rayos X y la microscopía electrónica de barrido.

Al momento presente se dispone de un dispositivo experimental que permite estudiar el equilibrio en sistemas compuesto intermetálico-hidrógeno en el ámbito de presiones 0 - 40 atm y a temperaturas de hasta 100° C.

2.16. DETERMINACION DE LA RELACION D/H EN MEZCLAS HIDROGENO-DEUTERIO MEDIANTE ESPECTROMETRIA DE MASAS.

A.C. Mari* y E. Zuzek

* CIC

El objetivo de este trabajo consiste en el desarrollo y puesta a punto

de un método para la determinación cuantitativa de la relación deuterio/hidrógeno en mezclas conteniendo moléculas formadas por dichos isótopos, luego de haber sido puestas en contacto con el compuesto intermetálico TiNi, en condiciones de hidruración.

Como ya había sido manifestado en el informe anterior (CNEA-NT- 16/83, 2.15.), se confirmó la presencia de efectos secundarios que alteraban las relaciones entre las intensidades de los picos del espectro de masas y que fueron, prima facie, atribuidos a distintos regímenes de flujo (molecular, molecular-viscoso, viscoso) distintos y que una misma mezcla gaseosa puede adoptar en función de su presión y en relación con las dimensiones del sistema por el cual circula. Ello significa pues, que existe una dependencia implícita entre el libre camino medio de las especies H_2 , DH y D_2 , las variaciones de los diversos cocientes de intensidades de pico, correspondientes y la presión total a la entrada del espectrómetro de masas.

A los fines de una evaluación cuantitativa de ese efecto, se ha realizado un estudio exhaustivo de la variación relativa de las intensidades de picos correspondientes a las relaciones carga/masa = 2,3 y 4 en función de la presión total, $P_T = P_H + P_{DH} + P_D$ de una mezcla de D_2 -DH- H_2 ; postulándose, además, que esas relaciones adoptan su valor verdadero una vez que haya sido eliminado el efecto del libre camino medio y que ello ocurriría dentro del ámbito de presiones en el cual predomina el flujo viscoso.

En la figura 2.16.1 muestra, a título de ejemplo, la variación con la presión total, de la relación de intensidades de los picos correspondientes a DH y D_2 ; pudiéndose apreciar en la misma el ámbito de presión donde dicha relación ($\Delta V_3/\Delta V_4\%$) es casi constante. Existen gráficos análogos para los otros dos cocientes.

Habiéndose extendido las mediciones hasta el ámbito de presión de 10^{-1} torr, se constató, en efecto, que las relaciones mencionadas no sufrían mayores variaciones dentro del dominio de presión de 1.10^{-2} - 2.10^{-1} torr, común a las tres especies químicas en cuestión. Obviamente, en dicho dominio se cumple también el comportamiento lineal de la relación de la intensidad de los picos respectivos con la presión parcial de cada una de las

especies presentes, dentro del error global del método (errores experimentales y de elaboración matemática de los datos).

La determinación de la sensibilidad del espectrómetro al hidrógeno, S_{H_2} , pudo efectuarse utilizando hidrógeno de alta pureza, habiéndose obtenido un valor para dicha sensibilidad de $1,3 \cdot 10^5$ mv/torr. Para el deuterio, y menos aún para DH, no se disponía de gas puro respectivo. Por consiguiente tuvo que apelarse a la determinación de las respectivas relaciones lineales (intensidad de pico vs. presión total) en diversas mezclas D_2 - DH - H_2 , a los efectos de poder plantear sistemas de 2 ecuaciones con 2 incógnitas del tipo:

$$P_T - h_{H_2}/S_{H_2} = h_{DH}/S_{DH} + h_{D_2}/S_{D_2}$$

h_i : intensidad de pico (mv) de la especie i

S_i : sensibilidad (mv/torr) a la especie i

i : H_2 , DH, D_2

y su ulterior resolución.

Esta etapa de determinación aún no está concluída, aunque ya puede adelantarse el orden de magnitud del valor de la sensibilidad para D_2 y DH: 6 a $8 \cdot 10^4$ mv/torr.

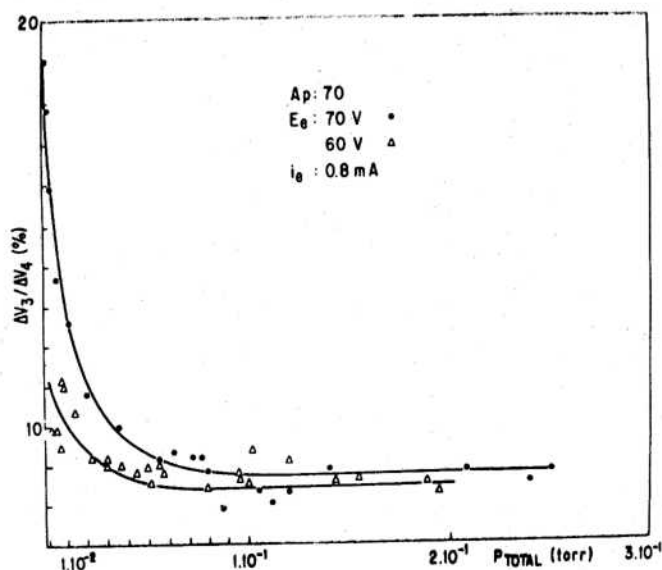


Fig. 2.16.1. - Variación de la relación de intensidades de picos correspondientes a las especies DH^+ y D_2^+ en función de la presión total, P_T , a la entrada al espectrómetro de masas. La relación $\Delta V_3/\Delta V_4$, corresponde a dos valores de la energía de electrones, E_e , para una corriente de emisión de 0,8 mA.

2.17. TRANSFERENCIA DEL CALOR MEDIANTE ATMOSFERAS DE HIDROGENO Y SU RELACION CON LOS TRATAMIENTOS TERMICOS DEL ZIRCALOY.

E.A. Heredia* y E. Zuzek

* FCEN - UBA

Con este trabajo se pretende demostrar la factibilidad científica del mejoramiento de la cinética de calentamiento y el perfil térmico de un objeto ubicado sobre el eje de una cámara de tratamientos térmicos al vacío, mediante una atmósfera controlada de hidrógeno.

Fue concluida la construcción del dispositivo experimental, el cual consta esencialmente de una cámara horizontal de cuarzo, sobre cuyo eje se halla suspendida concéntricamente una sección longitudinal de un tubo de envainado de los elementos combustibles del tipo CNA-1. Dicha sección (probeta) está instrumentada con termocuplas en sus extremos y en la parte central, a los efectos de poderse constatar diferencias de temperatura a lo largo de la misma y en función del tiempo durante los calentamientos y del perfil térmico propio del horno.

Un horno deslizante permite realizar perfiles térmicos en condiciones estacionarias o determinar cinéticas de calentamiento, partiendo de paredes de la cámara fría y que son calentadas bruscamente por la ubicación del horno, precalentado a $T^{\circ}\text{C}$ con anterioridad, sobre la cámara de cuarzo.

Debido a la naturaleza de las mediciones, se estimó como imprescindible la confección del perfil térmico del horno, para todas las temperaturas de interés (entre 500 y 700°C).

Se dedicó especial atención a la puesta a punto del equipo de vacío Vee-co Vs-9, lográndose obtener presiones últimas del orden 2.10^{-7} torr, sin la utilización de trampa de nitrógeno líquido. Ello quiere decir, pues, que la eventual incidencia de los componentes de la atmósfera residual será muy, muy pequeña.

Al momento presente se dispone de un dispositivo experimental que permite establecer perfiles térmicos estacionarios y dinámicos en vacío o en atmósfera de hidrógeno. De la comparación de los resultados obtenidos en ambos medios se podrá estimar el efecto cuantitativo sobre la transferencia del calor desde las paredes de la cámara hasta la probeta. La etapa de las mediciones en vacío se considera como inminente.

2.18 DIAGRAMA DE FASES DEL SISTEMA ZIRCONIO-HIDROGENO. DETERMINACION DE LOS LIMITES ENTRE FASES.

E. Zuzek

En razón de propuestas originadas por la Div. Metales del CAB, a media-

dos de 1982, se inició la recopilación de los trabajos sobre el tema que fueran publicados desde el año 1954 a los efectos de la confección de un diagrama de fases actualizado. La recopilación abarcó no solamente aspectos vinculados a la solubilidad y a la posición de los límites de fase, sino que también se extendió a los campos de la estructura cristalina y de los datos termodinámicos, con el objeto de proporcionar a otros colaboradores el material básico inicial que les permitiera enfocar el tema desde esos puntos de vista específicos. Debe destacarse aquí que este tema está insertado en el proyecto de confección de diagramas de fase binarios a base de circonio, que se está llevando a cabo en la Div. Metales del CAB.

A modo de una etapa inicial se efectuó una revisión de una serie de unos 35 trabajos, cubriendo el período 1954 (e.A. Gulbransen y Andrew) - 1983 (Northwood y Kosasih) a los efectos de poder establecer un panorama aproximado del tema y de cuya evaluación se pudiera extraer un listado de tópicos-clave que permitieran planificar el estudio integral y exhaustivo de toda la literatura. Dichos tópicos abarcan: métodos experimentales o teóricos utilizados; ámbitos de temperatura, presión, composición, etc; precisión absoluta y relativa de cada una de las variables intervinientes o la global del método empleado; pureza del metal y listado cuali-cuantitativo de las impurezas presentes; fases, límites de fases y regiones estudiadas; aspectos vinculados a la estructura cristalina; tipo de resultados publicados (en tablas, en forma de gráficos, en el texto) y las magnitudes medidas o determinadas (solubilidad sólida, solubilidad sólida terminal, constante de Sieverts, composición de los hidruros, presión de equilibrio para regiones monofásicas, bifásicas, etc) magnitudes termodinámicas (entalpías, entropías, energías libres de disolución, de formación, etc.).

Como resultado de ello se confeccionaron planillas tipo, las cuales permiten recopilar todos los tópicos mencionados, siguiendo criterios unificados y, a su vez, convertir todos los datos (expresados en unidades muy diversas) a un sólo sistema de unidades.

Los resultados de este estudio preliminar fueron presentados en la Primera Reunión sobre "Equilibrio de fases en circonio y sus aleaciones Binarias" (CAB, Jul. 1983), a raíz de lo cual se solicitó a la American Socie-

ty for Metals la búsqueda de información bibliográfica actualizada y disponible en su banco de datos. Dicha información constituyó, pues, la segunda base de referencias, que permitió extender el número de trabajos disponibles de una manera considerable. Al cierre del año ya se disponía mas de un centenar de trabajos, encontrándose otros muchos en trámite de procuración.

También a raíz de la Reunión citada se concretaron trabajos de colaboración con el CAB y que cubren los tópicos siguientes: a) el estudio experimental del diagrama de fases Zr-H mediante microgravimetría. Para ello fue realizado el respectivo estudio de factibilidad, tomándose como base una microbalanza CAHN existente en la Div. Metales del CAB; en principio se ha decidido encarar ese trabajo bajo la forma de tesis doctoral; encontrándose ello en la etapa de búsqueda del respectivo candidato. b) la purificación del circonio-esponja mediante el método de Van Arkel. Para ello se realizó el estudio preliminar y se confeccionó planos para la confección del aparato 'ad hoc' en la Div. Metales del CAB y con vistas a una segunda estadía en el CAB a principios del año 1984.

En lo que respecta a la recopilación de trabajos sobre el sistema circonio-hidrógeno puede afirmarse que se trata de un sistema muy estudiado en la región de bajas concentraciones del hidrógeno y por debajo de la temperatura eutectoide, lo que coincide con el interés tecnológico actual respecto de sus aleaciones. Presenta mucho interés en particular la existencia de la fase gamma (Zr-H-presuntamente, a $T = 255^{\circ}\text{C}$), discutiéndose su naturaleza de fase estable o inestable. Existen evidencias a favor de ambas posiciones; por consiguiente, falta recoger mayor cantidad de elementos de juicio. Lo que sí es incotrovertible es que se está estudiando la fase gamma desde el punto de vista de su presencia en aleaciones muy diluídas de hidrógeno (por debajo de 100 ppm), las cuales pueden dar por precipitación por enfriamiento o por tensiones internas la fase gamma, a la cual se le adscriben propiedades catastróficas, aún a esas concentraciones. El resto del sistema está mucho menos estudiado, existiendo numerosas lagunas respecto de los límites entre fases o regiones.

3. PROPIEDADES DE MATERIALES BAJO IRRADIACION

3.1. LOOP ALTAS TEMPERATURAS RAIII

J. Fracchia, G. Coccoz, C. Iriart, A.M. Fortis, F. Justus y H.C. Gonzalez.

El proyecto de instalación de una loop en el Reactor RAIII tiene como objeto contar con una facilidad de irradiación en un reactor, cuyo flujo rápido de $\phi \sim 10^{13} \text{ n.cm}^{-2}.\text{s}^{-1}$ permite realizar y complementar otros estudios de Daño por Radiación. (En un reactor de potencia como Atucha $\phi \text{ rap} \sim 5 \times 10^{13} \text{ n.cm}^{-2}.\text{s}^{-1}$).

Se diseñó esta loop para altas temperaturas (hasta 350°C) aprovechando el calentamiento y del reactor. Como regulador de temperatura se utiliza una mezcla variable de gases, con el objeto de controlar la disipación de calor. Se irradió en el RAIII una maqueta (1:1) de la parte inferior de la loop para verificar los cálculos de diseño, lo que arrojó resultados satisfactorios (Fig.3.1.1). La loop se encuentra totalmente maquinada y, durante 1983, se comenzó el trabajo de armado y ensamble de piezas para lo cual es de gran utilidad la experiencia ganada con la loop que la sección tiene instalada en el reactor RAI. La instalación se realizará después de la puesta a cero del reactor RAIII.

3.2. MEDICION DE ETAPAS DE RECUPERACION Y ENERGIAS DE ACTIVACION DE PROCESOS EN Zn SOMETIDO A IRRADIACION NEUTRONICA EN NITROGENO LIQUIDO.

C.J. Iriart y H. González

Se prosiguió con el estudio de la recuperación de la tensión de fluencia (medida a 77°K) de monocristales de zinc, luego de someterlos a irradiación neutrónica (Ver Informe de Actividades 1982 - 3.3).

Las muestras fueron irradiadas en el criostato instalado en el reactor

VARIACION DE LA TEMPERATURA

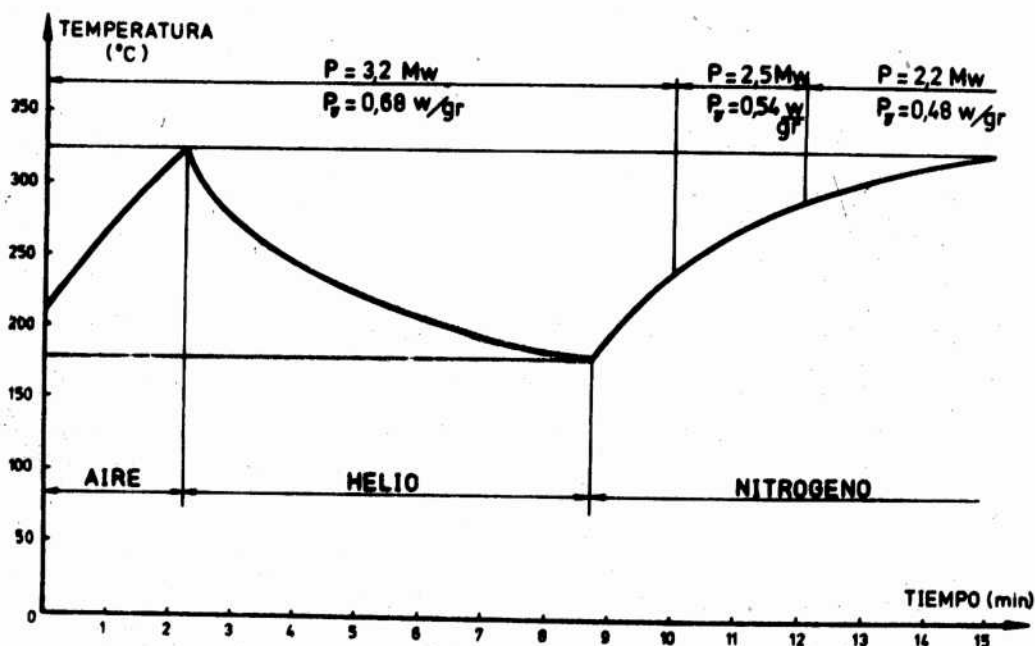


Fig. 3.1.1. - Se observa aquí cómo es posible controlar la temperatura entre 150°C y 350°C con una mezcla adecuada de gases que es realizada automáticamente por un mezclador de gases diseñado a tal fin.

RAI de la CNEA (1); siendo las dosis neutrónicas recibidas por las mismas, inferiores a $4.5 \times 10^{20} \text{ n.m}^{-2}$. No se eligieron dosis por encima de este valor debido a la facilidad con que rompen los monocristales de Zinc al ser traccionados luego de ser irradiados a altas dosis (2,3).

Se estudió la etapa de recuperación localizada por plasticidad alrededor de 210°K en zinc irradiado, a la que corresponde una recuperación del 45% del incremento de la tensión de fluencia por irradiación (3). Se repitieron experimentos de recocidos isócronos, midiendo la tensión de fluencia luego de cada pulso de recocido, tendientes a obtener en forma más precisa la localización del pico de recuperación de esta etapa. Se confirmó su ubicación en 210°K.

Se obtuvieron recuperaciones isotérmicas de la tensión de fluencia de muestras de zinc irradiadas, realizando recocidos a temperaturas correspondientes a la etapa localizada en 210°K. Aplicando el método de cruce a estas recuperaciones isotérmicas, se obtuvo un valor de la energía de activación del proceso responsable del pico en 210°K, de 0.71eV (Fig. 3.2.1). Se interpreta este pico de recuperación en términos de la desaparición de lazos de aglomerados de vacancias.

1. H.C. González, T.H. Blewitt y E.A. Bisogni, Micromáquina de tracción y criostato que operan en el reactor RAI, CNEA, Nt 29/76.
2. H.C. González y E.A. Bisogni, Phys. Stat. Sol. (a) 62, 351, (1980).
3. C.J. Iriart, A.M. Fortis y H.C. González. Aceptado por Acta Metallurgica.

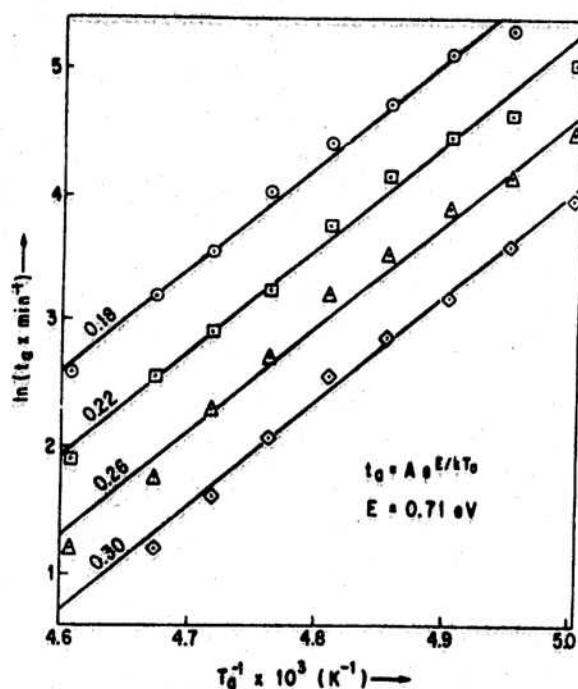


Figura 3.2.1.

3.3. ENDURECIMIENTO POR IRRADIACION EN MAGNESIO

H.C. González

En 1983 se realizaron mediciones tendientes a entender el problema de saturación del endurecimiento por irradiación para dosis de neutrones rápidos $>10^{17}$ n.cm⁻².

Las micrografías muestran que la deformación es inhomogénea y las bandas de deformación son muy diferentes a las de Luder. Las sucesivas caídas de tensión son consistentes con la desaparición de aglomerados de defectos como consecuencia del fenómeno conocido como "dislocation channeling".

Se analizaron los resultados de dependencia con la dosis neutrónica (ϕt) de la tensión de fluencia (σ , tensión crítica resuelta de corte). Estos no pueden ser obtenidos a dosis $>10^{17}$ n.cm⁻² con un único monocristal. Los resultados de seis experimentos llevados a cabo con una micromáquina de tracción que funciona en el criostato RAI (1), muestran una gran dispersión por encima de la dosis mencionada, dependiendo la tensión, fundamentalmente, de la deformación total en el ensayo. (Fig. 3.3.1.). Por debajo de 10^{17} n.cm⁻² los resultados son unívocos y las curvas obtenidas muestran que la tensión inducida por radiación se incrementa con la potencia 0.5 de la dosis. Esta se suma a la componente atérmica de la tensión inicial pero no es exactamente aditiva a otros mecanismos térmicamente activados.

1. H.C. González, T. Blewitt y E. Bisogni, CNEA, NT 29/1976.

3.4. CRECIMIENTO POR IRRADIACION

A.M. Fortis, G. Coccozy H.C. Gonzalez

En abril de 1983 finalizó la construcción del dispositivo de medición a 350°C como tercera etapa del proyecto de estudio del crecimiento por irradiación en Zr.

Por dificultades en el reactor RAI, no se pudieron realizar experiencias cuya duración se estimaba en 30 días de irradiación continuada cada una.

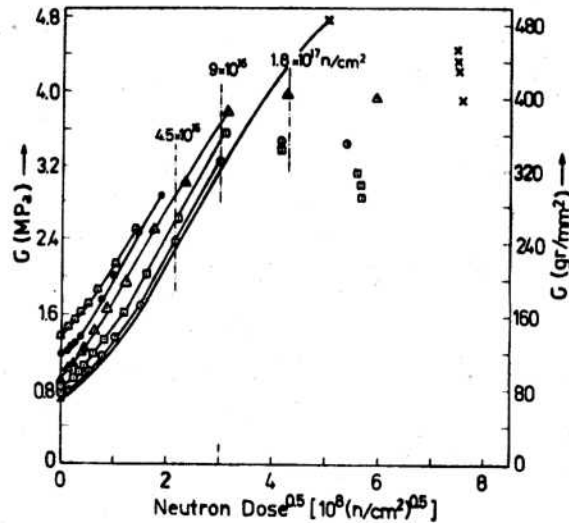


Figura 3.3.1

Dentro de esta línea se prosiguió con la construcción de nuevos dispositivos y probetas para ser utilizadas luego del nuevo licenciamiento del RAI.

La medición "in situ" de la variación de dimensiones que sufre un material al ser irradiado requiere de largos tiempos de control de medición, ya que las irradiaciones se prolongan por mucho tiempo cuando se realizan en reactores de bajo flujo como el RAI. Para acortar ese tiempo y para obtener óptimas condiciones de medición se usa material fisiónable como dopante ($< 1\%$ at) de los materiales a investigar. Las probetas se construyen en forma de par bimetalico con y sin dopante, de modo que un elemento, por acción de los fragmentos de fisión producidos por los neutrones térmicos sufre un daño similar al producido por los neutrones rápidos del reactor (1). Este daño provoca el crecimiento diferencial y, consecuentemente, la curvatura del par. Las condiciones de repetibilidad de los efectos de diferentes parámetros que entran en juego en cada experiencia es lo que debe procurarse mantener. Se decidió ajustar las dimensiones de los futuros pares bimetalicos con el objeto de ahorrar material y disminuir la actividad cuidando

que esta variación modifique los parámetros mencionados. Así, la tensión máxima sufrida por el par viene dada por $\sigma = \frac{1}{2} GE$ en donde G factor de crecimiento, E: módulo de Young; esta tensión es entonces independiente de las dimensiones de la probeta. Se fabricó por medio de fusión zonal un nuevo par de aleaciones Zr - 0.1% at U²³⁸, Zr - 0.1% at U²³⁵ procurando lograr una buena homogeneización por medio de repetidas fusiones. Con estas aleaciones se inició la construcción de un conjunto de probetas de nuevas dimensiones (100 x 2.5 x 1 mm), con una reducción de material de aproximadamente dos veces y media.

1. R.C. Birtcher, T.H. Blewitt, B.S. Brown and T.L. Scott, Fundamental aspects of Radiation Damage in Metals. Vol. I, 1975.

3.5. MEDICION DE LA SOBRECONCENTRACION DE DEFECTOS Y MOVILIDAD ATOMICA BAJO IRRADIACION.

H.C. González y F.J. Justus

Tal como se mencionó en 3.2. 1982. Informe de Actividades del Departamento de Materiales 1982, la relajación Zener es un fenómeno anelástico que tiene su origen en el reordenamiento local en una aleación binaria de sustitución, inducido por la aplicación de un esfuerzo. Su cinética está ligada directamente a la movilidad atómica y se ha determinado que la constante de tiempo de la relajación es inversamente proporcional a la concentración de vacancias.

Probeta

Se ha elegido como material de la probeta una aleación binaria de Au (30%)_{At} Ni templada desde la fase de solubilidad total porque dicha aleación presenta una magnitud de relajación importante (1), factible de ser medida bajo irradiación para eliminar al máximo factores perturbativos incontralables; se trata de obtener granos del mayor tamaño posibles y estabilizar el estado metalúrgico de la probeta. A fin de conocer y optimizar éste se realizaron recocidos en muestras del material sobrante de la fabricación de

la probeta, a la temperatura de solubilidad total del Au (30%)_{At} Ni ($\approx 900^{\circ}\text{C}$), y posteriores templados para retener dicha fase. Luego se estudiaron dichas muestras mediante técnicas especiales (metalográficas, rayos X, microsonda, microscopía electrónica de barrido, etc.) determinándose que efectivamente se retenía la fase mencionada, después del templado, y que el tamaño de grano se estabilizaba después de recocidos de una duración de aproximadamente siete días. (Máximo tamaño de grano alcanzable).

Dispositivo de creep por torsión

Se ha continuado con el ajuste fino de las piezas componentes del dispositivo de creep por torsión bajo irradiación a temperaturas controlables (hasta 400°C). Se realizó el acople de los sistemas internos de detección con los externos de adquisición de datos, la optimización del control de temperatura, etc. El dispositivo se colocará en el reactor RAI una vez que se instalen en éste las barras de control automático y concluya su puesta a cero para entrar en servicio.

1. Nowick and Berry, Anelastic Relaxation in Crystalline Solids, Academic Press, New York and London, 1972.

4. PROPIEDADES MECANICAS DE METALES

4.1 EVOLUCION DE LA TEXTURA DURANTE CREEP DE ZIRCALLOY-4 A 673 K

F. Povolo, J.D. Hermida y A.J. Marzocca*

* CIC

En varios trabajos de Povolo y otros (entre los cuales se puede citar (1)) había sido utilizado exitosamente el modelo de Gittus, basado en el arrastre de jogs y la formación de celdas, para interpretar los resultados de las experiencias de creep del Zircaloy-4 a 673 K.

El objetivo de este trabajo consistió en aportar mayor evidencia experimental a la comprensión de los mecanismos de deformación que operan en este tipo de experiencia.

Las probetas fueron preparadas a partir de una chapa de Zircaloy-4 que había sido fabricada de acuerdo a normas ASTM, la cual fue luego deformada en frío en un 64%. Algunas probetas fueron ensayadas en la condición original y otras fueron relevadas durante 1 hora a 813 K. Los ensayos fueron hechos a varias tensiones (117 a 250MPa) e interrumpidos a diferentes deformaciones en la región de estado estacionario de la curva de creep: 0,2; 2; 3,5; 5; 7 y 15%.

Para determinar la textura se utilizó un goniómetro standard marca Siemens, con radiación de $\text{CuK}\alpha$ filtrada. El método de medición utilizado fue el desarrollado por Hermida (2) en un trabajo previo.

Los resultados obtenidos mostraron una independencia de los mismos frente al estado metalúrgico del material y a la tensión aplicada. La única variable que controló la evolución de la textura fue la deformación final alcanzada.

Para ilustrar los resultados fueron elegidas las figuras de polos (0002) y $\{10\bar{1}0\}$ del material en su estado original y luego de ser deformado hasta

un 15% a 242 MPa: Fig. 4.1.1.a y b y Fig. 4.1.2.a y b respectivamente. (Las deformaciones del ancho y espesor fueron del 9 y 4% respectivamente).

Como puede apreciarse en la Fig. 4.1.1.a la figura de polos (0002) tiene la distribución habitual y la figura de polos $\{10\bar{1}0\}$ de la Fig. 4.1.1.b muestra una amplia dispersión de los mismos alrededor de la dirección de laminación (RD). Este último resultado revela una combinación de las dos componenets principales de textura: $\langle 10\bar{1}0 \rangle$ (0002) y $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ (0002)

En la Fig. 4.1.2.a puede apreciarse el cambio producido en la figura de polos (0002). La figura de polos $\{10\bar{1}0\}$ (Fig. 4.1.2.b) también muestra un cambio apreciable: hay fuerte preponderancia de la componente $\langle 10\bar{1}0 \rangle$ (0002) sobre la $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ (0002).

Dada la textura original, la deformación en el espesor no podría ser explicada por el clásico mecanismo de deformación $\langle 11\bar{2}0 \rangle \{10\bar{1}0\}$.

Bajo las hipótesis de igual estado de deformación para todos los granos y despreciable interacción entre los mismos, el cambio de la figura de polos (2000) pudo ser explicado mediante la rotación de la red cristalina por efecto del deslizamiento $\langle c + a \rangle$ sobre cualquiera de los planos piramidales que lo permiten.

Asimismo pudo comprobarse que el deslizamiento $\langle 11\bar{2}0 \rangle \{10\bar{1}0\}$ tiende a acentuar la componente de textura $\langle 10\bar{1}0 \rangle$ (0002).

1. F. Povolo y A.J. Marzocca, J. Nucl. Mater. 97, (1981), 323.
2. J.D. Hermida, Mater Sci. Eng. 56 (1982), 135.

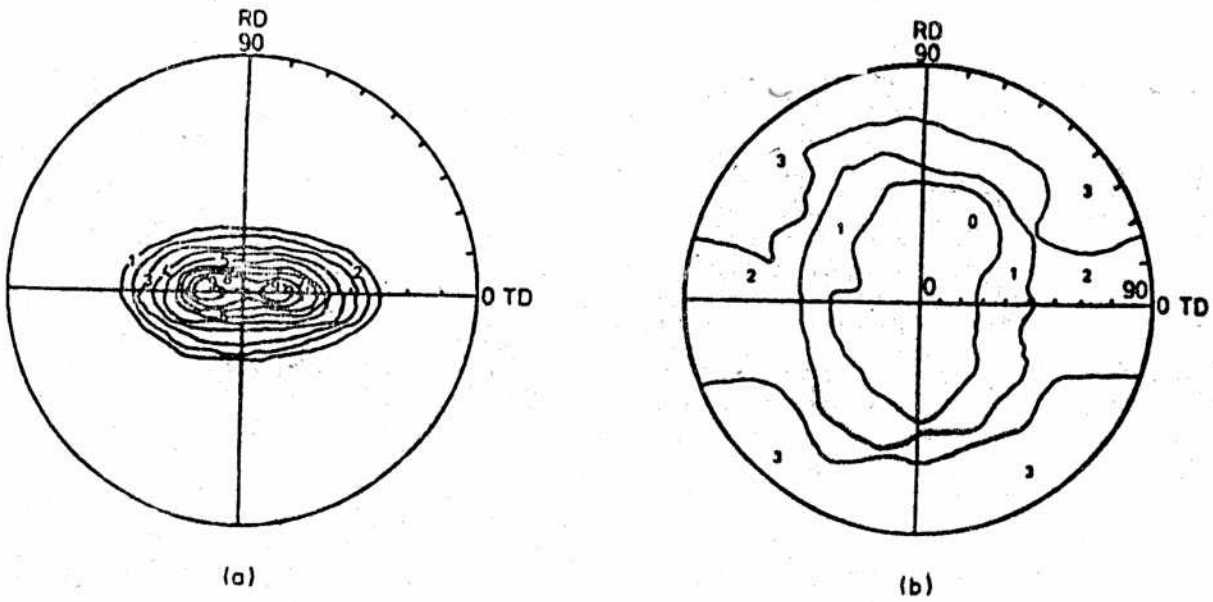


Figura 4.1.1.

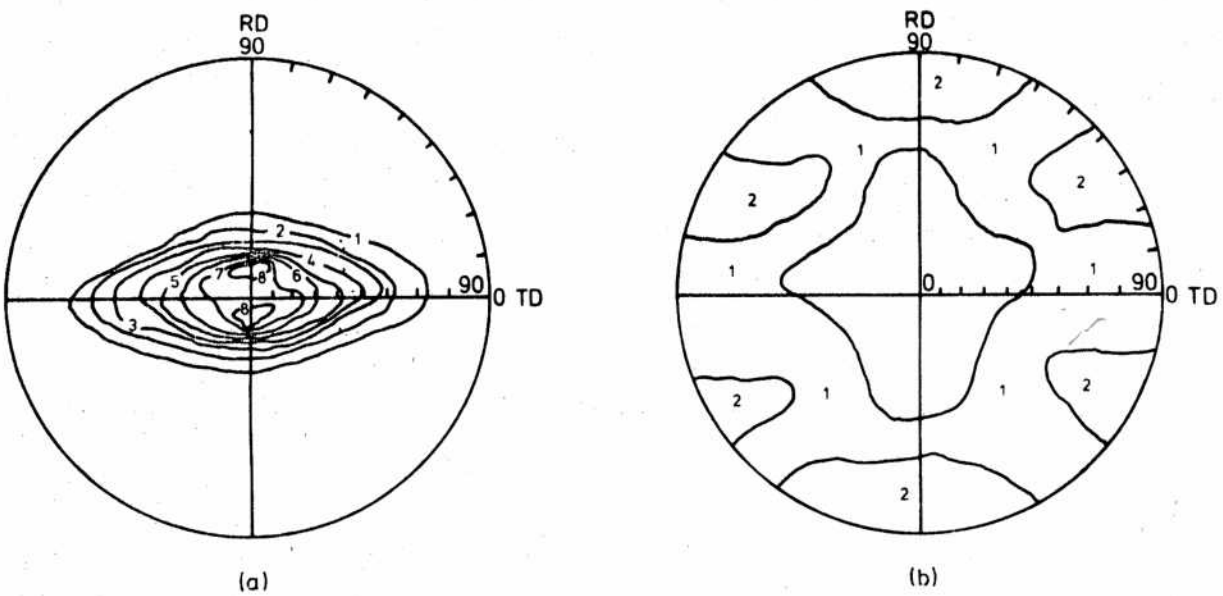


Figura 4.1.2.

4.2. ANELASTICIDAD A ALTAS TEMPERATURAS EN CIRCONIO Y ZIRCALOY-4

F. Povoio y B.J. Molinas*

* Instituto de Física Rosario (CONICET-UNR). Fac. de Cs. Exactas e Ingeniería.

Se han estudiado las fuentes posibles de anelasticidad (existencia de una relación temporal entre tensiones y deformaciones) en circonio y zircaloy-4 (Zry-4: Zr aleado con Sn, Fe y Cr), particularmente en el rango de "alta temperatura" de la fase α (definido como el intervalo $0,4 T_F^\alpha - T_{\alpha/\beta}$, donde $T_F^\alpha = 1858$ K es la temperatura de fusión hipotética de dicha fase y $T_{\alpha/\beta}$ es la temperatura de cambio de fase).

Para ello se han empleado dos péndulos de torsión para la medición de la fricción interna (F.I.) (disipación de la energía de oscilación del espécimen) que ocasionan las fuentes de anelasticidad: un péndulo invertido de decaimiento libre que opera a frecuencias (f) de $0,1$ a 20 s^{-1} y un péndulo automático que mantiene amplitud de oscilación constante operando a f de 50 a 150 s^{-1} .

Se han realizado ascensos, mantenimientos y descensos de temperatura a distintas velocidades programadas desde temperatura ambiente hasta temperaturas ligeramente superiores a $T_{\alpha/\beta}$.

Se ha medido el espectro de F.I. en alambres policristalinos de Zr registrando tres picos (otros picos observados no serán discutidos aquí) en "alta temperatura": P_A , P_B y P_1 y un fondo de alta temperatura. También se ha medido el espectro de F.I. en alambres policristalinos de Zry-4 registrando los picos P'_1 y P'_2 citados en (1) y (2) y no mencionados en la literatura hasta el presente.

Los parámetros característicos (energía de activación, ancho medio, tiempo de relajamiento, etc.) asociados a P_1 (pico que ya había sido mencionado en trabajos previos y atribuido por algunos autores (3) (4) a anelasticidad en el Borde de Grano (B. de G.), y por otros (5) a anelasticidad dentro de los granos) han sido medidos en un trabajo anterior (1) (2) con error infrecuentemente bajo, al contar, como se mencionó antes, con una variación de f superior a dos órdenes de magnitud.

En el presente trabajo se ha estudiado un fenómeno de histéresis en Zr en la zona P_1 (bajo ciertas condiciones el espectro de descenso de temperatura posee F.I. más alta que el ascenso) que es atribuido en (5) a anclaje, a temperaturas inferiores a cierta temperatura crítica T_c , y posterior desanclaje de dislocaciones de los granos por parte de átomos de oxígeno.

Nuestras mediciones en especímenes con distinto tamaño de grano (T.G.) permiten ver que dicha T_c es proporcional al T.G. lo que no sería explicable en base al modelo citado en (5). Por lo tanto se requiere una interpretación en base a fenómenos que ocurran dentro de los bordes de grano y sub bordes de grano.

Por último, se ha medido F.I. en chapa de Zr con textura conocida con el propósito de localizar las fuentes de F.I. citadas.

1. F. Povolo y B. Molinas RNF 1981 San Luis
2. F. Povolo y B. Molinas, J. of Nucl. Mat. 114 (1983) 85
3. W. Bratina, W. Winegard, Trans. AIME (1956) 186
4. T.J. Ke, J. Of Phy N° 10, 42 (1981)C5 -421.
5. I. Ritchie, AECL 6 810 (81)

4.3 RELAJACION DE TENSIONES EN CIRCONIO Y ZIRCALLOY-4

F. Povolo y G.H. Rubiolo*

* Universidad Nacional de Rosario, Facultad de Ciencias Exactas e Ingeniería. Instituto de Física-Rosario.

Se realizaron ensayos de tracción y relajación de tensiones uniaxiales en Zr- α y Zry-4 en el rango de temperaturas de 648 K a 698 K, región de operación de muchas de las aplicaciones tecnológicas de estos metales.

Las mediciones se efectuaron bajo vacío dinámico ($3 \cdot 10^{-6}$ Torr) y en probetas planas con diferentes tamaños de grano (38-144- μ m en Zr- α y 20-148 μ m en Zry-4).

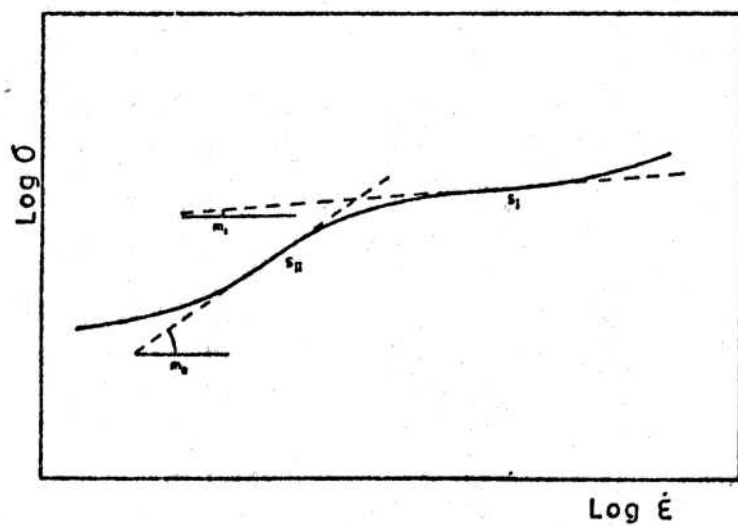


Figura 4.3.1.

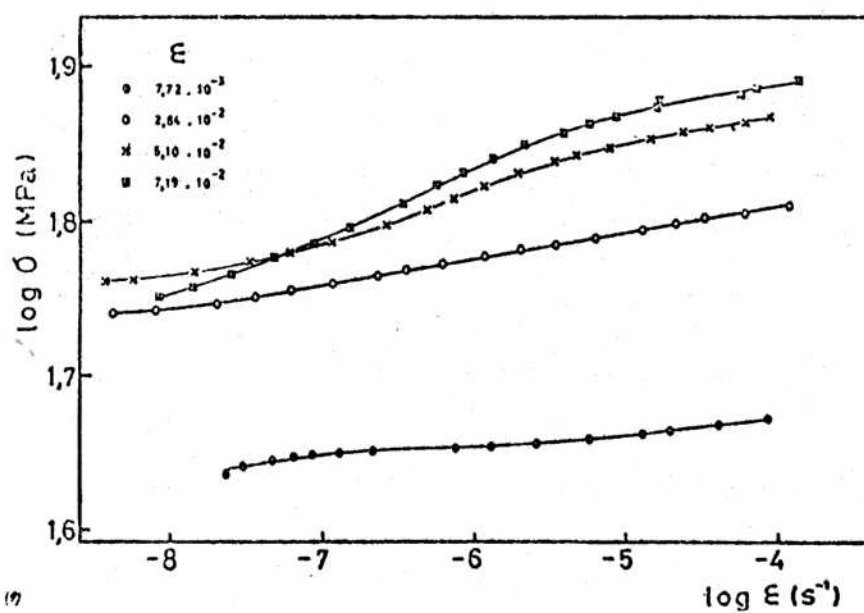


Figura 4.3.2.

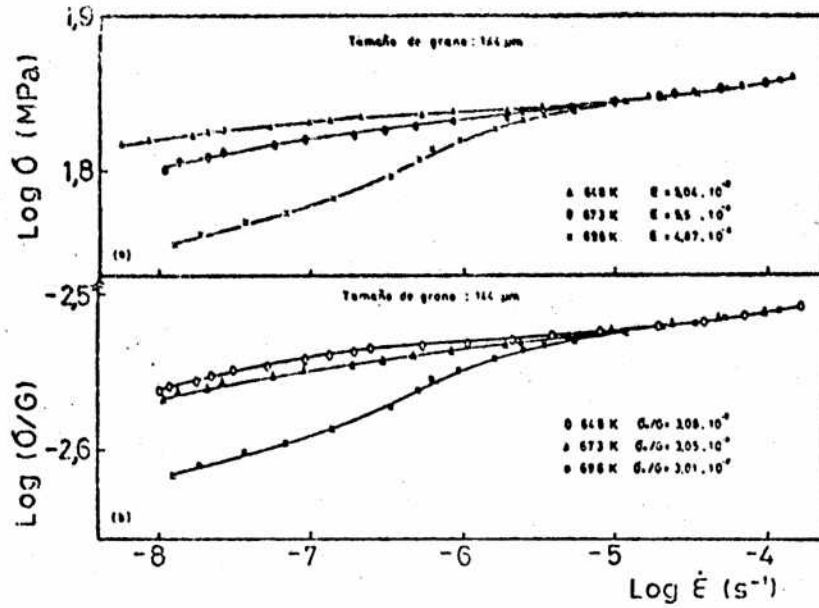


Figura 4.3.3.

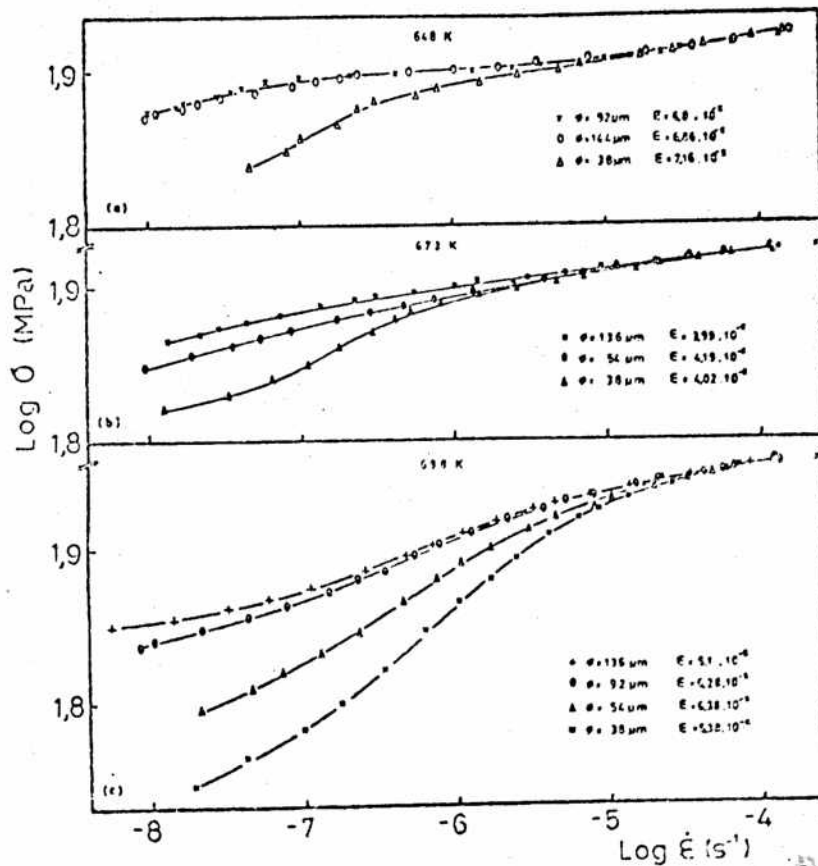


Figura 4.3.4

totalidad de las curvas parecen provenir de una forma general como la que se muestra en Figura 4.3.1. Esa forma general presenta dos puntos de inflexión S_I y S_{II} y asociados a ellos dos pendientes m_I y m_{II} .

Tanto S_I como S_{II} y sus pendientes asociadas dependen del nivel de deformación, en general puede observarse que S_I y S_{II} se corren a velocidades de deformación mayores y sus pendientes asociadas crecen cuando la deformación aumenta (Figura 4.3.2).

Se observa que, para un dado tamaño de grano, el punto de inflexión S_{II} aparece definido dentro del rango de observación cuando la temperatura crece. No existe diferencia en este comportamiento entre el conjunto de curvas parametrizadas en deformación con aquel parametrizado en tensiones (Figura 4.3.3).

Cuando el tamaño de grano disminuye, para una dada deformación, el punto S_{II} se corre hacia mayores velocidades de deformación y su pendiente asociada crece (Figura 4.3.4).

Las características de las curvas de relajación (especialmente el punto de inflexión S_{II}) es novedoso dentro de la literatura sobre el tema.

Varios modelos teóricos fueron usados para interpretar los resultados experimentales, ningún resultado concluyente fue hallado pero quedan en claro los logros y fracasos de cada uno para explicar los datos.

Finalmente se propone un modelo teórico para explicar ensayos de relajación cuando hubiese indicios de envejecimiento dinámico.

4.4. EVOLUCION DE LA MICROESTRUCTURA DURANTE LA TERMOFLUENCIA DEL Zry-4 A 673 K.

F. Povoletto, A.J. Marzocca* y R. Versaci

* CIC

Se realizaron ensayos de termofluencia, a 673 K, en probetas cilíndricas de Zry-4. Las mediciones se efectuaron en una máquina Instron 1122 que

permite la obtención de curvas de termofluencia a carga constante.

Los ensayos fueron interrumpidos en diferentes zonas de la curva de termofluencia y mediante electroerosión y pulido químico, se obtuvieron láminas delgadas para observaciones de la microestructura por microscopía electrónica. Las observaciones se realizaron mediante un microscopio Philips EM300.

Las experiencias se llevaron a cabo en probetas cilíndricas, sometidas a un recocido previo de 1 hora a 973 K, en vacío. La ventaja de las probetas cilíndricas frente a las planas es que, en estas últimas, sólo pueden obtenerse muestras para microscopía electrónica en forma longitudinal y no transversal. En las probetas planas los cortes longitudinales, debido a la textura del material, sólo permiten ver planos basales o planos cercanos a estos. De esta forma no se pueden distinguir dislocaciones del tipo $\langle c + a \rangle$ que se ubican en los planos prismáticos $\{1100\}$ y los piramidales $\{1122\}$, $\{1011\}$ y $\{1121\}$.

Las probetas cilíndricas, debido a su espesor, permiten la obtención de láminas delgadas en la dirección transversal.

Se observaron dislocaciones $\langle c + a \rangle$, cuya existencia fue inferida mediante estudios de la evolución de la textura durante la termofluencia.

Las observaciones de la microestructura revelaron la formación de celdas y mallas de dislocaciones, como en las probetas planas. En las probetas cilíndricas se han encontrado mallas o redes de dislocaciones en planos no basales. Este resultado es de importancia ya que en Zr y sus aleaciones sólo se habían observado redes en planos basales formadas por dislocaciones del tipo $\langle a \rangle$.

La formación de celdas durante la termofluencia ha confirmado el modelo teórico utilizado para describir las curvas. En efecto, dicho modelo se basa en la formación de celdas y el movimiento no-conservativo de muescas (jogs) en dislocaciones de hélice.

4.5. TIEMPO Y DEFORMACION A FRACTURA EN NIQUEL A ALTAS TEMPERATURAS.

F. Povolo, L.A. Constantino y A. Marxsen

Inicialmente y para caracterizar al material (níquel policristalino) se efectuaron ensayos de tracción en el rango de 773 a 1173 K en pasos de 50 K. Se observa un comportamiento del material desde 773 a 973 K con σ_{mx} , $\sigma_{0,2}$, $\epsilon_{\sigma mx}$ decrecientes gradualmente con la temperatura. En 1023 K se detectó un cambio brusco de respuesta del material: $\sigma_{0,2}$ disminuye y $\epsilon_{\sigma mx}$ aumenta, ambos abruptamente. A partir de aquí al aumentar la temperatura nuevamente disminuyen gradualmente. Fig. 4.5.1.

Se comenzaron luego los ensayos de termofluencia a carga constante y hasta fractura, a alta temperatura (desde 873 K, llegando hasta el momento a 1123 K).

Para una misma temperatura se hicieron experiencias con distintas tensiones iniciales manteniendo la carga constante durante el ensayo. Se obtuvieron diagramas de deformación específica (ϵ) versus tiempo (t).

En la Fig. 4.5.2 se muestra el último conjunto de experiencias realizadas a 1123 K.

El tipo de fractura observado hasta 1023 K presentaba estricción, pero por arriba de esta temperatura y a cargas bajas la fractura observada es de tipo frágil.

Se obtuvieron además diagramas de velocidad de deformación ($\dot{\epsilon}$) en función de la deformación específica (ϵ). A 873 y 923 K, en un comienzo $\dot{\epsilon}$ disminuye rápidamente, alcanza un mínimo agudo (fin de la etapa primaria) y luego aumenta también rápidamente hasta la fractura (Fig. 4.5.3). A partir de 973 K, luego de la etapa primaria, se observa un mínimo prolongado.

Los ensayos se realizaron con una máquina de tracción servo hidráulica que permite efectuar ensayos de creep a carga constante y un horno eléctrico con tres bobinados de control independiente.

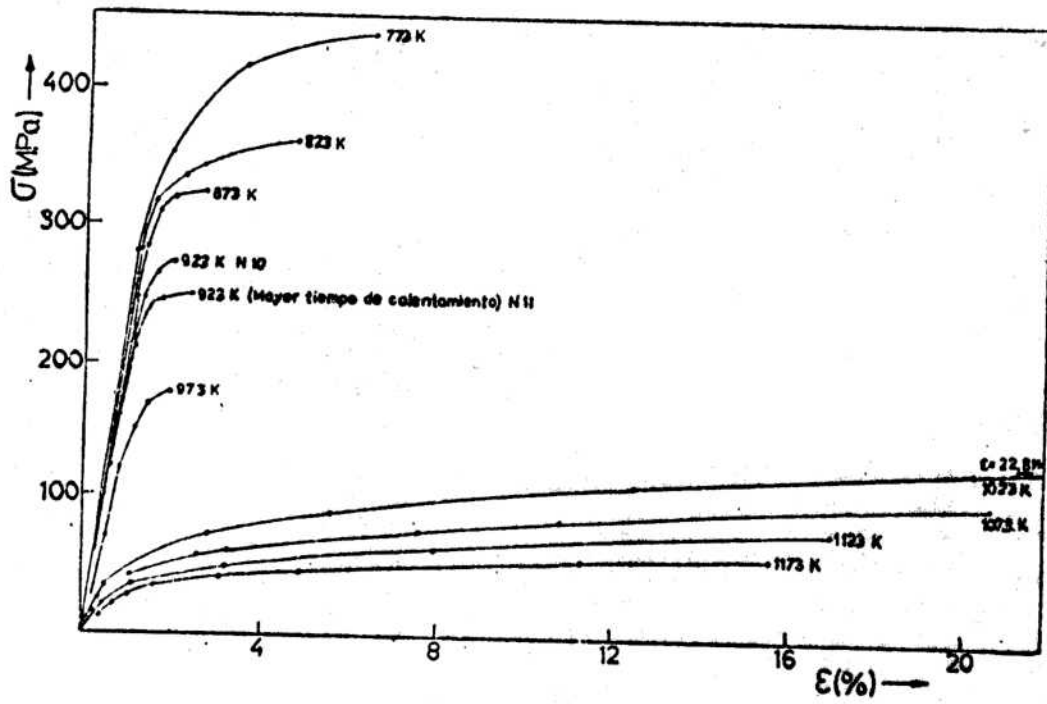


Figura 4.5.1.

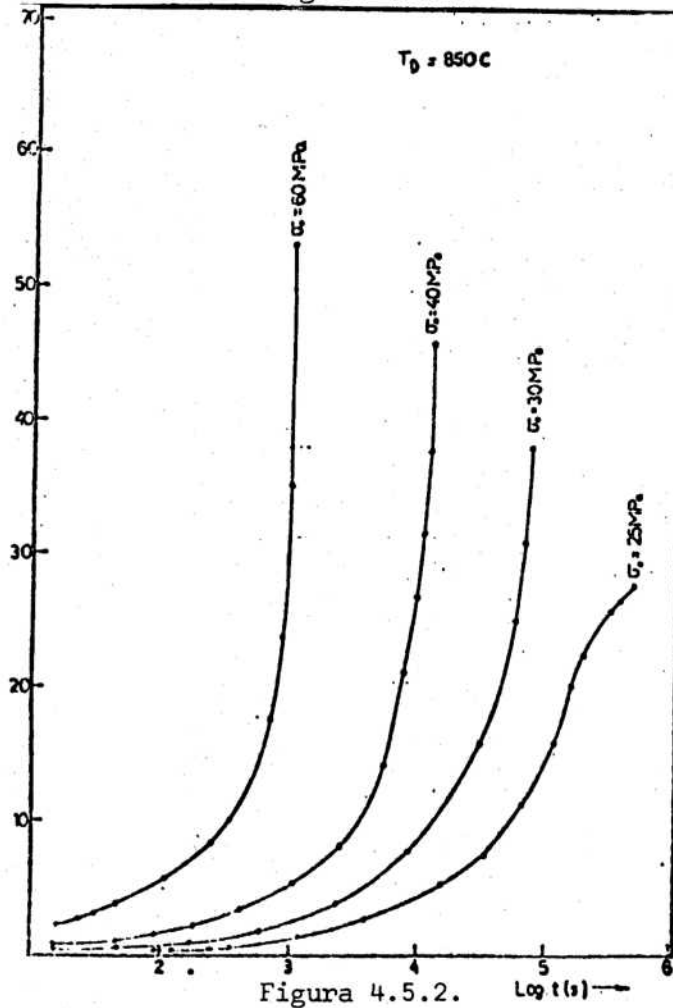


Figura 4.5.2.

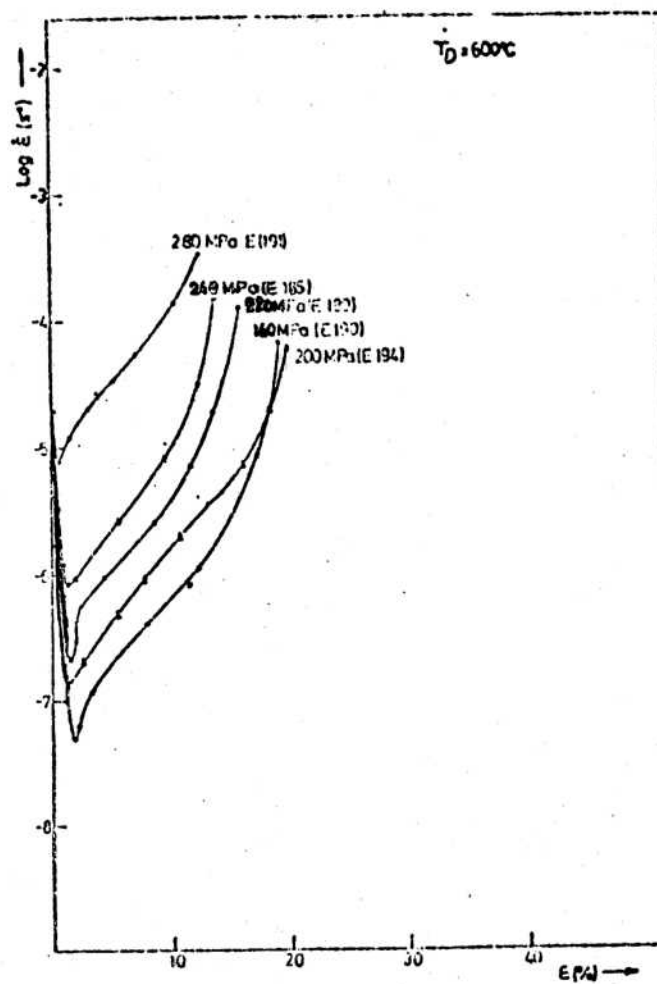


Figura 4.5.3.

4.6. RELACION DE POISSON EN ALEACIONES DE CIRCONIO

F. Povoio y R.E. Bolmaro*

* Instituto de Física Rosario. CONICET-U.N.R. Facultad de Ciencias Exactas e Ingeniería.

Los valores del módulo ν de Poisson obtenidos experimentalmente en aleaciones de circonio muestran una dispersión no explicada por los diversos métodos de promedio y cálculo teórico. Los modelos de Voight y de Reuss (1,2) u otros más elaborados así como cálculos numéricos basados en la obtención de la función de orientaciones cristalinas del policristal, no acuerdan en general con la experiencia (3). A partir de la transformación por rotación de los tensores de constantes elásticas de monocristales de circonio, en el nuevo sistema de coordenadas puede obtenerse

$$\nu_{kl} = -s'_{11kk} / s'_{kkkk}$$

donde la contracción se produce según el eje 1 a consecuencia de una tensión aplicada en la dirección k y las s'_{klmn} son las constantes elásticas en el sistema rotado. Los valores obtenidos en función de los ángulos de rotación θ y ψ de Euler se muestran en las figuras 4.6.1 y 4.6.2. Las mismas muestran la fuerte dependencia de ν con la orientación. Un cálculo similar para el módulo de Young E y para el módulo de corte G muestran una dependencia únicamente del ángulo θ , de donde se infiere su menor dependencia con la textura. Diversos valores experimentales se encuentran frecuentemente en los límites absolutos de los valores calculados y son difícilmente explicables en ese marco (4). Las variaciones de ν con la temperatura, obtenidas experimentalmente por propagación de ondas en vainas de Zry-4 "as received" muestran una dependencia de la frecuencia de medición muy marcada, tal como se muestra en la figura 4.6.3. Vainas tratadas por recocido y decapado muestran una importante modificación de las propiedades elásticas expresadas a través del módulo de Poisson. Tales variaciones se atribuyen a la existencia de mecanismos disipativos fuertemente dependientes de los tratamientos termomecánicos así como de la difusión de gases. En la gráfica K_1 y K_2 son las frecuencias armónicas que se utilizan para el cálculo de ν .

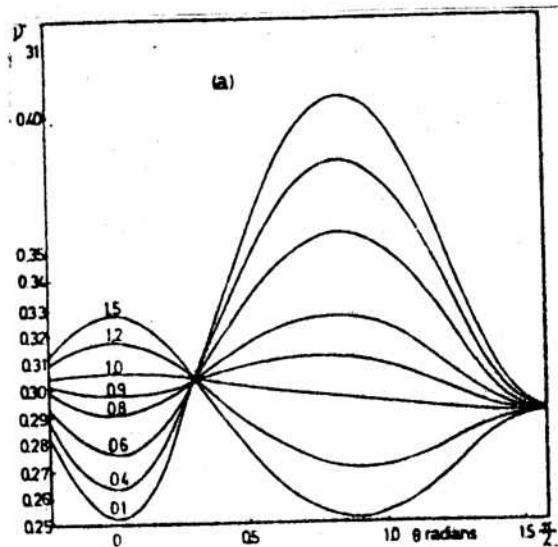


Figura 4.6.1

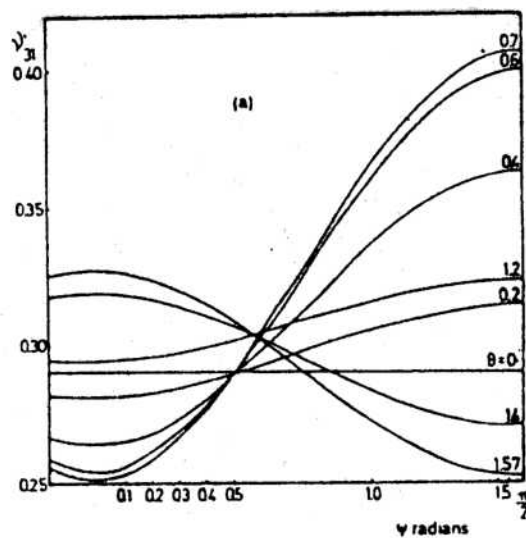


Figura 4.6.2

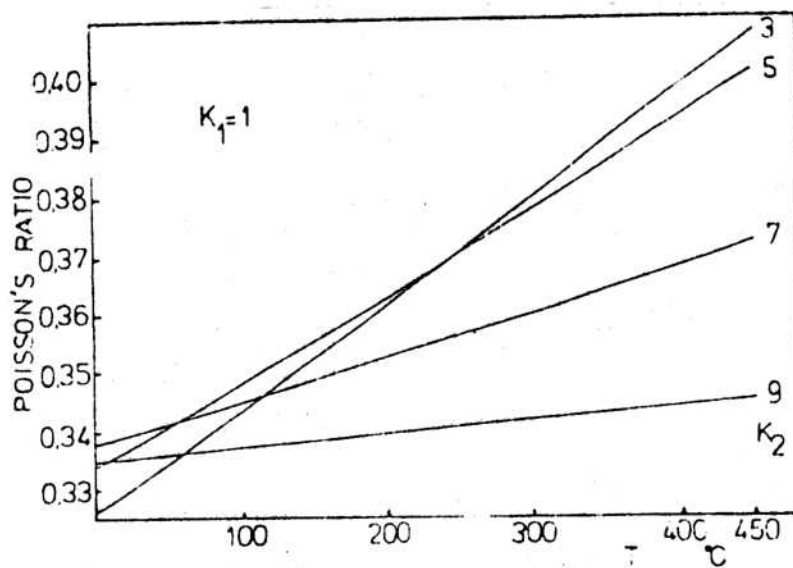


Figura 4.6.3

1. W. Voight. Lehrbuch der Kristallphysik (Teubner, Leipzig, 1928) p.962.
2. A. Reuss. Z. Angew Math. Mech. 9 (1929) 55.
3. D.O. Nortnwood, I.M. London and L.E. Bahen. J. Nucl. Mater. 55 (1975) 299.

4. E.B. Schwenk, K.R. Wheeler, G.D. Shearer and R.T. Webster. J. Nucl. Mater. 73 (1978) 129.

4.7. RELAJACION DE TENSIONES POR CURVADO EN AISI 304 E INCONEL 718.

F. Povoio y J. Reggiardo*

* Facultad Regional San Nicolás, Universidad Tecnológica Nacional.

Se realizaron ensayos de relajación de tensiones por curvado, en acero inoxidable AISI 304 e Inconel 718, a 773 K. Las experiencias se efectuaron en probetas con diferentes tratamientos termomecánicos previos y se utilizaron tres tensiones iniciales. Los tratamientos previos para el Inconel 718 fueron :

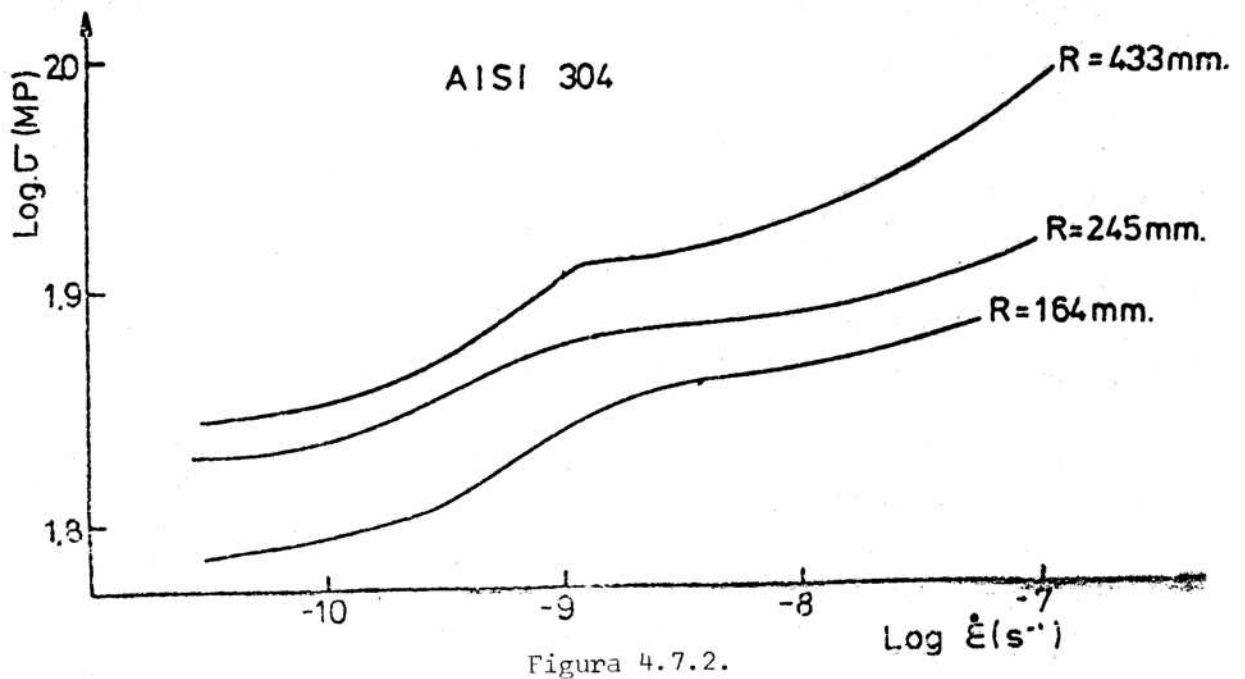
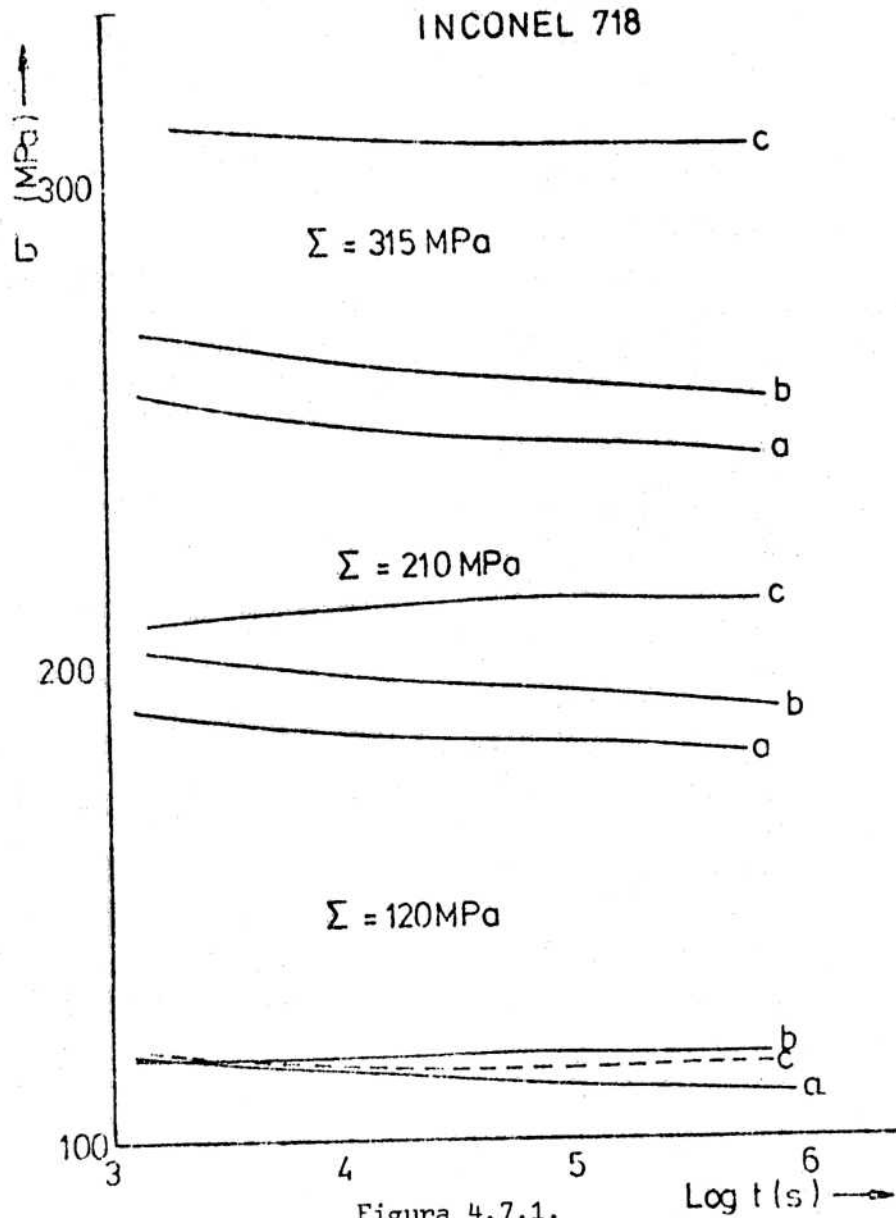
- (a) Reducción del 50% por laminación en frío.
- (b) (a) + 1 h a 982°C en argón + templado en aceite.
- (c) (a) + (b)+16h a 718°C en vacío.

La Figura 4.7.1 muestra el cambio en la tensión medida en la superficie de las probetas, σ_b , en función del tiempo, para tres tensiones iniciales, Σ , diferentes.

En AISI 304 se realizaron experiencias en probetas con los siguientes tratamientos previos:

- (a) Reducción del 50% por laminación en frío.
- (b) a + 1 h 899°C en Argón + Templado en aceite.
- (c) (a) + 1 h 982°C en Argón + Templado en aceite.
- (d) (a) + 1h a 1050°C en Argón + Templado en aceite + 16h a 720°C en vacío.

La Fig. 4.7.2 muestra las curvas de relajación de tensiones $\log \sigma$ versus $\log t$, para las probetas tipo (C). σ es la tensión en la superficie de



las probetas antes de descargarlas de los bloques. R es el radio de curvatura del bloque correspondiente.

Se observa que las curvas de relajación de tensiones cambian de concavidad, lo que indica una evolución de la microestructura durante la relajación.

4.8. TERMOFLUENCIA EN NIQUEL A ALTAS TEMPERATURAS.

F. Povoło y J.C. Capitani*

* CIC

Se hicieron ensayos en níquel policristalino, a tensión constante, a los siguientes: 600, 650, 700 y 750°C.

Las experiencias fueron realizadas a diferentes tensiones para cada temperatura y hasta rotura.

Mediante cambios abruptos de tensión y temperatura se midieron los parámetros que caracterizan el mecanismo de deformación plástica (energías de activación aparente y volumen de activación aparente, etc.).

Para 600°C se aplicaron las siguientes tensiones: 180, 220, 200 MPa.

Para 650°C: 60, 80, 100, 120, 140 y 170 MPa.

Para 700°C: 40, 60, 80, 70 y 90MPa.

Para 759°C: 30, 40 y 52MPa

En total se hicieron 21 ensayos a tensión constante en níquel y otros tres ensayos de prueba en Zry-4.

Las figuras 4.8.1 y 4.8.2 muestran dos curvas típicas obtenidas a 650 y 700°C respectivamente. Se observan los cambios producidos en la velocidad de deformación por un cambio abrupto de temperatura.

La tabla 4.8.1. muestra las energías de activación obtenidas. Se observa en la misma que la energía de activación depende de la tensión, la temperatura y de los niveles de deformación. Para 1023 K la energía de activación

baja para distintos

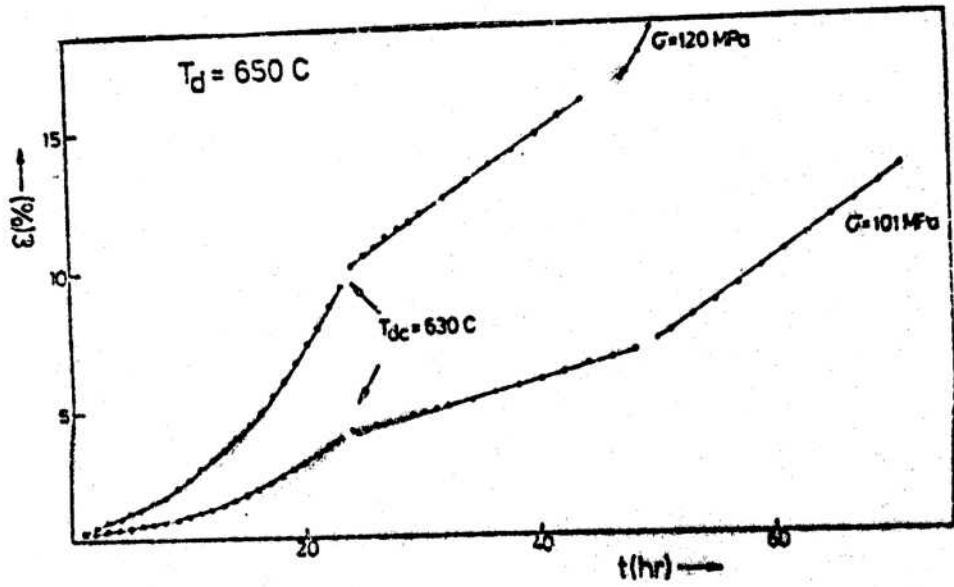


Fig.4.8.1

Tabla 4.8.1

T	Q_c	G
K	kcal/mol	MPa
923	76-82	60
	59	78
	72-71	101
	71-76	120
	60	170
973	46-139	40,5
	81	62
	91-77	70
	75-65	80
	75	90
1023	120 54	30,5
	108 32	39,5
	76 52	52
873	62-89	180
	88	200

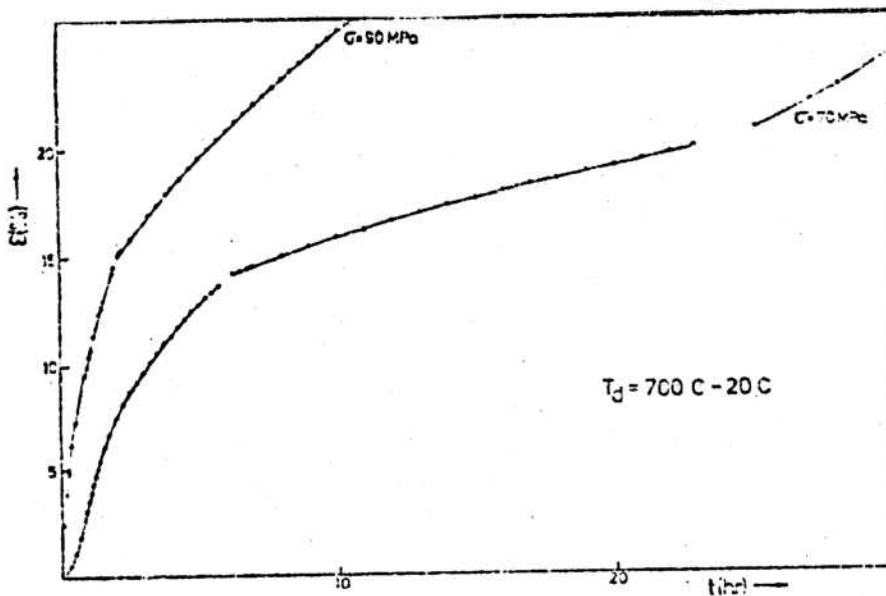


Fig. 4.8.2

niveles de deformación en un mismo ensayo. Esto no se produce tan drásticamente a 973 K y 923 K debido a que por debajo de 949 K hay un cambio en los mecanismos de deformación plástica actuante.

Comparando las Figuras 4.8.1 y 4.8.2 se puede observar el cambio en la forma de las curvas de termofluencia al aumentar la temperatura por arriba de 650°C.

4.9 FRICCIÓN INTERNA Y TRANSFORMACIONES DE FASE EN ACEROS INOXIDABLES 304L

M. Mondino, J. Quiroga*, Ada G. de Salva**

* Tesista de Licenciatura, UBA

** CAB

Es sabido que en estos materiales la deformación plástica induce la presencia de las fases α' de estructura cúbica de cuerpo centrado y ϵ , de estructura hexagonal. La cantidad de nuevas fases así introducidas es importante por cuanto afecta el comportamiento del acero en presencia de hidrógeno.

Ya que la relación cuantitativa entre porcentaje de deformación y fracción volumétrica de α' y ϵ obtenida a partir de propiedades macroscópicas no es del todo clara se han realizado observaciones de la variación del espectro de fricción interna aprovechando la extrema sensibilidad de esta técnica a la presencia de una segunda fase. Los resultados obtenidos muestran que después de 2% de deformación, aparecieron dos máximos de fricción interna y que, en un segundo calentamiento a 200°C uno de éstos desaparece, indicando la presencia de un efecto de revenido.

Para probetas con 50% de laminación a temperaturas próximas a -196°C se observa un comportamiento similar con uno de los máximos, probablemente el correspondiente a la fase α' , de mayor intensidad y estabilidad al tratamiento térmico.

Estos resultados mostrarían que es posible obtener una relación entre la fricción interna y el porcentaje de las fases inducidas por deformación plástica.

tica.

Dado que los valores de background de f.i. en el rango de frecuencias del hertz son del orden de 10^{-4} se procederá a la puesta en marcha de una instalación de alta frecuencia, KHz, en la cual el background es un orden de magnitud menor, lo que permitiría la observación de pequeños efectos. Las mediciones se efectuarán en la Div. Metales del Centro Atómico Bariloche.

El presente trabajo se realiza en el marco del convenio entre el Dpto. de Materiales y la Dirección de Agua Pesada.

4.10. DETERMINACION CUANTITATIVA DE FASES EXISTENTES EN ACEROS 304L

F. Kropff Moreno*, M. Mondino, A. Versaci y A. Pochettino

* Div. Reactores y Neutrones - CAB.

Se intenta determinar directamente los porcentajes de fases α' y ϵ inducidas por deformación plástica a baja temperatura en acero 304L utilizando la técnica de difracción de neutrones mediante el espectrómetro por tiempo de vuelo construido por el Dr. Kropff Moreno en el CAB.

Las primeras experiencias han mostrado que cada fase presenta los picos característicos de su estructura, la medición del área de los picos da, para el caso de polvos una medida directa de los porcentajes, sin embargo la presencia de textura en estos materiales distorsiona el espectro en favor o desmedro de ciertos picos. F.K.M. ha tratado de resolver este problema utilizando un monocristal rotando al azar alrededor de tres ejes, con lo cual reproduce el diagrama depolvos, de esta forma evita el análisis completo de la textura.

4.11. VELOCIDAD DE PROPAGACION DE FISURAS Y TENACIDAD A LA FRACTURA, J_{1c} , DEL ACERO ESTRUCTURAL TIPO ASTM A-508 C12

A.F. Iorioy J.C. Crespi

Este trabajo tiene como finalidad el estudio de la velocidad de propaga-

ción de fisuras y las propiedades fractomecánicas en el rango elastoplástico del acero estructural tipo ASTM A-508 C12 a través de los criterios J_{ic} y módulo T.

Probetas compactas CT-1T han sido extraídas a partir de un disco forjado ($\emptyset$ 965mm y 178mm de espesor) con orientación C-R de acuerdo al código de identificación de orientación del plano de fisura en barras, de la norma ASTM E-399:

Los ensayos de velocidad de propagación de fisuras fueron realizados de acuerdo a la norma ASTM E 647-81 y consisten en la propagación por fatiga de una fisura en una probeta compacta utilizando distintos valores del factor intensidad de tensiones cíclico, ΔK . Los resultados son mostrados en la Fig. 4.11.1 donde se observa la concordancia con datos de Ref. 1.

Debido a que los ensayos de fractura se realizaron a temperatura ambiente, la extensometría comercial no se ajustaba a los rangos de apertura requeridos en las distintas mediciones de desplazamiento, luego dos extensómetros complementarios de 0-6mm y 0-10mm de rango fueron construídos.

Los ensayos de fractura elastoplásticos fueron realizados de acuerdo a la norma ASTM E 813-81, los cuales si bien no fueron concluídos, muestran una gran dispersión de resultados, variando J_{ic} entre 450 y 750KJ/m², inclusive entre el método de probetas múltiples y probeta única. Este último ensayo consiste en la medición de la longitud de fisura a través del cambio en la "compliance", es decir la relación entre carga y desplazamiento, efectuada en las sucesivas descargas parciales (no superiores al 10% de la carga aplicada) realizadas durante el ensayo.

1. P.C. Paris et al. "Extensive Study of Low Fatigue Crack Growth Rates in A533 and A508 steels". ASTM STP 513, 1972, pp.141-176.
2. T. Hollstein y J.G. Blauel "An evaluation of fracture mechanics material parameters for the reactor pressure vessel steel 22 NiMo Cr37 from wol-1X specimens". 5th Int. Conf. on Structural Mechanics in Reactor Technology - Berlin, Aug. 21-22, 1979.

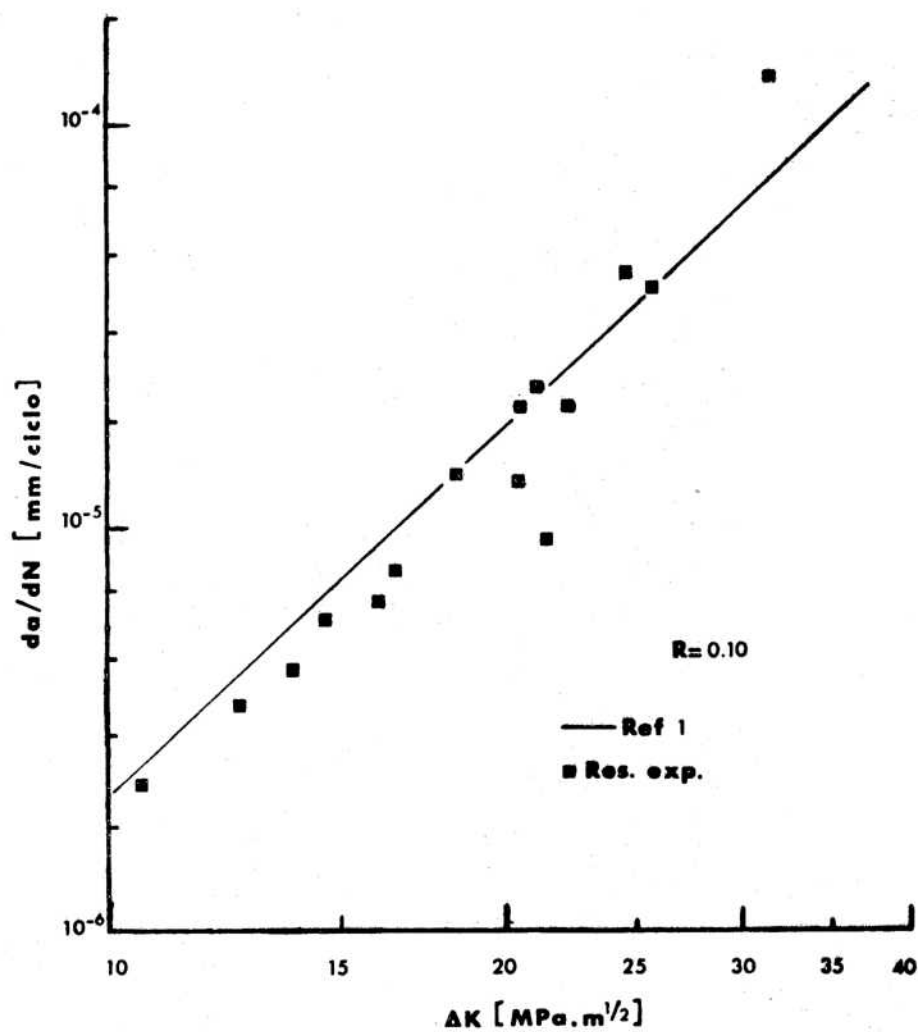


Figura 4.11.1 - Velocidad de propagación de fisura en 1508 Cl 2 a temperatura ambiente.

5. SOLIDIFICACION, FUNDICION Y SOLDADURA

5.1 MICROESTRUCTURA DEL METAL DE SOLDADURA EN ACEROS MICRO-ALEADOS.

M.E. Saggese

Trabajo realizado durante la misión permanente en el Departamento de Metalurgia de la Universidad de Sheffield, Inglaterra.

El estudio se realizó sobre cordones depositados por el proceso de arco sumergido usando dos pares de metal base, tres alambres y siete fundentes distintos. El aporte calórico fue de 2.5 kJ/mm de cordón soldado. De cada par de metales base uno era tratado con calcio. Tanto los cordones como el metal base fueron analizados químicamente y se cuantificaron las microestructuras presentes. Se empleó microscopía electrónica de transmisión y barrido para estudiar la estructura, tamaño y morfología de las inclusiones presentes en el material original, y en el metal soldado, empleando réplicas de extracción.

Las facilidades analíticas del microscopio usado (STEM) se emplearon para determinar la composición química promedio de las inclusiones y la distribución de elementos constituyentes en las mismas.

Los resultados mostraron que las inclusiones consistían en complejas mezclas de los siguientes óxidos: Al_2O_3 , MnO y SiO_2 , con pequeñas cantidades de TiO_2 . La cantidad de alúmina en las inclusiones varía dependiendo del tipo de consumibles usados, mientras que la relación $MnO: SiO_2$ se mantiene aproximadamente constante. A medida que las inclusiones se hacen más ricas en alúmina, crece el porcentaje de ferrita acicular en los cordones. Sin embargo si se halla presente Ti (titanio) en las inclusiones -aún en pequeñas cantidades-, puede obtenerse una microestructura del tipo ferrita acicular aunque los niveles de alúmina sean bajos.

Se encontró que el contenido de oxígeno en el metal de soldadura es función del índice de basicidad del fundente y directamente proporcional al

contenido de ($\text{MnO} + \text{SiO}_2 + \text{TiO}_2$) del mismo. En este último caso la pendiente depende de las condiciones de soldadura. No se encontró relación alguna entre la microestructura del cordón y el contenido de oxígeno del mismo, o el índice de basicidad del fundente usado.

Cuando el metal base es tratado con calcio, el contenido de aluminio es más bajo y el de silicio más alto que en el material de la misma colada que no lo es. Cuando estas diferencias en la composición química son grandes, los contenidos de ferrita acicular son menores en los cordones donde un metal base tratado con calcio es usado.

5.2 MICROESTRUCTURA DE LA SOLDADURA DE ACEROS INOXIDABLES AUSTENITICOS

J. Morgenfeld*

*CIC

Continuando con esta línea se abrió una nueva rama relacionada con la producción de consumibles para los aceros inoxidables austeníticos.

Además se inició una nueva línea en soldadura de aceros inoxidables ferríticos de extra bajos intersticiales.

Se publicó un trabajo de revisión sobre el tema y se efectuó la primera colada en nuestro país de estos materiales. Se efectuaron análisis microestructurales sobre las estructuras de fundición y soldadura. Se estudió la susceptibilidad al daño por hidrógeno.

5.3 MODELACION COMPUTACIONAL DE LOS CAMPOS ELECTROMAGNETICO Y TERMICO EN LA REFUSION DE METALES POR ELECTROESCORIA.

G. Sánchez Sarmiento* y E.E. Vicente

* ENACE S.A.

Los modelos computacionales, complementados con observaciones y mediciones llevadas a cabo en sistemas reales y en modelos físicos, son herramientas de gran utilidad para el estudio de diversos fenómenos de transporte

de calor y materia en el proceso de refusión (o refinación) por electroescoria (REE).

En un trabajo previo (1) se presentó un modelo computacional para el cálculo del campo electromagnético y de la generación de calor por efecto Joule en la escoria electroconductora de un horno de REE, operado con corriente continua en régimen estacionario. Se resolvía la ecuación de Laplace en coordenadas cilíndricas axisimétricas para la determinación del potencial escalar eléctrico mediante el método de elementos finitos.

En el presente trabajo (2) se acopla aquel modelo a otro que permite calcular el campo térmico en todo el dispositivo (electrodo, escoria, lingote y molde), mediante la resolución de la ecuación de conducción del calor estacionaria. Las principales hipótesis además de las ya enunciadas son: propiedades físicas de los distintos materiales constantes; convección (térmica y electromagnética) de las fases líquidas (escoria y metal) tratada en forma aproximada a través del empleo de una conductividad térmica "efectiva", y dos variantes para la conexión eléctrica: a) molde aislado eléctricamente del lingote (molde flotante), b) molde conectado eléctricamente al lingote (molde vivo).

El modelo propuesto ha sido confrontado con resultados experimentales obtenidos por otros autores (3), quienes midieron intensidad de corriente, voltaje, temperatura de la escoria y del electrodo y forma del extremo fundente del electrodo (perfil de fusión), en cuatro experimentos llevados a cabo en hornos de REE de escala de laboratorio. Los valores de corriente medidos y calculados según las hipótesis a) y b) se muestran en la tabla I, donde se deduce que en la interfase escoria-molde debería existir una resistencia eléctrica no nula ni infinita, a fin de obtener una concordancia teórico-experimental. Los resultados de la modelización del campo térmico en el electrodo y la escoria suponiendo molde flotante, fueron muy satisfactorios teniendo en cuenta la incerteza antes mencionada.

La derivación de una parte sustancial de la corriente eléctrica hacia el molde, aún en el caso de coneccionado con molde flotante, ha sido mencionada previamente en la literatura, aunque no existe información experi-

mental detallada.

Se concluye que una simulación aceptable del campo electromagnético y, consecuentemente, del campo térmico y de la convección electromagnética de las fases líquidas, requiere de mayor información experimental de la resistencia eléctrica de la "piel de escoria" que se forma sobre el molde.

Tabla I

	exp. 1	exp. 2	exp. 3	exp. 4
Intensidad de corriente medida (3)	1.40	1.80	1.90	1.90
Idem, calculada con molde flotante (2)	0.87	0.65	1.54	1.63
Idem, calculada con molde vivo (2)	2.75	3.10	2.84	4.54
(valores expresados en kA)				

1. G. Sánchez Sarmiento y E.E. Vicente: CNEA-AC 30/83, PMTM/A-52.
 2. G. Sánchez Sarmiento y E.E. Vicente: Memorias del Seminario sobre "Problemas de Transferencia de Calor y Materia en Fusión y Solidificación", organizado por el Comité Argentino de Transferencia de Calor y materia (CAMAT), Buenos Aires, 24 Junio 1983, (en prensa).
 3. K.H. Tacke and K. Schwerdtfeger: Arch. Eisenhüttenwesen, 1981, Vol. 52, N° 4, pp. 137-142.
- 5.4 RESOLUCION NUMERICA DE UN PROBLEMA DE STEFAN UNIDIMENSIONAL: SOLIDIFICACION DE METALES PUROS EN MOLDES REFRIGERADOS.
E.A. Moyano, D.E. Balzaretti y E.E. Vicente.

Tal como se menciona en otra parte de este Informe de Actividades del Departamento de Materiales 1983 (1), existen varios procesos de solidifi-

cación.

En el presente trabajo se estudia la evolución temporal de la distribución de temperaturas $T(x,t)$ y de la posición de la interfase sólido-líquido $s(t)$ durante la solidificación unidireccional de un metal puro inicialmente líquido y a su temperatura de fusión T_f que toma contacto con un sumidero perfecto de calor a temperatura T_o , con una conductancia h constante en la interfase metal-molde (transferencia térmica newtoniana), mediante la resolución de la ecuación diferencial de conducción del calor no-estacionaria en la fase sólida. El planteo del problema, condiciones iniciales y de contorno y detalles de la técnica numérica empleada pueden hallarse en la ref. 2.

Los resultados numéricos obtenidos han sido confrontados con un modelo analítico aproximado (3) que predice la cinética de la interfase sólido-líquido (fig. 5.4.1); esto es: espesor solidificado adimensional ϵ en función del tiempo adimensional τ , para diferentes números adimensionales de Stefan Ste . donde: $\epsilon = ks/h$; $\tau = h^2 t / kcd$, y $Ste = c(T_f - T_o)/L$; siendo k , c y d la conductividad térmica, calor específico y densidad del sólido, respectivamente, y L el calor latente de solidificación. El gráfico en escala doble logarítmica permite apreciar la transición lineal-parabólica para el desplazamiento de la interfase y la concordancia solución numérica (puntos) - solución analítica aproximada (línea de trazos) particularmente buena para bajos números de Stefan. Debe recordarse que para la mayoría de los metales que solidifican en moldes refrigerados a temperatura ambiente se cumple: $1,33 < Ste < 4$, obteniéndose para estos valores una discrepancia inferior al 15% entre ambas soluciones.

1. R.A. Clemente y E.E. Vicente: Informe de Actividades del Departamento de Materiales 1983.
2. E.A. Moyano, E.E. Vicente y D.E. Balzaretti: Informe de Actividades del Departamento de Actividades 1983, CNEA-NT-16/82, pp. 96-99.
3. O.S. Pires, M. Prates and H. Biloni: Z. Metallkunde, 1974, Vol. 65, pp.143-149.

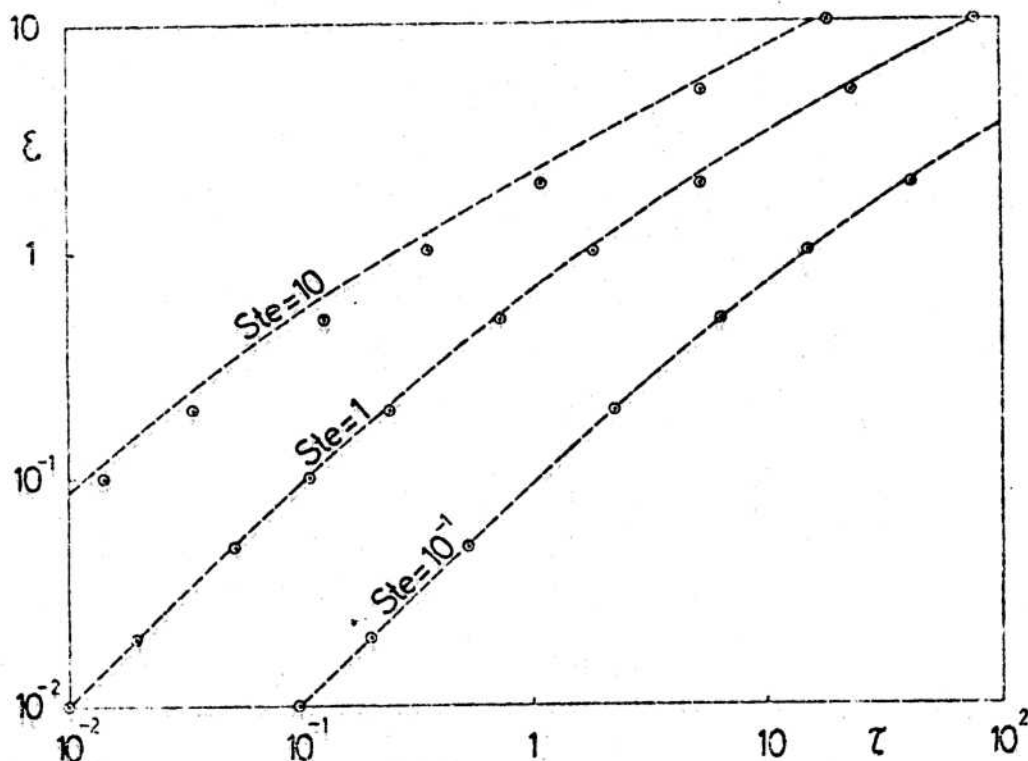


Figura 5.4.1.

5.5 DISCUSION DE "MODELO MATEMATICO PARA LA SOLIDIFICACION UNIDIRECCIONAL DE METALES: I. MOLDES REFRIGERADOS"(1)

R.A. Clemente* y E.E. Vicente

* Departamento Prospectiva/División Fusión Nuclear/CNEA

Existen varios procesos de solidificación en los cuales un metal líquido toma contacto con un sumidero casi perfecto de calor (normalmente un molde de cobre refrigerado por agua) para producir una elevada extracción calórica y, en consecuencia, altas velocidades de solidificación. Debido al estado superficial del molde (rugosidad, presencia de óxidos, de grasa, de pintura, etc.), así como a fenómenos de capilaridad del líquido (capacidad de "mojado"), el contacto térmico entre el metal que solidifica y el molde es imperfecto. Por otra parte, la contracción del cambio de fase sólido-líquido produce un "gap" de aire en la interfase metal-molde que acentúa la barrera térmica. La transmisión de calor durante los primeros instantes de la solidificación está gobernada por el valor de la conductancia (o coeficien-

te de transferencia calórica Newtoniano) de la interfase metal-molde.

En el primero (1) de una serie de siete artículos se propone un modelo analítico exacto para la predicción de la evolución temporal de la distribución de temperaturas de la fase sólida $T(x,t)$ y de la posición de la interfase sólido-líquido $s(t)$, aplicable a la solidificación unidireccional de un metal puro inicialmente líquido y a su temperatura de fusión T_f que toma contacto con un sumidero perfecto de calor a temperatura T_o ($T_o < T_f$), con una conductancia h constante en la interfase metal-molde, mediante la resolución de la ecuación diferencial de conducción del calor no-estacionaria (problema tipo Stefan). Este modelo fue extendido a moldes sin refrigeración, denominado "método del adjunto virtual" (MAV) (2), aplicado a colada continua, a solidificación ultrarrápida, a solidificación de aleaciones y generalizado a coordenadas cilíndricas y esféricas. La esencia del MAV consiste en efectuar un cambio de coordenadas espacio-temporales que, según la interpretación de los autores, equivale a reemplazar el efecto de la interfase metal-molde real por una interfase ficticia compuesta por una porción de sólido virtual y otra de molde virtual entre las cuales existe contacto térmico perfecto y para la cual aplican soluciones analíticas exactas conocidas.

En una reciente comunicación (3) se demuestra que el modelo propuesto (1) no es la solución analítica exacta al problema considerado, sino sólo una aproximación y se establecen los límites de validez. En efecto, la condición de borde en la interfase metal-molde expresada en la ecuación 22 de la referencia 1, implica un desbalance en el flujo calórico, excepto para tiempos suficientemente largos. A fin de que el MAV sea aplicable con un error menor que el 10% para todo instante de tiempo deberá verificarse que $Ste < 0,33$ ($Ste = c_s(T_f - T_o)/L$, siendo Ste el número adimensional de Stefan, c_s el calor específico del sólido y L el calor latente del metal). Se hace notar, sin embargo, que para la mayoría de los metales que solidifican en moldes refrigerados a temperatura ambiente se cumple $1,33 < Ste < 4$.

1. A. García and M. Prates: Metall. Trans. B, 1978, vol. 9B, pp.449-457.
2. T.W. Clyne and A. García: Int. J. Heat Mass Transfer, 1980, vol. 23, pp. 773-782.

3. R.A. Clemente and E.E. Vicente: enviado a publicación a Metall. Trans., 1983.

5.6 FABRICACION DE CRISOLES DE ALTA ALUMINA

H. Raffaelli y R.A. Morando

El programa de obtención de aleaciones de uranio-aluminio y de uranio-silicio para su empleo en núcleos de elementos combustibles de bajo enriquecimiento (1), demandó una elevada cantidad de crisoles de alto punto de fusión, particularmente de alta alúmina (2). A fin de satisfacer tal enriquecimiento se desarrolló una técnica para fabricar crisoles sinterizados de este material.

Se utilizó alúmina fundida de alta pureza (99,5%) con diferentes distribuciones granulométricas según las normas ASTM. Como aglomerantes se ensayaron soluciones acuosas de silicato de sodio, de ácido clorhídrico y de ácido fluorhídrico. El conformado del crisol se efectuó por apisonado de la pasta sobre la bobina inductora de un horno de inducción, método que permite la obtención de crisoles de porosidad apropiada para resistir al choque térmico que se produce durante la colada del metal fundido.

Las cocciones se efectuaron en un horno de inducción al vacío (10^{-2} torr), con un susceptor de grafito colocado dentro del crisol. Se prepararon crisoles de 75 cm^3 de capacidad (4 cm de diámetro, 6 cm de altura) y 5 mm de espesor.

Los mejores resultados se obtuvieron con el siguiente procedimiento operativo; preparación de la mezcla (alúmina: 23% malla-40, 35% malla-120, 40% malla-220; silicato de sodio: 2%), preparación de la pasta (adicionando 8 a 10% de agua), compactación de la pasta, secado del crisol durante 24 hs. a temperatura ambiente, secado durante 24 hs. a 100°C , calentamiento del crisol a 200°C/h , sinterizado 1h. a 1750°C , y enfriamiento a 400°C/h .

1. R. Morando, H. Raffaelli y D.E. Balzaretti: Energía Nuclear, 1983, N°11, pág. 120-124.

2. G. Richards: Tran. J. British Ceramic Soc., 1981, vol. 80, N°4, pág. 120-124.

6. TEORIA DEL COMPORTAMIENTO DE MATERIALES

6.1. DIVACANCIAS EN METALES DE ESTRUCTURA HCP

A.M. Monti

Las divacancias pueden dar una contribución importante a la difusión a altas temperaturas en redes metálicas. Además, constituyen el paso necesario para la nucleación de aglomerados de vacancias en un sistema sobresaturado de tales defectos.

Para conocer el comportamiento de las divacancias en procesos metalúrgicos como los mencionados, se requiere un entendimiento teórico de sus propiedades estáticas y dinámicas. A tal fin, se ha utilizado en el presente trabajo la técnica de Simulación por Computadora para estudiar los parámetros estáticos del defecto, complementando así los resultados dinámicos presentados en (1).

Las simulaciones fueron realizadas en una red de estructura hcp cohesiónada con potenciales interatómicos ajustados a parámetros físicos del Mg. Las características de dichos potenciales de corto rango figuran en (1) y (2).

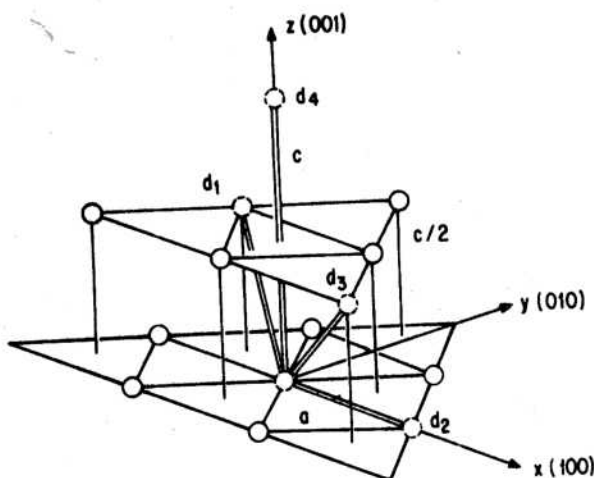


Fig. 6.1.1.

En la figura 6.1.1 se muestran esquemáticamente las divacancias a primeros (d_1), segundos (d_2), terceros (d_3) y cuartos (d_4) vecinos en una red hcp. En la estructura ideal (caso del Mg), las vacancias a primeros y segundos vecinos están separadas la misma distancia a . Sin embargo, dichas orientaciones no son equivalentes. Tal diferencia en las simetrías de las

divacancias no existe en redes cúbicas.

Para calcular la energía E_f requerida para formar un defecto en la red, se deben incluir la contribución E_v , proveniente de la variación del número neto de enlaces atómicos en el cristal, y la contribución E_r debida a la relajación de la red (calculable por Simulación por Computadora) (2). La energía de unión de un aglomerado de n vacancias es definida como:

$$E_u = n E_f^{vac} - E_f^{ag} \quad (1)$$

donde, para el caso de una divacancia es $n=2$ y E_f^{ag} la energía de formación de la divacancia en cuestión. Las energías de formación y de unión correspondientes a cada una de las divacancias mencionadas fueron calculadas en el presente trabajo.

La contribución vibracional a la entropía de formación de un defecto en una red de N átomos está dada por la siguiente expresión válida en el límite clásico de alta temperatura:

$$S_f = \frac{k}{2} \ln \left(\prod_{\alpha=1}^{3N} (w_{\alpha}^0)^2 / \prod_{\alpha=1}^{3N} (w_{\alpha})^2 \right) \quad (2)$$

donde w_{α}^0 y w_{α} son las frecuencias de vibración de la red perfecta y de la red relajada conteniendo el defecto respectivamente. En el presente trabajo las autofrecuencias han sido calculadas en la aproximación del "determinante" (3), en la cual un conjunto de átomos rodeando al defecto en la red relajada vibran acopladamente en un entorno rígido. La energía libre de Gibbs asociada a la formación de un defecto a una temperatura T está dada por:

$$G_f(T,P) = E_f - T S_f \quad (3)$$

Finalmente, la entropía de unión y la energía libre de Gibbs de unión de un aglomerado de n vacancias quedan definidos por expresiones equivalentes a (1).

A partir de las configuraciones atómicas relajadas obtenidas para cada

defecto fueron calculadas las entropías vibracionales de formación y de unión, y las correspondientes energías libres de Gibbs fueron evaluadas a una temperatura T cercana a la de fusión del Mg ($T = 913$ K).

En la tabla se muestran los resultados obtenidos con simulaciones realizadas con el potencial P5C descrito en (1):

defecto	E_f	E_u	S_f	S_u	G_f	G_u
d1	1.456	.142	3.57	.25	1.175	.123
d2	1.454	.144	3.51	.31	1.178	.120
d3	1.622	-.024	3.84	-.02	1.333	-.035
d4	1.596	.002	4.09	-.27	1.270	.028
vac	.80		1.91		.649	

Las energías están dadas en eV y las entropías en unidades de K (constante de Boltzmann).

La tabla indica que las divacancias a primeros vecinos son las más favorecidas energéticamente, existiendo una levísima diferencia con las divacancias a segundos vecinos. El valor negativo de la energía libre de unión para la divacancia a terceros vecinos indica la inestabilidad de dicho defecto frente a dos vacancias libres. La estabilidad de d1, d2, y d4 frente a dos vacancias libres puede ser predicha a partir de los valores positivos de las energías libres de unión, si bien d4 es la menos estable del conjunto. El cálculo de la concentración de equilibrio de divacancias a la temperatura T arrojó una población significativa de 8 divacancias a vecinos cercanos (primeros y segundos) por cada 1000 sitios vacantes, con una contribución un orden de magnitud menor debida a divacancias axiales.

1. E.J. Savino y A.M. Monti, phys. stat. sol. (b) 121, 513, (1984)
2. C.N. Tomé, A.M. Monti y E.J. Savino, phys. stat. sol.(b) 92, 323 (1979)
3. A.M. Monti y E.J. Savino, Phys. Rev. B 23, 6494 (1981)

6.2. PEQUEÑOS AGLOMERADOS DE VACANCIAS EN METALES DE ESTRUCTURA HCP.

P. Bisio y A.M. Monti

La aglomeración de vacancias en cristales a fin de formar voids y lazos de dislocaciones es un fenómeno importante del estado sólido. Sin embargo, las primeras etapas de dicho proceso no están aún bien entendidas debido a la dificultad de efectuar observaciones experimentales directas sobre defectos puntuales y sus interacciones. Es por ello que los estudios teóricos referentes a estructuras y energías de pequeños aglomerados se hacen necesarios; tales estudios en redes de estructura hcp son el motivo del presente trabajo.

Se considera que un conjunto de vacancias forma un aglomerado o polivacancia cuando cada una de las vacancias del conjunto tiene por lo menos otra vacancia como vecino más próximo. Teniendo en cuenta dicha restricción y las simetrías propias de la estructura cristalina se pueden predecir las distintas configuraciones espaciales de aglomerados de n vacancias, cada uno de los cuales tiene un grupo propio de variantes cristalográficas.

Un estudio efectuado en (1) indica que en redes hcp ideales pueden formarse 9 trivacancias, 57 tetravacancias y 458 pentavacancias diferentes. Debido al gran número de tales configuraciones, en el presente trabajo sólo se estudiaron las 9 trivacancias y algunos aglomerados de 4,5, 6 y 7 vacancias, eligiéndose entre los posibles aquellos de mayor compatibilidad con geometría tridimensional, bidimensional y lineal. Los mismos se muestran en la figura 6.2.1.

Utilizando la técnica de Simulación por Computadora en la red del Mg cohesionada por el potencial interatómico P5C mencionado en el trabajo 6.1., y aplicando las relaciones (1), (2) y (3) allí expuestas, fueron calculadas las energías y entropías de formación y unión de los aglomerados. Los resultados obtenidos figuran en la tabla 6.2.1, donde G_f ha sido calculada a 913 K. Utilizando los valores de energías y entropías correspondientes a la vacancia y a los cuatro tipos de divancias presentados en el trabajo 6.1. es posible predecir, sin necesidad de efectuar cálculos computacionales, la energía, entropía y energía libre de unión y formación de

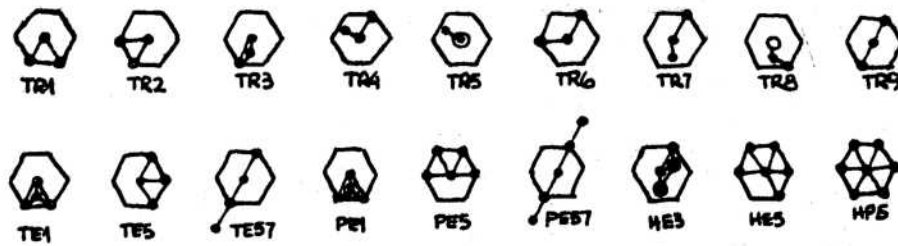


Figura 6.2.1 - Diagramas de las 9 trivacancias y algunas otras polivacancias (1), y nomenclatura a usar en este trabajo. Los aglomerados están proyectados sobre el plano basal; los sitios vacantes son representados por puntos o círculos, estos últimos pertenecen a los planos basales equivalentes más próximos a los utilizados para la proyección.

Conf	E_f [eV]	S_f [k]	G_f [eV]
TR1	1.963	5.51	1.563
TR2	1.967	5.51	1.563
TR3	1.969	5.78	1.541
TR4	2.134	5.93	1.683
TR5	2.108	6.05	1.665
TR6	2.109	5.93	1.674
TR7	2.110	5.96	1.672
TR8	2.112	6.11	1.660
TR9	2.103	5.90	1.677
TE1	2.337	6.90	1.829
TE5	2.475	7.11	1.958
TE57	2.761	7.74	2.197
PE1	2.702	8.25	2.099
PE5	2.981	8.65	2.357
PE57	3.415	11.13	2.595
HE5	3.490	10.24	2.752
HE6	3.491	9.94	2.776
HP5	3.852	11.70	3.013

Tabla 6.2.1

cualquier aglomerado de vacancias. Para ello, dado que en un aglomerado de n vacancias hay $n(n-1)/2$ enlaces entre pares de defectos, se supone que la energía, entropía o energía libre de unión del aglomerado (indicadas genéricamente con X) puede escribirse como:

$$X_u^{ag} \approx \bar{X}_u^{ag} = \sum_i (X_u^{dj}) \quad (1)$$

donde se suma sobre cada enlace, identificado con el subíndice i , siendo dj , con $j=1,2,3,\dots$, el tipo de divacancia correspondiente al mismo. El parámetro X_f correspondiente a la

formación del aglomerado resulta:

$$X_f^{ag} \approx nX_f^{vac} - \bar{X}_u^{ag} \quad (2)$$

Los valores a predecir, utilizando el modelo propuesto, difieren de los obtenidos con Simulación por Computadora en un 2% para la energía configuracional, en un 5% para la entropía y en un 1% para la energía libre. Tales diferencias existen debido a la relajación de la red cristalina en presencia del defecto. Cabe destacar, por lo tanto, la importancia de dicha contribución en la alteración de los modos vibracionales de la red; siendo sin embargo insignificante para la energía configuracional, donde la contribución de la energía de relajación es despreciable frente a la de vínculos (ver trabajo 6.1). Este comportamiento de la estructura hcp, en lo que respecta a energías configuracionales, difiere radicalmente del mostrado por estructuras fcc (2).

La figura 6.2.1 muestra que para diferente número de vacancias los aglomerados pueden clasificarse, según su geometría, en tridimensionales, bidimensionales, y lineales. Eligiendo dentro de cada tipo los de mayor compacidad, los cálculos muestran que los tridimensionales son los más probables de ser obtenidos a altas temperaturas, mientras que los lineales son los de menor probabilidad.

1. A.G. Crocker, Phil. Mag. 32, 379 (1975)
2. A.G. Crocker, M. Doneghan y K.W. Ingle, Phil. Mag.A, 41, 21 (1980)

6.3. NUCLEACION DE BURBUJAS DE He EN METALES BAJO IRRADIACION CON PARTICULAS α .

A. Marino, S. Harriague y E.J. Savino

La importancia del estudio del helio en los metales está dada por su comportamiento en reactores rápidos de fisión y en los futuros reactores de fusión. En este último caso el problema está orientado a la primera pared

del recipiente en que está confinado el plasma. Las teorías de fragilización de materiales irradiados que contienen helio se basan en que ésta se origina por nucleación de burbujas en borde de grano. En la literatura de nucleación y crecimiento de burbujas no se da, en general, la importancia debida al problema de la nucleación y se parte de la suposición que las burbujas están en la etapa de crecimiento. Se postulan distintos caminos de nucleación de las burbujas. En general estos caminos parten de supuestos tales como: 1) Emisión espontánea de auto-intersticiales por determinadas burbujas, 2) imposibilidad de interacción de ciertas burbujas con átomos de helio libre, o incluso, 3) pre-determinar un dado camino para la nucleación y dar cuenta de las mediciones y observaciones macroscópicas.

Basado en la teoría de velocidades de reacción, se implementó un modelo para el estudio de la nucleación de burbujas de helio en cobre irradiado con partículas alfa. Suponemos que la irradiación produce defectos propios de la red (vacancias y auto-intersticiales) y átomos gaseosos de helio. Estudiamos su migración a distintos sumideros incluídas las burbujas. El modelo numérico consiste en 209 ecuaciones diferenciales acopladas, muy duro, cuya resolución solo puede ser encarada por simulación digital, para ello desarrollamos un programa numérico (MECHAS) con el cual analizamos sistemáticamente las velocidades de difusión, temperatura, dosis, secciones de captura, flujo de partículas alfa, densidad de sumideros de la muestra irradiada, energía de las partículas incidentes, etc. Definimos una burbuja (i,j) como a un aglomerado constituido por j vacancias contiguas en cuyo interior hay i átomos de helio. Centramos el estudio de la dependencia con la temperatura en dos casos característicos: 300 K y 600 K.

Se puso en evidencia la importancia de la burbuja (1,1) como germen de todas las burbujas existentes y la de mayor población en todos los casos. Para irradiación con partículas alfa a temperatura ambiente no hay emisión térmica de especies móviles (auto-intersticiales, vacancias y átomos de He de la red) por sumideros (dislocaciones, borde de grano y burbujas). Las vacancias tienen una movilidad casi nula que favorece su aniquilación con auto-intersticiales. La alta difusividad de los auto-intersticiales hace que estos sean casi inexistentes en la red. Una alta irradiación de

la muestra produce una formación de burbujas del tipo (i,1), es decir formación de burbujas por absorción de átomos de helio. En estas condiciones, la alta difusividad de los auto-intersticiales asociado con el gran número de los mismos creados por la irradiación, tornan inestables a las burbujas. Estas son continuamente aniquiladas por recombinación I-V, liberando nuevos átomos de He, que contribuyen a la nucleación de nuevas burbujas (1,1). La concentración de burbujas (1,j) con $j > 1$ es despreciable.

A altas temperaturas (600K), la mayor difusividad de las vacancias produce mayor variedad de burbujas (1,J), pero una menor concentración total de burbujas, que a temperatura ambiente (300K). En estas condiciones, las dislocaciones actúan como centros de recombinación de pares de Frenkel. El número de átomos retenidos por el borde de grano también es mucho mayor a 600 K que a 300K. Teniendo en cuenta la dependencia de la fragilización de metales irradiados con el helio atrapado en el borde de grano, es de esperar diferencias en esa propiedad para muestras irradiadas en condiciones si milares, pero a distintas temperaturas.

El programa MECHAS permite simular todas las condiciones mencionadas. Se destaca su importancia para interpretar experiencias y completar teorías de fragilización.

6.4. DIFUSION BAJO IRRADIACION

R. Pasianot y E. Savino

Se trata de estudiar la difusión de un material depositado sobre un sustrato mientras incide un haz de partículas energéticas.

El problema tiene dos aspectos fundamentales:

- a) "Radiation enhanced diffusion" (difusión incrementada por radiación): es la difusión química que tiene lugar en presencia de defectos generados por la radiación.
- b) "Ion beam mixing" (mezclado por haz iónico): es la mezcla de tipo balística

co que genera el haz incidente ya en forma directa o a través de la cascada.

Además debe tenerse en cuenta la presencia de fenómenos como por ejemplo las distintas reacciones que pueden ocurrir entre las especies que intervienen, la formación de nuevas fases, etc.

Hasta el presente se ha adaptado y optimizado un programa de cálculo por computadora ("TRIM") (1) que mediante un método de Montecarlo permite obtener perfiles de daño en materiales compuestos; dicha adaptación consistió en ajustar el potencial de interacción proyectil-blanco mediante "spline-fitting" (ajuste por tramos), en lugar de exponenciales del original, lo cual permitió reducir el tiempo de CPU a la tercera parte aproximadamente.

En las figuras 6.4.1 y 6.4.2 se muestran los perfiles de daño (sobre la base de 1000 partículas incidentes, tiempo CPU $\sim 10'$ en IBM 370 del CAC) para el caso de un haz de Ar^+ incidente sobre un blanco compuesto de una película de Sn de 800 Å de espesor depositada en Fe, que sería una geometría típica de estudio.

La discontinuidad que se observa en la interfase se debe a que la energía se transfiere mucho más eficientemente en la colisión Ar-Fe ($M_{\text{Ar}} = 39.95$, $M_{\text{Fe}} = 55.85$) que en la colisión Ar-Sn ($M_{\text{Sn}} = 118.69$).

Por otra parte, se está en contacto con un grupo experimental brasileño del Instituto de Física de la UFRGS, el cual aportará las mediciones para algunos sistemas particulares similares al presentado más arriba.

1. Biersack y Haggmarck, Nucl. Inst. and Meth. 174, 257 (1980).

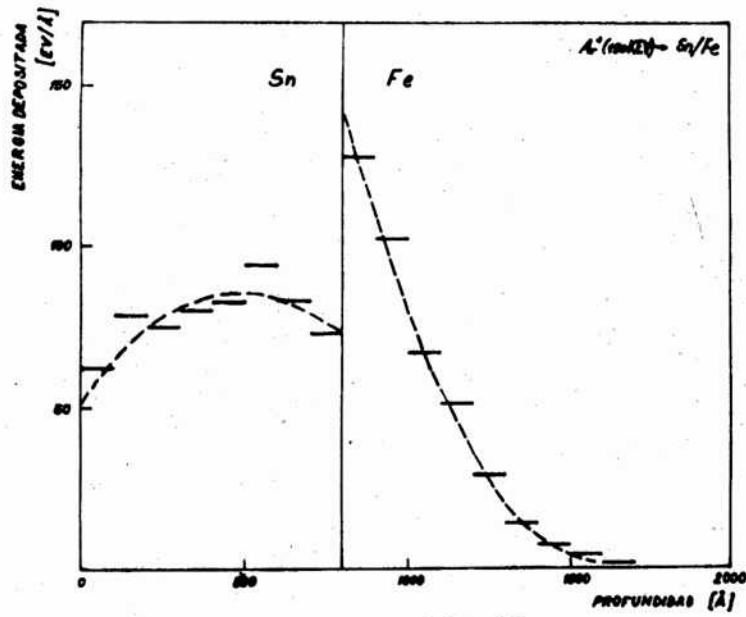


Figura 6.4.1.

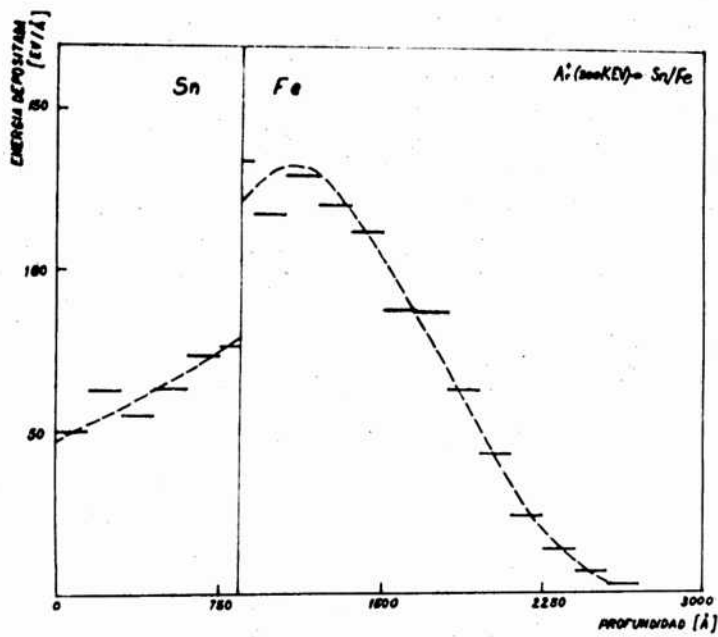


Figura 6.4.2

6.5 IMPLANTACION DE Sn EN Fe

E. García, E.J. Savino, S. Hild y R. Pasianot

El objetivo del presente trabajo fue comparar un perfil de implantación calculado según el código mencionado en el trabajo 6.4 con la determinación experimental correspondiente.

Para ello se dispuso de una placa de Fe irradiada con un haz de Sn^+ de 200 keV y se la erosionó con un haz de A^+ determinando simultáneamente la concentración de Sn mediante la técnica de Auger.

La figura 6.5.1 muestra el cálculo teórico en tanto que la 6.5.2 es el resultado experimental; la escala en ordenadas fue adaptada de modo que los máximos tuviesen igual altura. En la experiencia se mide la profundidad a través del tiempo y la corriente del haz de A^+ asignando un factor de conversión de $2 \text{ \AA}/\mu\text{A min.}$ Este factor es sólo una estimación, por lo tanto se han representado con puntos los valores correspondientes a él y con triángulos los correspondientes a un factor de $2.5 \text{ \AA}/\mu\text{A min.}$

Como se ve, mientras la posición de los máximos es aproximadamente la misma, el pico experimental es más ancho y se extiende más en profundidad; tal divergencia puede deberse principalmente a dos razones:

- a) Un efecto inherente a la técnica usada: el "sputtering" con el haz de A^+ distorsiona el perfil de implantación debido a la multitud de colisiones que provoca en regiones alejadas de la superficie. Debido a esto la cola de Sn se extiende en profundidad debido a la reimplantación que causa el propio haz de A^+ (1).
- b) La difusión del Sn ya sea mediante los defectos que él mismo generó al ser implantado o a través de aquellos defectos que genera el haz de A^+ durante el análisis de la muestra ("Radiation enhanced diffusion").

1. M.U. Littmark y W.O. Hofer, Nucl. Inst. and Meth. 168, 329 (1980).

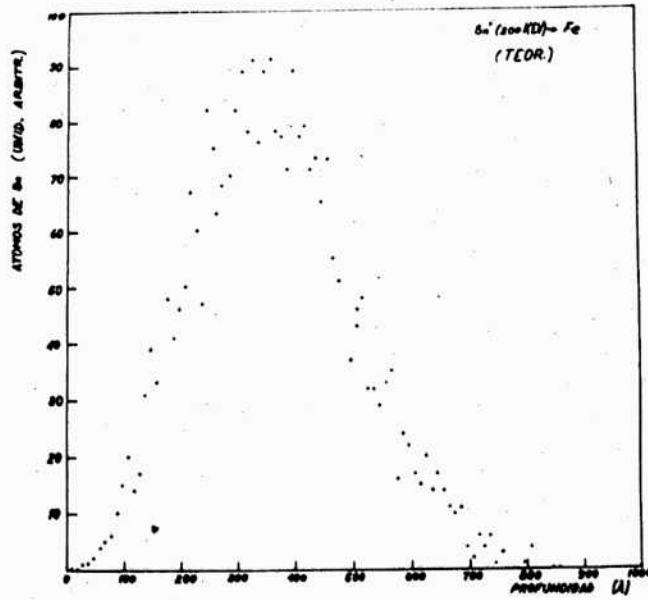


Figura 6.5.1.

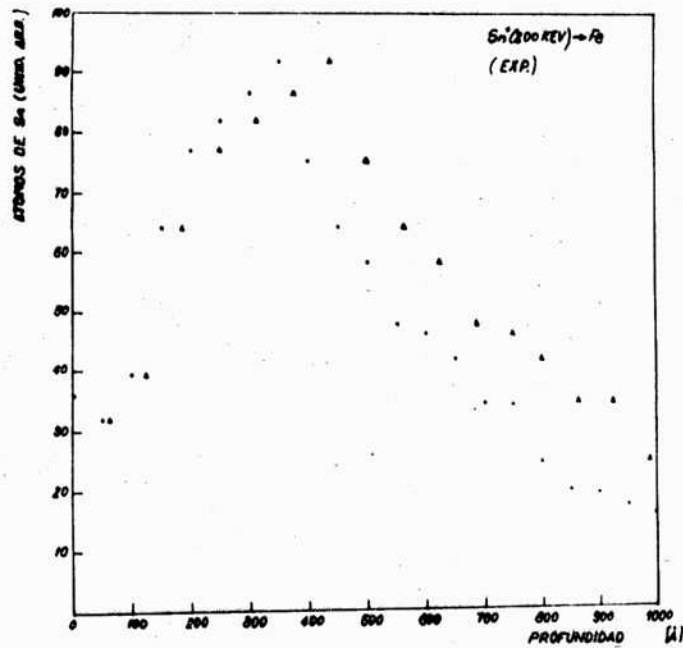


Figura 6.5.2.

6.6 ANALISIS DE LOS EFECTOS DE LA TEXTURA CRISTALOGRAFICA SOBRE LA ANISOTROPIA MECANICA DE CHAPAS DE ACERO.

N. Mingolo, M. Ortiz, A. Pochettino

En el presente trabajo se estudia el efecto de la textura sobre el comportamiento elástico y plástico de chapas de acero calmado tradicional, las que fueron provistas por Propulsora Siderúrgica. Las chapas utilizadas fueron sometidas a distintos tratamientos termomecánicos:

Muestra 1: chapa laminada sin recocido.

Muestra 2: chapa laminada de la muestra 1 más una reducción del 50%.

Muestra 3: chapa laminada de la muestra 1 con un recocido industrial a una temperatura del orden de 700°C.

Las correspondientes texturas cristalográficas fueron descriptas cuantitativamente utilizando la Función Distribución de Orientaciones Cristalinas. La tabla 6.6.1 presenta los valores de las principales componentes de textura y los valores $F(g)$ correspondientes al máximo de la FDOC asociada a dichas componentes.

En el rango elástico, se analizó el comportamiento del módulo de Young anisotrópico, el cual fue calculado utilizando la llamada aproximación de Voigt-Reuss-Hill y la textura del material (1), siendo determinado experimentalmente por un método dinámico. La anisotropía de la deformación plástica fue estudiada a partir del análisis de la evolución del coeficiente de Lankford en el plano de la chapa (2).

En la tabla 6.6.2 se presentan los valores del módulo de Young anisotrópico $E(\alpha)$ y en la tabla 6.6.3 los valores del coeficiente de Lankford $R(\alpha)$, calculados de acuerdo al modelo de Taylor con hipótesis de deslizamiento no cristalográfico, los resultados obtenidos introduciendo los coeficientes de textura provenientes de medidas de $E(\alpha)$ en el cálculo del coeficiente de Lankford (R^*) y los obtenidos experimentalmente a partir de ensayos de tracción.

Para cada muestra, el comportamiento de los valores de $E(\alpha)$ y $R(\alpha)$ experimentales y calculados presentan un razonable acuerdo si se tiene en cuenta las limitaciones de los modelos utilizados. Una mejor presentación del comportamiento elasto-plástico del material, además de considerar la influencia de la textura, requeriría una descripción más completa de su microestructura a partir de observaciones de Microscopía Electrónica por transmisión y la posterior introducción en los modelos utilizados.

1. G. Davies, D. Goodwill, J. Kallend, Met. Trans., 3, 1627 (1972)
2. A. Pochettino y N. Mingolo, Informe de Actividades, Dpto. Mat., 1982, p. 74.

Muestra	(hkl) <uvw>	F(g)
1	(001) <110>	3.8
	(111) <112>	4.7
	(111) <110>	3.1
2	(001) <110>	4.5
	(111) <112>	6.8
	(111) <110>	5.6
3	(111) <110>	10.2
	(111) <112>	7.7

Tabla 6.6.1

(hkl): Familia de planos paralela la superficie de la muestra.
<uvw>: Dirección de dichos planos paralelos a la dirección de laminado.

Tabla 6.6.2

Muestra	$E(\alpha)$	$\alpha = 0^\circ$	$\alpha = 45^\circ$	$\alpha = 90^\circ$	E
1	Experimental	2.10	2.08	2.17	2.11
	Calculado	2.10	2.11	2.16	2.12
2	Experimental	2.29	2.07	2.35	2.20
	Calculado	2.17	2.08	2.24	2.16
3	Experimental	2.07	2.22	2.14	2.16
	Calculado	2.14	2.24	2.15	2.18

Tabla 6.6.3

Muestra	$R(\alpha)$	$\alpha = 0^\circ$	$\alpha = 45^\circ$	$\alpha = 90^\circ$
1	Calculado	0.80	1.10	1.20
	R*	0.96	1.15	1.10
	Experimental	0.70	1.00	0.80
2	Calculado	0.75	1.58	1.10
	R*	1.05	1.97	1.20
	Experimental	0.85	1.38	0.70
3	Calculado	2.37	1.36	2.05
	R*	1.42	1.17	1.63
	Experimental	1.25	1.15	1.45

6.7 ANISOTROPIA DEL COMPORTAMIENTO PLASTICO DE MATERIALES DE ESTRUCTURA HEXAGONAL: CHAPAS DE TITANIO.

A. Pochettino, M. Pernot* y R. Penelle*

* Lab. Met. Phys., Univ. Paris Sud, Orsay, Francia

La aptitud al embutido de chapas metálicas está fuertemente ligada al coeficiente de anisotropía de Lankford. Es conocido que a mayor valor medio de dicho coeficiente mayor será la altura del producto final y que a menor dispersión de los valores de dicho coeficiente en el plano de la chapa menor será el orejeado y las variaciones de espesor en las paredes del recipiente obtenido. El objeto de este estudio es determinar el rol de las principales componentes de textura de laminado y de recristalización sobre la anisotropía plástica de materiales de estructura hexagonal, en este caso chapas de Titanio que se utilizan en la construcción de contenedores de productos altamente corrosivos.

El comportamiento mecánico de las chapas de Ti es descripto utilizando el modelo de Taylor, siendo las deformaciones producidas por mecanismos de deslizamiento prismático y basal y por maclado. Las texturas cristalográficas son introducidas en el modelo utilizando la Función Distribución de Orientaciones Cristalinas (FDOC). (1).

Respecto de las texturas, cabe señalar que, en el material laminado, la principal componente de textura corresponde a la orientación $\{11\bar{2}5\} \langle 10\bar{1}0 \rangle$, observándose otras dos componentes: $\{10\bar{1}3\} \langle 11\bar{2}0 \rangle$ y $\{0001\} \langle uv\bar{t}w \rangle$. Para reducciones por laminado mayores al 80%, solamente se observa la componente $\{11\bar{2}5\} \langle 10\bar{1}0 \rangle$.

A fin de analizar por separado el efecto de estas componentes y de distintas dispersiones asociadas a ellas sobre el coeficiente de Lankford, utilizando una representación reducida de texturas se generaron distintas FDOC representativas de los diferentes estados metalúrgicos. Introducidas estas funciones en el modelo de comportamiento mecánico, los resultados más importantes obtenidos hasta el momento indican que:

- Se observa un buen acuerdo entre los valores de los coeficientes de Lankford obtenidos experimentalmente a partir de experiencias de tracción, los calculados utilizando la FDOC que proviene de resultados experimentales de difracción de Rayos X y los calculados utilizando una representación reducida de textura que intenta simular la FDOC experimental, Figura 6.7.1
- La variación del coeficiente de anisotropía de Lankford en el plano de la chapa está controlado por la dispersión del eje $\bar{c}$ respecto de las componentes principales de textura. En consecuencia, las curvas $R(\alpha)$ para el material laminado y el recristalizado inicialmente serán similares. La diferencia en el comportamiento mecánico de estos materiales estará controlada por el endurecimiento anisotrópico. Una comprensión de estos resultados requiere del análisis microestructural del material bajo deformación.
- El valor medio del coeficiente de Lankford muestra una fuerte dependencia de la componente $\{0001\} \langle uv\bar{t}w \rangle$, resultando entonces de interés la búsqueda de tratamientos termomecánicos que permitan el desarrollo de esta componente.

Dado que las chapas de aleaciones de base Zirconio presentan componentes de textura similares a las del Ti, se espera extender este estudio a dichos materiales.

The Iron and Steel Inst. of Japan, 1, 438 (1981).

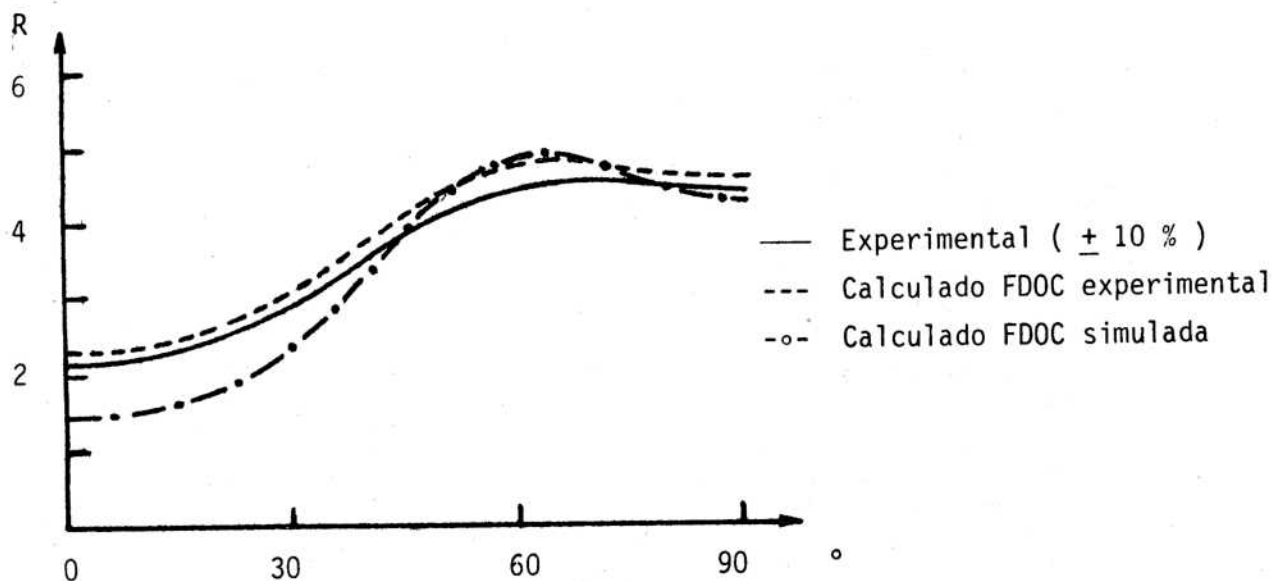


Figura 6.7.1. Variación del coeficiente de Lankford en el plano de una chapa de Titanio.

6.8 RELACION DE POISSON EN ALEACIONES DE CIRCONIO

(Ver trabajo 4.6)

6.9 MODELO DE DEFORMACION ELASTO-PLASTICA DE POLICRISTALES CUBICOS CENTRADOS EN LAS CARAS.

S. Terlisky, S. Harriague, E.J. Savino

Se presenta un modelo para calcular el tensor de deformaciones elasto-plásticas de un policristal texturado de estructura fcc en función de un estado de cargas exteriores que provoca tensiones homogéneas.

La textura del policristal queda definida por un número finito de orientaciones de grano, ponderadas según su densidad en volumen. En cada grano la deformación plástica ocurre por deslizamiento en los 12 sistemas $\{111\} \langle 110 \rangle$, los que son activados al superarse una tensión de corte umbral. El

modelo desarrollado se basa en las siguientes hipótesis:

- 1- La deformación total es superposición de la deformación elástica (supuesta isotrópica) y la plástica; se consideran pequeñas deformaciones.
- 2- En cada sistema de deformación hay endurecimiento lineal, efecto Bauschinger (la tensión umbral se modifica con la tensión tangencial resuelta sobre el mismo sistema), e independientemente entre los distintos sistemas de deslizamiento.
- 3- El proceso es cuasi-estático.
- 4- Sobre cada orientación cristalina actúa un tensor de tensiones homogéneo $\underline{\sigma}^{(s)}$ resultante de la interacción entre granos (1).
- 5- Hipótesis de Taylor (1): para cada orientación el tensor de deformación es uniforme e igual al tensor de deformación del policristal (esto asegura la continuidad del material).
- 6- El tensor de tensiones homogéneo aplicado al policristal $\underline{\sigma}^x$ es el promedio ponderado de las tensiones correspondientes a cada orientación (1):

$$\underline{\sigma}^x = \sum N_s \underline{\sigma}^{(s)}, \quad N_s = \frac{V_s}{\sum V_s}$$
 Esta hipótesis no asegura un equilibrio local, pero sí un equilibrio en promedio.

Este modelo ha sido implementado en un programa de computadora (2). Se presentan resultados utilizando datos y parámetros característicos de Aluminio laminado en frío. Dicho material presenta una pronunciada textura, con las direcciones $\langle 111 \rangle$ en la dirección de laminado y los planos $\{1\ 2\ 3\}$ en el plano de laminación (3). Hay 4 orientaciones mecánicamente distintas con las que puede representarse dicha textura en la aproximación más simple.

En la Fig. 6.9.1 se muestra la deformación elasto-plástica ϵ_{33} en la dirección de tracción normal al plano de laminación, correspondiente a:

- 1) Probeta con una única orientación, 2) probeta con dos orientaciones, y
- 3) probeta con las cuatro orientaciones. Los diagramas son lineales por tramos, y la discontinuidad en la pendiente se produce cuando se activan o desactivan nuevos sistemas de deslizamiento. Puede verse que la generación de

tensiones intergranulares conduce a una disminución de la deformación cuando aumenta el número de orientaciones en el policristal.

En la Fig. 6.9.2 y para 4 orientaciones se muestra la deformación transversal ϵ_{22} y la relación entre deformaciones transversales $R = \epsilon_{22}/\epsilon_{11}$. En la parte elástica $R=1$ por haberse supuesto elasticidad isótropa, mientras que en la zona plástica se predice una fuerte anisotropía.

Las curvas tensión-deformación predichas corresponden cualitativamente a las observadas experimentalmente. Por otra parte, la flexibilidad del modelo permite incorporar distintas leyes de endurecimiento, interacción entre sistemas de deslizamiento, densidad de dislocaciones, efecto de tamaño de grano, etc. Frente a los modelos pre-existentes, donde por lo general se prescriben deformaciones, el hecho de prescribir tensiones en este caso aporta la posibilidad de resolver nuevos problemas.

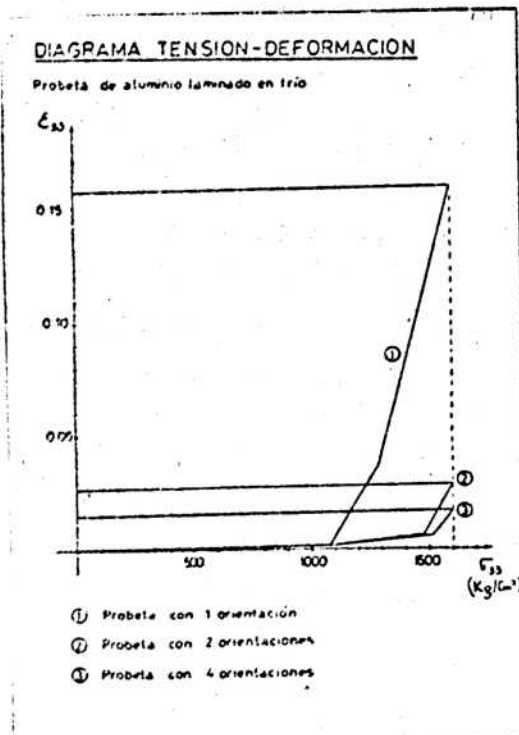


Fig. 6.9.1

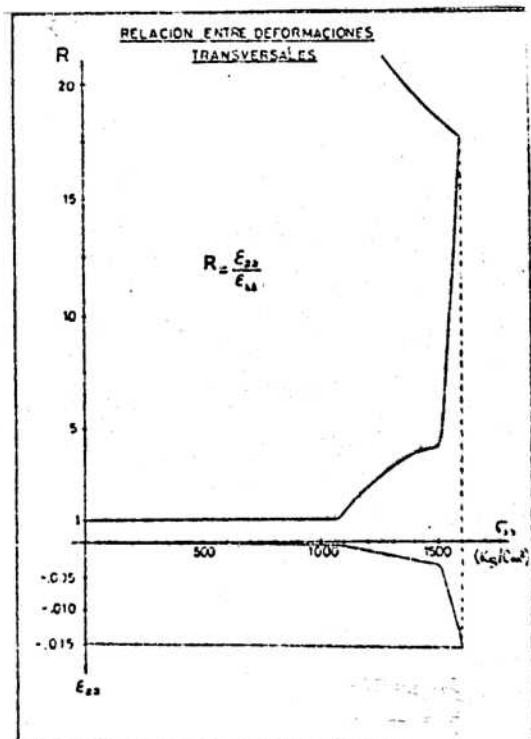


Fig. 6.9.2

1. E.J. Savino y C.E. Laciana (1980) Radiation induced creep and growth of zirconium alloys. J. Nucl. Mater. 90, p.89.
2. S.N. Terlisky (1984) Plasticidad en policristales cúbicos centrados en las caras. Seminario de Física, Facultad Ciencias Exactas y Naturales, UBA.
3. A. Pochettino (1981). "Calcul du profil des cornes d'emboutissage en retreint d'alliages d'aluminium". Université de Paris Sud, Orsay.

6.10 ALGUNAS OBSERVACIONES SOBRE LA RELACION ENTRE LA MICROESTRUCTURA DEL Zr., SUS CARACTERISTICAS ESTATICAS Y DINAMICAS, Y SU COMPORTAMIENTO BAJO IRRADIACION.

E. J. Savino y N. Smetniansky de De Grande.

Por economía neutrónica y resistencia a la corrosión, los tubos de presión de los reactores tipo CANDU son fabricados con aleaciones de base Zr. Estos tubos sufren bajo irradiación deformaciones permanentes, como por ejemplo creep y crecimiento bajo irradiación. Ambos fenómenos son de relevante importancia en el diseño de reactores de uranio natural y agua pesada, dado que su incidencia en los tubos de presión genera la eventual necesidad de cambiarlos entre los 15 y los 20 años de servicio con la consiguiente carga económica que ello implicaría.

En la primera parte de este trabajo se resume el estado de conocimiento de los fenómenos de creep y crecimiento bajo irradiación en aleaciones de Zr llegando a la situación actual.

El objetivo de este trabajo es tratar de analizar el comportamiento microestructural del Zr y sus aleaciones con la idea de explicar el comportamiento macroscópico del tubo de presión, en lo que a los fenómenos de creep y crecimiento bajo irradiación se refiere.

Utilizando la teoría desarrollada en (1), basada en la teoría de veloci

dades de reacción, se considera un modelo para el que los defectos producidos por irradiación tienen como sumideros dislocaciones y bordes de grano, resultando así la conservación de volumen. Aceptando la validez del modelo microestructural desarrollado, se predice, tanto en tubos de presión como en vainas combustibles un incremento sustancial en la velocidad de deformación axial a medida que el material se somete a irradiación. Para comprender la importancia de tener una predicción confiable de este fenómeno, se cita que en (1) se predice una deformación de un tubo de presión del 6% en la dirección axial por crecimiento, al cabo de 30 años de irradiación (dosis = 3×10^{26} n/m²), mientras que si se interpola los valores iniciales de crecimiento, éste sería del 2% (del orden de lo aceptado en el diseño).

En (2) se hace un estudio detallado de la influencia de la textura en los fenómenos de crecimiento y creep bajo irradiación, y se analiza cómo se llegan a definir texturas discretas aproximando a la textura real del tubo de presión y la vaina combustible. Siguiendo con el estudio de parámetros de relevante importancia en el análisis de creep y crecimiento, se introducen en este trabajo distintos valores del coeficiente de difusividad, D_v^0 , y de las energías de formación y migración de vacancias en Zr. Estos valores, hallados en la literatura, presentan una gran dispersión. Si se supone que la difusión se produce por un mecanismo de vacancias, esta dispersión implica una gran incerteza en los valores de energías de migración y formación de vacancias. Los primeros (migración) deben influir fundamentalmente en el crecimiento por irradiación a temperaturas relativamente bajas, mientras que la energía de activación para autodifusión (suma de la de migración y formación de vacancias) determinará el creep térmico.

En las figuras 6.10.1 y 6.10.2 se presentan resultados correspondientes a creep térmico primario. Este ha sido calculado para Zr suponiendo el mecanismo de trepado de dislocaciones prismáticas como dominante. Se han utilizado autoconsistentemente diferentes valores de la energía de difusión y de D_v^0 para construir el coeficiente de migración de vacancias y calcular su energía de formación. Observando la diferencia en los valores de deformación predichos, vemos las relevancias de estos valores de difusión en cuanto a las predicciones teóricas del fenómeno de creep.

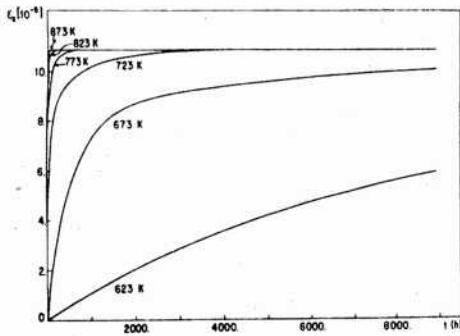


Figura 6.10.1 - Predicciones de creep térmico primario en Zr consistentes con los valores de autodifusión medidos por Flubacher (3).

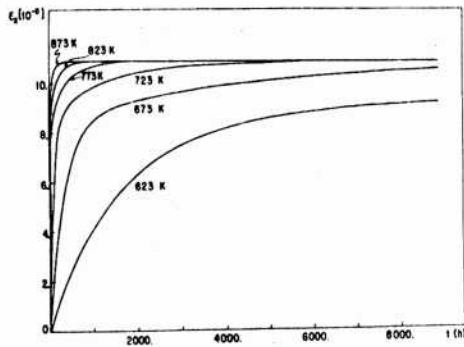


Figura 6.10.2 - Idem que 6.10.1 considerando los valores de autodifusión medidos por Horvath et al. (4).

1. E.J. Savino and C.E. Laciana, J. Nucl. Materials, 90, 89 (1980).
2. N. Smetniansky de De Grande, A.A. Pochettino, E.J. Savino, CNEA-NT 6/83.
3. P. Flubacher "Self diffusionsversuche in Zirkon", E.I.R. Bericht Nr.49 (1963).
4. J. Horvath, F. Dymont and H. Mehrer. Spring Meeting Deutsche Physikalische Gesellschaft (1983).

6.11 DEFORMACION PLASTICA DE METALES MEDIANTE COMPUTADORA.

E.J. Savino, S. Harriague y S. Terlisky

De una revisión de los distintos modelos utilizados para calcular la deformación plástica de policristales, se concluye que los modelos autoconsistentes no han sido aplicados al estudio de policristales altamente texturados.

Se presenta un modelo que supone que los distintos granos de un policristal deforman igual entre sí, y que la tensión aplicada al cuerpo en cuestión está en equilibrio con la media ponderada en volumen de las tensiones intergranulares. Dicho modelo es aplicado a dos casos:

- 1 - Deformación plástica independiente del tiempo de policristales fcc de alta textura. El mecanismo microestructural de deformación en cada grano es el deslizamiento de dislocaciones. Se muestra en este caso el papel de la interacción entre granos para disminuir la deformación plástica del policristal con respecto a la de un material con una única orientación de grano.
- 2 - Creep y crecimiento bajo irradiación de policristales hcp altamente texturados. En este caso el mecanismo principal para la velocidad de deformación en cada grano es el trepado de dislocaciones. Las tensiones intergranulares creadas por la deformación de los distintos granos son responsables de la variación de la velocidad de deformación con la deformación alcanzada.

Los resultados de ambos modelos concuerdan cualitativamente con las observaciones experimentales en ensayos de materiales de alta textura. Han sido implementados en programas de computadora que permiten la fácil introducción de distintos mecanismos microestructurales de deformación en el grano.

6.12 EL CODIGO BACO: SU APLICACION A BARRAS COMBUSTIBLES DE URANIO NATURAL S. Harriague y E.J. Savino

Se utiliza el código BACO para simular condiciones típicas de operación del combustible de la CNAI y la CNE. Para ambos casos, se analiza la sensibilidad de las predicciones frente a cambios de potencia de magnitud esperable en dichas centrales.

Para la CNAI se analizó el efecto de aumentar 15% la potencia generada,

para un combustible que sigue el camino de tres posiciones en el núcleo.

Los resultados de la simulación indican que la temperatura central del combustible sigue las variaciones de potencia. El máximo incremento de temperatura central debido al incremento de potencia ocurre cuando el combustible está en la zona I del núcleo del reactor. Dicho incremento es inferior a 300°C, pero es suficiente para que se produzca reestructurado del UO_2 y la consiguiente apertura de un canal central por migración de porosidad.

La mayor influencia del incremento de potencia se produce sobre la liberación de gases de fisión. La Figura 6.12.1 muestra que un aumento del 15% en la potencia duplica el volumen de gases liberado. Sin embargo tanto el bajo quemado de extracción del combustible, como la pre-presurización con He y el achatamiento de la potencia generada en los extremos de la barra, hacen que la contaminación del gas de llenado por productos de fisión sea baja durante la estadía en el reactor. Consecuentemente, no son detectables incrementos de temperatura del combustible debidos a pérdida de conductividad de los gases en el gap pastilla-vaina.

Para el combustible de la CNE se estudió el efecto de una elevación de aproximadamente 10% en la potencia. Los resultados son similares a los de la CNAI, tanto en lo referente al incremento de la temperatura de las pastillas como al aumento en la liberación de gases de fisión. Sin embargo hay diferencias cualitativas con el comportamiento antes descripto. El combustible CNE no está pre-presurizado, y por lo tanto los productos de fisión gaseosos llegan a ser preponderantes en la mezcla de gases dentro de la barra. Por otra parte la barra es más corta que en la CNAI, y por lo tanto en la zona central del tubo de presión toda la longitud del combustible está sometido a alta potencia. Además el colapso de vaina y el pequeño plenum existentes por diseño hacen que la liberación de gases incremente notablemente la presión interior en la barra. Esto lleva, entre otros efectos, a elevación de temperatura debida a pérdida de conductividad del gas de llenado.

Dada la importancia de la liberación de gases en este tipo de combustible, se analizó el efecto de incluir en el cálculo dos modelos distintos de liberación de gases (1,2).

En la figura 6.12.2 se ve que las predicciones de ambos modelos son muy distintas. Se concluye la necesidad de profundizar el estudio de la liberación de gases de fisión en los combustibles nacionales.

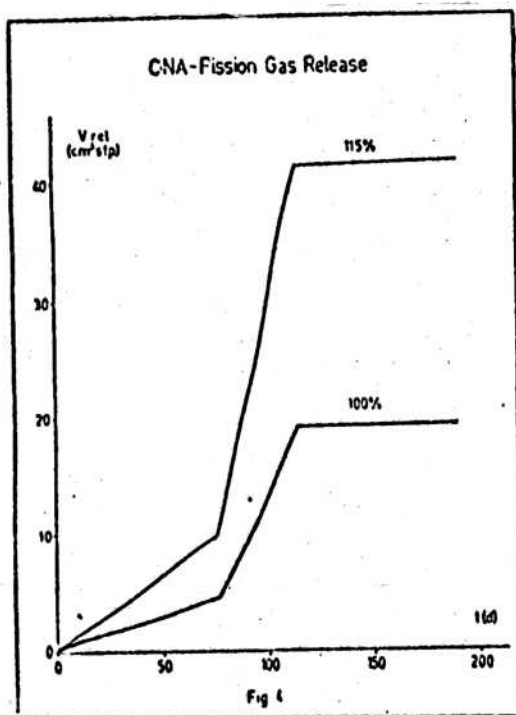


Figura 6.12.1

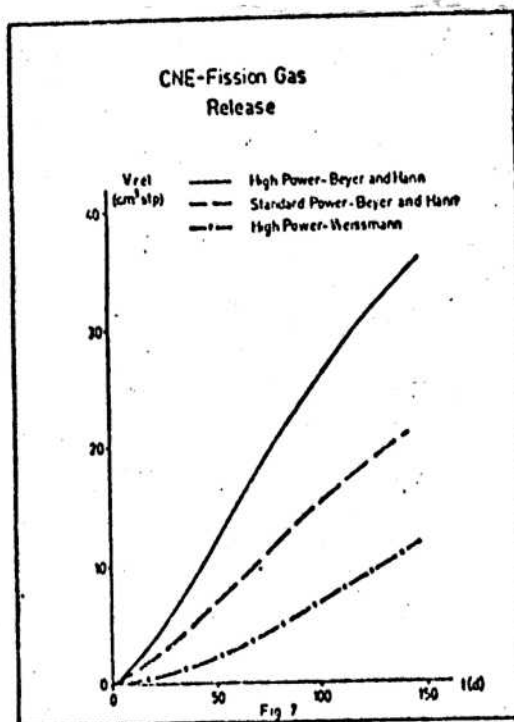


Figura 6.12.2

Como conclusión general, se evidencia la importancia que pueden tener fluctuaciones de la potencia generada en un canal respecto de sus valores nominales. Dado que las centrales de potencia no cuentan con instrumentación que permita medir dichas variaciones locales en el núcleo, se ve la importancia de utilizar códigos de simulación de combustibles como BACO para estudiar los efectos de hipotéticas fluctuaciones.

1. Modelado de los resultados de Beyer y Hann en: M.G.Andrews. Light Water reactor fuel rod modeling code evaluation. EPRI Report NP-369 (1977).

2. Modelo de Weismann en :MATPRO-09: A handbook of materials properties for use in the analysis of LWR fuel rod behavior. TREE-NVREG-1005 (1976).

6.13. RESULTADOS DEL CODIGO BACO PARA EL EXPERIMENTO D-COM (OIEA) SOBRE LIBERACION DE GASES.

S. Harriague y E.J. Savino

OIEA organizó un experimento sobre liberación de gases de fisión en el cual participaron códigos de simulación de comportamiento de combustibles de distintos países. Los datos fueron tomados de un experimento en el reactor de Halden, y los resultados de los ensayos post-irradiación fueron hechos públicos luego de la presentación de las predicciones de los distintos códigos, entre ellos BACO.

La irradiación consistía de un período de 3 años a potencia muy baja - máximos iniciales de ~ 300 w/cm para luego permanecer durante la mayoría de la irradiación por debajo de 200 W/cm-. A continuación el combustible su frió una rampa de potencia lenta (70 horas) hasta potencias relativamente bajas (inferiores a 350 W/cm).

El código BACO fue utilizado para simular la irradiación. En la figura 6.13.1 se muestra la evolución de la temperatura central de una de las tres barras irradiadas; las ceramografías en el análisis post-irradiación revelaron cambios microestructurales consistentes con las bajas temperaturas pre dichas por BACO.

Las predicciones de BACO sobre liberación de gases durante la irradiación base indican que, debido a las bajas temperaturas alcanzadas, dicha liberación es casi nula; este resultado coincide con los valores experimentales. Sin embargo, la fuerte liberación de gases medida durante la rampa final de potencia no es ajustada por BACO, que predice una liberación muy baja. Si bien el hecho que BACO no incluya un modelo de liberación de gases durante transitorios permitiría justificar esta diferencia, debe remarcarse que los

valores experimentales de liberación resultan anómalos si se los compara con experiencias similares. Queda pendiente entonces la duda sobre la exactitud ya sea de los valores medidos de gases de fisión, o bien de la determinación del ciclo de potencia real que sufrió el combustible.

El valor de deformación diametral permanente de la vaina predicho por BACO es de $-35,9\mu\text{m}$, que compara muy bien con el medido experimentalmente de $-40\mu\text{m}$. Este ajuste con los valores experimentales es uno de los mejores entre los códigos participantes en D-COM.

Como conclusión de este trabajo, resulta que el código BACO es capaz de dar muy buenas predicciones del comportamiento de barras combustibles irradiadas en condiciones muy alejadas de aquellas para las que dicho código fue pensado, como ser baja potencia e irradiación muy larga. Se evidencia también la necesidad de contar con un modelo confiable de liberación de gases en condiciones transitorias.

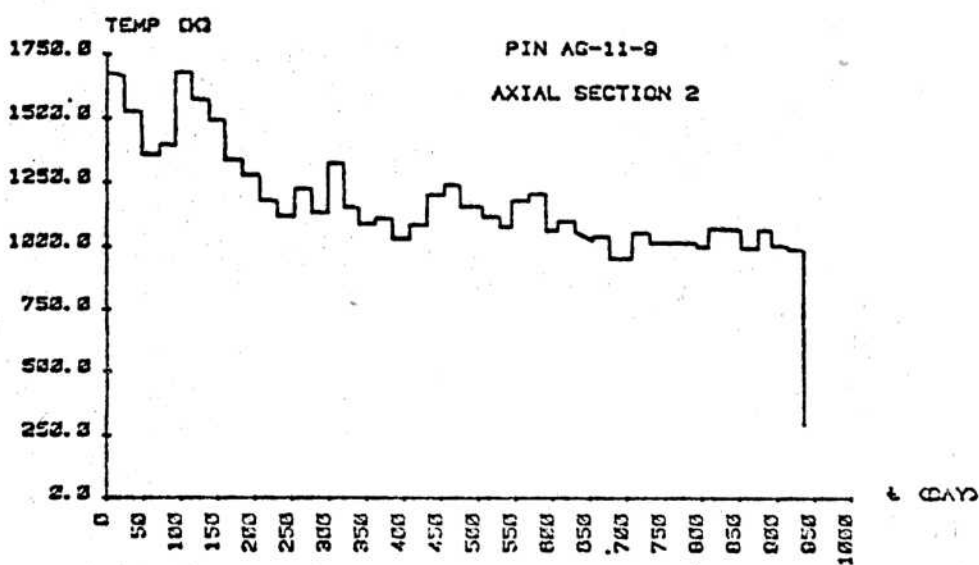


Figura 6.13.1

6.14. ANALISIS DEL COMPORTAMIENTO DE BARRAS COMBUSTIBLES EN REACTORES DE AGUA PESADA.

S. Harriague y E.J. Savino.

Con el código BACO de simulación de barras combustibles (1) se han estudiado algunos aspectos del comportamiento del combustible de las centrales CNAI y CNE:

- 1 - Efectos de la redensificación en el reactor de las pastillas de UO_2 sobre el comportamiento del combustible CNAI.
- 2 - Efectos del pico de flujo localizado en el extremo del elemento combustible ("end-peaking") sobre el comportamiento del combustible CNE.

1 - Redensificación en la CNAI.

Holzer y coautores (2) han presentado predicciones de KWU sobre redensificación de pastillas de UO_2 . Según las mismas, pastillas de 96,26% de la densidad teórica (valor similar al de la CNAI) sufren una redensificación inicial al entrar en el reactor de 0,7%, y para los aproximadamente 6000 Mwd/(t de U) de quemado de extracción de la CNAI habrían redensificado otro 1,5%, con lo que su porosidad final sería del 1,54%. Para quemados mayores, se llegaría a 1,23% de porosidad para 10.000Mwd/(t(u)).

Estos valores de redensificación resultan notablemente superiores a los que la literatura y experiencia internacionales harían esperables para pastillas de alta densidad como las de la CNAI. A fin de analizar sus efectos en el comportamiento del combustible, se corrió el código BACO, para un ciclo típico de la CNAI en el nuevo esquema de tres zonas en el núcleo, utilizando tanto los valores de redensificación de Holzer et al. como una redensificación total de 0,71% a los 200 Mwd/t de quemado, sin variaciones posteriores de porosidad.

Los resultados de BACO muestran que la hipótesis de redensificación de Holzer y coautores conducen a una mucho menor interacción pastilla-vaina

que la otra hipótesis de redensificación analizada. En caso de elevarse el quemado de extracción del combustible de la CNAI las diferencias de predic
ción son aún más notables.

Conduciendo por lo tanto el modelo de Holzer y coautores a predicciones "optimistas" del comportamiento del combustible, y estando además dicho mo
delo fuera de lo observado en distintos tipos de combustible, se recomien-
da tomar con especial cuidado predicciones del comportamiento del combustible
CNAI basadas en dicho modelo.

2 - "End-peaking" en el combustible CNE.

En los reactores tipo CNE se produce un pico de flujo térmico en el ex-
tremo de cada elemento combustible debido a la menor absorción neutrónica
local. Dichos picos pueden ser del orden de 15% entre elementos combus-
tibles en operación normal ("end-peaking" EC/EC), para llegar al 75% en el
combustible que queda en contacto con el refrigerante durante una operación
de recambio ("end-peaking" EC/refrigerante) (3). A fin de estudiar el efecto
de esta sobrepotencia sobre el comportamiento del combustible, se utilizó
el código BACO.

Los resultados indican que el end-peaking EC/EC eleva la temperatura de
la primer pastilla de la barra combustible de la corona exterior en unos
300°C, manteniéndose sin embargo en valores permisibles (menores que 2100°C).
El end-peaking refrigerante/EC, durante los pocos minutos de la operación de
recambio, puede llevar dicha temperatura hasta valores elevados, que sin em-
bargo se mantienen bien por debajo de la temperatura de fusión del UO_2 .

En lo que respecta a la sollicitación mecánica de la vaina, el "end-peaking"
refrigerante/EC puede conducir a valores elevados durante la operación de re
cambio. Por su parte, el "end-peaking" EC/EC no introduce tensiones notables
en la vaina.

Como conclusión general a ambos casos analizados, se destaca la importancia
de contar con una herramienta de cálculo como BACO, que por su solidez
física y estructura modular permite el estudio de distintos tipos de combusti
ble

tibles en variadas condiciones de irradiación.

1. S. Harriague, G. Coroli y E.J. Savino, "Nucl. Eng. and Design 56, 91 (1980)
2. R. Holzer, H. Gross y H. Lettan. Seminario Internacional de Tecnología de Combustibles de reactores de agua pesada. Bariloche (1983)
3. M.H.M. Roshd y H.C. Chow, AECL, 6174 (1978)

6.15. COMPARACION DE PREDICCIONES DEL CODIGO BACO Y DEL CODIGO URANUS DEL IRT-DARMSTADT.

S. Harriague, E.J. Savino, T. Preusser*

* IRT - Universidad Técnica de Darmstadt, Alemania Federal

Se llevó a cabo una detallada comparación entre las predicciones de los códigos de simulación de barras combustibles BACO (Grupo Teoría - Depto. Materiales) y URANUS (IRT - Univ. Darmstadt). Para la comparación se analizaron dos irradiaciones:

- a) Un ciclo de potencia típico del combustible de la CNAI.
- b) Los datos del experimento ciego sobre liberación de gases de fisión D-COM organizado por OIEA.

En la figura 6.15.1 se muestran las predicciones del gap radial pastilla-vaina para el combustible CNAI. Puede verse que la diferencia más significativa surge de utilizar en BACO una descripción mecánicamente anisótropa para la vaina (1); la introducción de la anisotropía del Zry-4 en el código BACO lleva a predicciones del creep hacia adentro de la vaina en las primeras etapas de la irradiación que concuerdan con mediciones experimentales (2). Se concluye que BACO predice interacción mecánica pastilla-vaina por cierre del gap durante la operación normal de la Central, a diferencia de lo que hace URANUS.

Para el combustible CNAI, las predicciones de ambos códigos sobre temperatura del combustible, tensiones y fisuras en las pastillas y liberación

de gases de fisión resultan muy similares.

En la simulación del experimento D-COM de OIEA, consistente en una irradiación de 3 años a baja potencia en el reactor de Halden, seguida de una rampa lenta hasta potencias medianas, ambos códigos predicen valores similares de temperatura y liberación de gases. En particular, ambos subpredicen sensiblemente la liberación de gases durante la rampa final, lo que es debido a que ninguno de los códigos tiene un modelo de liberación de gases durante transitorios.

La tabla 6.15.1 muestra las predicciones y mediciones experimentales de la deformación diametral permanente de la vaina. Puede verse que las predicciones son buenas, sobre todo al fin de la irradiación base. En la tabla 6.15.2 se muestran las deformaciones axiales al fin de la irradiación base. Nuevamente la descripción anisótropa del Zry incorporada en BACO predice un acortamiento de la vaina, resultado consistente con las mediciones de creep bajo presión interna en tubos cerrados de Zry. Por otra parte, BACO considera el "dishing" de las pastillas en sus cálculos, lo que lo lleva a predecir menores elongaciones de la columna combustible.

		Fin irradiación base	Fin de rampa
URANUS	Con modelo re-ubicación	- 42,7	- 33,1
	Versión standard	- 32,4	- 23,1
BACO		- 35,9	- 33,8
Valor experimental		- 40	-10/-15

Tabla 6.15.1 - Deformación diametral permanente de la vaina (μm , CNPT)

	Alargamiento columna combustible	Alargamiento vainas
URANUS		
Con modelo re-ubicación	+ 880	+ 302
Versión standard	+ 1.245	+ 305
BACO	+ 730	- 62

Tabla 6.15.2 - Deformación axial de la barra al final de la irradiación base (μm , CNPT)

1. S. Harriague y E.J. Savino. Material models and numerical simulation of reactor fuel rod performance. Proc. SMIRT-5 Post - Conference Seminar, Berlin (1979)
2. R. Holzer, H. Gross y H. Lettau. Seminario Internacional de Tecnología de combustibles de reactores de agua pesada, Bariloche (1983).

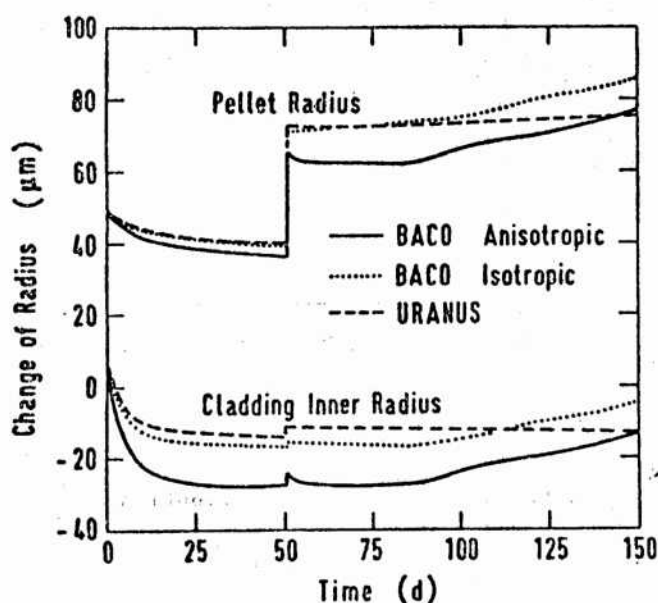


Figura 6.15.1

7. TRATAMIENTOS TERMOMECAÑICOS

7.1 FASES PRESENTES EN EL SISTEMA Zr-Sn.

L. Roberti* y D. Arias

* CIC

Se continuó el estudio de las fases presentes en el diagrama Zr-Sn.

Se determinaron las temperaturas de transformación a partir de medidas de variación de resistividad con la temperatura en aleaciones Zr -7%Sn, Zr 9,9%Sn y Zr - 10%Sn (Tabla 1).

Tabla 1

Aleación (%Sn)	Temperatura de transformación °C	
	($\alpha \rightleftharpoons \alpha + \beta$)	($\alpha + \beta \rightleftharpoons \beta$)
7	970±8	1050
9.6	980±8	1018
10	950±8	995

Se midió la composición de la matriz (correspondiente al solvus $(\alpha+\beta)/(\alpha+\beta) + \text{Zr}_4\text{Sn}$) y de los precipitados (Zr_4Sn) en las aleaciones Zr-9,6%Sn y Zr-10%Sn tratadas 285 horas a 990°C (Tabla 2).

Tabla 2

Aleación	Composición matriz (%Sn)	Composición de los precipitados (%Sn)
9.6	7.9	24.5
10	7.9	24.3

Se continuó esta investigación con aleaciones con mayor contenido de estaño. Entre ellas se midió la composición en una probeta de Zr-30%Sn recocida 43 horas a 1148°C, obteniéndose para la matriz (fase Zr_4Sn) una composición media de 24,4%Sn y para los precipitados hallados en dicha aleación una composición media de 41,6% Sn. Dichos precipitados podrían corresponder a la fase Zr_5Sn_3 .

7.2. DIAGRAMA DE FASES DEL SISTEMA TERNARIO Zr-Ti-Sn

M. González Camus* y D. Arias

* Tesis de Licenciatura, FCEN, UBA

Los diagramas de Zr-Ti y Zr-Sn han sido recientemente revisados por J. L. Murray (1) y J.P. Abriata y asociados (2) respectivamente. En el primer caso tenemos un diagrama donde lo característico es la existencia a relativas bajas temperaturas de una fase (hcp) hexagonal compacta " α " y una fase de alta temperatura (bcc) cúbica centrada en el cuerpo " β ", en todo el rango de composición. Existe una transformación polimórfica $\alpha \rightleftharpoons \beta$ a $T=535^\circ\text{C}$ en la aleación Zr-50%at Ti y dos regiones ($\alpha+\beta$) a ambos lados de dicho punto. El titanio tiene un efecto estabilizador de la fase de alta temperatura β respecto de la fase α al alearlo con circonio.

El diagrama Zr-Sn (en la región rica en Zr) presenta una transformación peritectoide $\beta + Zr_4Sn \rightleftharpoons \alpha$ a $T=982^\circ\text{C}$, en la composición 7.3%atSn. En este caso al alear estaño con circonio se estabiliza la fase α respecto de la fase β de alta temperatura.

En el presente trabajo se ha estudiado la influencia del estaño (estabilizador α) en el diagrama Zr-Ti, en la región rica en circonio.

Se confeccionaron nueve aleaciones con metales de alta pureza, con contenidos entre 4 y 32% atómico de titanio, 0,7 y 2,2% atómico de estaño y circonio hasta llegar al 100%. Se utilizaron técnicas de resistividad, metalografía óptica y SEM.

En la tabla 1 se han resumido las temperaturas de transformación medidas

a partir de la variación de la resistividad con la temperatura en las distintas aleaciones.

Tabla 1

Identif.	Sn %at	Ti %at	Temperatura de transf.	
			$\alpha \rightarrow \alpha + \beta$	$\alpha + \beta \rightarrow \beta$
N	0,7	4,3	796	920
C-16	0,7	8,9	739	857
C-15	0,7	13,2	711	815
C-25	1,1	6,2	769	885
C-23	1,1	9,9	738	847
C-26	1,1	17,1	709	811
C-32	1,6	31,8	633	735
A	2,2	13,0	745	851

De dichos resultados concluimos que la incorporación del estaño en la aleación Zr-Ti modifica la temperatura de transformación $\alpha \rightarrow \beta$, produciendo un claro ensanchamiento del campo ($\alpha + \beta$).

1. I.L. Murray, Bulletin of Alloy Phase Diagrams V2 (2), 259, 1981.
2. J.P. Abriata, J.C. Bolcich y D. Arias, Bulletin of Alloy Phase Diagrams. Vol. 4 (2), 147, 1983.

7.3. ESTUDIO DE LAS TRANSFORMACIONES MARTENSITICAS DE UN ACERO AUSTENITICO METAESTABLE 304L.

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

* Tesis de licenciatura - FCEN-UBA.

La transformación martensítica es común a todos los aceros y está caracterizada por cambios de estructura cristalina y microestructura, de tal manera que endurece sensiblemente el material. Está asociada a la fase FCC (austenita) de los mismos y se produce por una rápida reacomodación de los

átomos, por efecto de un campo de tensiones interno de gran magnitud.

En los aceros cuya fase estable a temperatura ambiente es la BCC (ferrita), la transformación martensítica se produce al elevar la temperatura del material hasta un valor donde la fase estable es la austenita y luego templearlo, dando origen al mencionado campo de tensiones interno. La estructura cristalina de esta martensita es tetragonal de cuerpo centrado (α').

En el acero de este trabajo (304L) la fase estable a temperatura ambiente es la austenita y la transformación se produce a temperaturas bajo cero por efecto de la deformación plástica, dando origen a dos tipos de martensita: la α' , ya mencionada, y la ϵ de estructura HCP. A temperaturas mayores a la ambiente la transformación es prácticamente nula.

Sin embargo, la temperatura de la transformación martensítica puede ser elevada por la introducción de hidrógeno en solución sólida. Este fenómeno parece estar íntimamente ligado a la fragilización por hidrógeno que se observa en estos aceros.

En un trabajo reciente (1) se comprobó la existencia de una concentración crítica de hidrógeno para la aparición de estas martensitas, fenómeno que fue asociado a la fractura frágil observada en probetas sometidas a tracción.

El objetivo de este trabajo es lograr una mayor comprensión de la influencia del hidrógeno en las transformaciones martensíticas, la cual se manifiesta a través de la elevación de la temperatura crítica de transformación y como generador de un campo de tensiones interno.

El trabajo fue dividido en dos etapas, las que serán detalladas a continuación. La caracterización del material es común a ambas, por lo cual es descripta en primer lugar.

Caracterización del material:

Determinación, por difracción de Rayos-X, de la concentración en volumen de las martensitas formadas y evaluación del estado de la estructura cristalina de las fases presentes mediante la medición del ancho a altura mitad

de sus picos y la posición del centro de gravedad de los mismos. Evaluación del gradiente de concentración de las martensitas.

ETAPA 1

Deformación del material a diferentes grados de deformación por laminación: 1, 5, 15 y 30% a las siguientes temperaturas: -196°C , -66°C , -33°C , 0°C y 20°C .

Se hará la caracterización del material.

ETAPA 2

Carga catódica con H de nuevas probetas en un baño de hidróxido de sodio con un promotor a 100°C y deformación por laminación a : 0, 10, 15 y 30% a las siguientes temperaturas: -33°C , 0°C y 20°C .

Hasta el presente se ha realizado la primer etapa encontrándose que el porcentaje de martensita ϵ a -196°C para un 10% de deformación alcanza aproximadamente el 80%, en cambio, el mismo porcentaje de martensita α' es alcanzado recién para el 30% de deformación.

No se encontró martensita ϵ a temperatura ambiente ni a 0°C para ningún porcentaje de deformación. La martensita α' se encontró en un valor aproximado del 8% al 30% de deformación a 0°C . En este último caso se comprobó, mediante el empleo de radiaciones de $\text{CuK}\alpha$ y $\text{CoK}\alpha$ que la concentración de α era uniforme hasta una profundidad de 40 μm .

1. Tesis de licenciatura en Física: "Pérdida de ductilidad y transformaciones de fase inducidas por el hidrógeno en un acero austenítico metaestable". E. Pardo, Nov. 1982, FCEN, UBA

7.4. INTERACCION DEL HIDROGENO INTERSTICIAL CON DISLOCACIONES

C.A. Andreone.

Teniendo en cuenta la hipótesis de que el hidrógeno difunde en la red cristalina de los metales en su forma protónica, se ha estudiado la interacción del mismo con dislocaciones en los casos de una red cúbica centrada

(c.c.) y cúbica de caras centradas (c.c.c.).

Se distinguen los potenciales de interacción según se trate de dislocaciones de características de hélice o de borde. En el último caso se postula que en el núcleo de la dislocación, expresado como un pozo de potencial superpuesto al potencial de atracción hidrostático, el hidrógeno toma su electrón de valencia conformando su aspecto atómico.

A este hecho se le asigna una importancia decisiva en la nucleación de microfisuras en redes c.c. El problema es tratado en base a la estabilización del proceso de coalescencia de dislocaciones de borde en apilamientos. A ello contribuye la energía de formación de una molécula de hidrógeno, originada en la interacción del hidrógeno atómico segregado en el núcleo.

En otro aspecto se analizan las interacciones elásticas del hidrógeno intersticial con dislocaciones y los efectos que producen sobre las mismas su decoración con el mencionado soluto. En el primer caso se distingue una acción de frenado al movimiento de dislocaciones, como resultante de un incremento en las tensiones internas de corte en los planos de deslizamiento. El segundo reviste importancia en las redes c.c. al disminuir la probabilidad de transición de dislocaciones de hélices inmóviles a móviles por deslizamiento cruzado. Este mecanismo da cuenta del decremento de la tasa de endurecimiento producida por el hidrógeno.

Igualmente se analiza la importancia, en el proceso de deformación, del hidrógeno segregado en otros defectos cristalinos. En las redes c.c.c., este hecho es interpretado como un incremento del número o la actividad de fuentes de dislocaciones. Experimentalmente, el efecto observable es el aumento en la tasa de endurecimiento durante la deformación plástica. Las teorías expuestas se analizan a partir de experiencias realizadas en aceros inoxidables ferríticos y austeníticos.

7.5. ESTUDIO DE PRECIPITADOS DEL TIPO $Zr (CrFe)_2$ EN ALEACIONES DE CIRCONIO

R.A. Versaci y M. Ipohorsky

Mediante experiencias de microscopía electrónica de transmisión, difracción de electrones y microanálisis dispersivo en energía (EDAX) se ha podido obtener información sobre la estabilidad de la estructura hexagonal y de la composición química de los precipitados del tipo $Zr (CrFe)_2$ que aparecen en las aleaciones zircaloy-2 y zircaloy-4.

Las muestras utilizadas fueron láminas policristalinas de $20 \times 10 \times 0,5$ mm obtenidas a partir de aleaciones provistas por Wah Chang. Las muestras fueron homogeneizadas dos horas a 1275 K, fase β , templadas en agua, y luego recocidas en vacío de 10^{-5} Torr. La temperatura de recocido fue de 1025 K (7 horas) para el zircaloy-2, y 975 K (6 horas) para las láminas de zircaloy-4. Estos tratamientos térmicos son los utilizados normalmente en la fabricación de tubos y vainas de uso nuclear. Las dimensiones de los precipitados después de estos tratamientos varían entre 0,5 y $1,0 \mu m$. Las muestras fueron pulidas mecánicamente y atacadas preferencialmente con una solución $HF:HNO_3:H_2O$ de tal manera que los precipitados de segunda fase sobresalen del resto de la matriz. Estas partículas fueron luego extraídas mediante réplicas de carbono. En el microscopio de transmisión Philips EM 300, operado a 100KV, se obtuvieron las imágenes y los respectivos diagramas de difracción. El microanálisis elemental fue realizado mediante el sistema dispersivo en energía EDAX adosado al microscopio electrónico de barrido Philips PSEM 500 del laboratorio.

Las concentraciones de Zr, Cr y Fe en cada precipitado fueron determinadas a partir de la expresión propuesta originalmente por Cliff y Lorimer (1)

$$\frac{CA}{CB} = K_{AB} \frac{I_A}{I_B}$$

donde:

I_A, I_B : intensidad de los rayos-X emitidos por los elementos A y B.

C_A, C_B : fracción en peso de los elementos A y B en la muestra.

K_{AB} : factor de escala, determinado originalmente por Cliff y Lorimer a partir de muestras patrón.

En las presentes determinaciones, el factor de escala fue calculado a partir de una expresión dada recientemente por Schreiber, Wims (2):

$$K_{AB} = \frac{A}{B} \frac{E_B}{E_A} \frac{Q_B}{Q_A} \frac{W_B}{W_A} \frac{a_B}{a_A}$$

donde:

A,B : peso atómico de los elementos A,B.

E : eficiencia del detector.

Q : sección eficaz de ionización de la emisión X analizada.

W : factor de fluorescencia de la correspondiente capa electrónica.

a : factor relativo de intensidades.

Como comprobación de la confiabilidad de esta técnica de microanálisis, se calcularon los factores K_{AB} y se determinaron las concentraciones elementales en el compuesto (PbS, Z_nS) y en los carburos M_6C del acero AISI 6542.

La técnica de microanálisis en láminas delgadas permitió entonces determinar la composición de las partículas de segunda fase extraídas por las réplicas de carbono. Alrededor de 20 precipitados del tipo $Zr (CrFe)_2$ fueron analizados para cada aleación. Todos los diagramas de difracción indicaron una estructura hexagonal. En la Tabla I se resumen los resultados experimentales. Se indican los valores promedios de las concentraciones de Zr, Cr y Fe, (% atómico) en las dos aleaciones, y las correspondientes desviaciones.

TABLA I

	Composición promedio (at% $\pm$ desviación standard)			<u>electrones</u> <u>átomo</u>
	Zr	Cr	Fe	
Zircaloy- 2	36 $\pm$ 3	43 $\pm$ 3	21 $\pm$ 2	2.10
Zircaloy- 4	32 $\pm$ 2	24 $\pm$ 2	44 $\pm$ 1	1.85

Nuestros resultados para el zircaloy-4 son consistentes con las determinaciones cualitativas de Von der Sande y Bement. Estos autores observaron que la razón de las intensidades de las líneas $K\alpha$ del Fe y del Cr era del orden de 2.5. En nuestras experiencias, la razón $FeK\alpha/CrK\alpha$ era también del orden de 2, así como la razón at% Fe/at%Cr. Recientemente Menoni y col. (3) obtuvieron una razón $Fe/Cr \approx 2$ en sus experiencias de microanálisis dispersivo en longitud de onda, en precipitados de la aleación zircaloy-4. Sus mediciones en precipitados de tamaño $>6\mu m$ dieron los valores: Zr=33.7at%, Fe= 42,4at%, y Cr=23.9at%, consistentes con los datos de la tabla I.

La misma estructura hexagonal fue observada en los precipitados de la aleación zircaloy-2. Pero en este caso la razón at% Fe/ at% Cr es del orden de $\approx 0,5$, hecho que es atribuido a una distribución de los átomos de Fe entre los precipitados del tipo $Zr(CrFe)$ como los observados, y aquellos que contienen Ni, no analizados en el presente trabajo.

En la tabla I también muestra los valores de la relación electrones/átomo calculados usando las composiciones medidas, y las valencias propuestas por Elliott y Rostoker. De acuerdo a estos autores, la estructura hexagonal es estable para valores (electrones/átomo) comprendidos entre 1.80 y 2.32. Nuestros resultados son coincidentes con dichos cálculos. Aún para altos contenidos de Fe dentro de los precipitados (44 at%) en el caso del zircaloy-4, el cociente (electrones/átomo) es igual a 1.85 y los precipitados mantienen su estructura hexagonal. El Cr es por lo tanto el elemento estabilizante de la estructura hexagonal de los precipitados del tipo $Zr (CrFe)_2$ debido a su alta valencia (1.69) respecto de la valencia del Fe (0,92). Posibles fluc-

tuaciones locales en las concentraciones de Fe y Cr no alcanzan a modificar esta estructura hexagonal altamente estable, y solamente pueden favorecer una estructura de politipos, como fue observado en experiencias anteriores.

1. G. Cliff y G. W. Lorimer, en: Proc. 5th Europ. Congr. on Electron Microscopy (Institute of Physics, Bristol, 1972), pág. 140
2. T.P. Schreiber y A.M. Wims, Ultramicroscopy 6 (1981) 323.
3. C. Menoni, T. Palacios y D.E. Arias, International Conference on Solid-State Phase Transformations, Pittsburgh, Aug. 1981 (Met. Soc. AIME, Warrendale, Pa, 1983).

7.6. INFLUENCIA DE NbC SOBRE LA TEXTURA DE RECOCIDO EN ACEROS MICROALEADOS G. Domizzi y A. Sarce.

La textura favorable para optimizar las propiedades plásticas de chapas de acero de bajo C usadas para estampado, es aquella que presenta una alta densidad de planos {111} y una baja de {110} y {100} paralelos a la superficie de laminación (1). Con la finalidad de evaluar la influencia que distintas distribuciones de NbC tienen sobre el desarrollo de esas componentes, se continuaron los tratamientos termomecánicos señalados en la tabla I |publicada en el Informe de Actividades 1982 (2)| en la siguiente forma: laminado en frío 70% (muestras B (de ahora en más identificada como B1)), C y D); laminado en frío 83% (muestra B (de ahora en más B2)). Todas las muestras fueron posteriormente sometidas a sucesivos recocidos parciales a 630 °C de 5', 20', 50' y 90' y luego a 715°C hasta completar los tiempos totales de recocido de 2,5hs; 3,5hs; 5hs; 8hs; 13hs; 17,5hs; 28,5hs; 60 hs y 7 días. Después de cada uno de estos sucesivos recocidos se analizaron las texturas de las muestras mediante determinaciones de las figuras de polos directas (110) y (200), obtenidas por reflexión usando radiación de Mo (α). A pesar de las diferencias de las partículas precipitadas (2) y del diferente porcentaje de laminación de las muestras B1 y B2, la textura de laminación en frío de todas puede describirse por un eje de fibra [110] concentrado alrededor de la componente ideal {112} $\langle$ 110 $\rangle$. También se presentaron las componentes ideales {100} $\langle$ 110 $\rangle$ y {111} ($\langle$ 112 $\rangle$, $\langle$ 321 $\rangle$ y $\langle$ 110 $\rangle$). Del análisis de

las sucesivas figuras de polos de las muestras recocidas, puede verse una evolución diferente de las texturas de cada una de ellas, según el tratamiento previo al laminado en frío a que fueron sometidas.

Muestra C: después del recocido de 5' a 630°C se observó ya una disminución en la intensidad del eje de fibra $[110]$ y de las componentes $\{100\}$ $\langle 110 \rangle$ y $\{111\}$, en tanto que comenzó a aparecer la componente $\{110\}$ $\langle 100 \rangle$. Esta tendencia prosiguió hasta los 50' de recocido, no observándose más cambios a partir de ese momento. La textura final puede describirse por las componentes ideales $\{110\}$ $\langle 100 \rangle$, $\{100\}$ $\langle 110 \rangle$, $\{112\}$ $\langle 110 \rangle$ y $\{111\}$ $\langle 112 \rangle$.

Muestra B₁ : no fueron observadas variaciones en las componentes ideales de la textura de laminación durante los recocidos a 630°C. Después de 1h a 715°C comenzó a aparecer la componente $\{110\}$ $\langle 100 \rangle$ y a disminuir la $\{100\}$ $\langle 110 \rangle$, las $\{111\}$ y el eje de fibra $[110]$. Estos cambios se acentuaron paulatinamente hasta las 8 hs. de recocido, y a partir de ese momento la textura puede describirse por $\{110\}$ $\langle 100 \rangle$, $\{111\}$ ($\langle 112 \rangle$, $\langle 321 \rangle$ y $\langle 110 \rangle$), $\{554\}$ $\langle 225 \rangle$, $\{100\}$ $\langle 110 \rangle$ y $\{112\}$ $\langle 110 \rangle$.

Muestra B₂: después de 8 hs de recocido el eje de fibra $[110]$ disminuyó su intensidad en un 30% respecto del valor de laminación y se mantuvo luego constante hasta el fin del recocido. No se notó una variación apreciable en la intensidad de las componentes $\{111\}$ respecto del valor inicial de laminación. La componente $\{110\}$ $\langle 100 \rangle$ apareció recién después de 17.5hs de recocido y se mantuvo como una componente débil.

Muestra D: la textura comenzó a evolucionar en los primeros recocidos y después de 8 hs. presentó las componentes (que se mantuvieron hasta el final del recocido): $\{554\}$ $\langle 225 \rangle$, $\{111\}$ ($\langle 112 \rangle$, $\langle 110 \rangle$, $\langle 321 \rangle$), $\{112\}$ $\langle 110 \rangle$, $\{100\}$ $\langle 110 \rangle$ y una $\{110\}$ $\langle 100 \rangle$ muy débil.

Los resultados precedentes indican que las muestras C y D tienen cinéticas similares y que, prácticamente todos los cambios se producen en la primera hora y media de recocido, tiempo al cual la recrystalización es ya prácticamente completa. A pesar de esa similitud, ambas presentan una evolución diferente de la textura, que conduce a la formación de una fuerte $\{110\}$ $\langle 100 \rangle$

en la C contra las $\{111\}$ y $\{554\} \langle 225 \rangle$ y la muy débil $\{110\} \langle 100 \rangle$ en la D. Podrían ser responsables de esas diferencias, por un lado, el tamaño de grano previo al laminado en frío que, debido al austenizado es mayor en la C y, por otro lado, las distintas características de los precipitados de NbC (2).

Las muestras B_1 y B_2 , presentan cinéticas de recrystalización equivalentes. Los cambios en la textura comienzan a manifestarse a aproximadamente las 2hs 30minutos de recocido y continúan hasta las 8 hs. El retraso del inicio de la recrystalización en estas muestras respecto del tiempo de inicio en las C y D puede justificarse por el hecho de que los subgranos del interior de las agujas de martensita revenida tienen en sus bordes partículas precipitadas (2) que frenan su movimiento. Dado que la única diferencia entre B_1 y B_2 es el grado de deformación en frío, puede asegurarse que la mayor deformación favorece el crecimiento de cristales con orientaciones $\{111\}$ y de que prácticamente no aparezca la $\{110\}$.

De las tres muestras con el mismo porcentaje de laminación (B_1 , C y D) es la última la que presenta una menor componente $\{110\}$. Esto lleva a aconsejar el tratamiento de austenizado (2), cuando se quieren obtener chapas con buenas propiedades plásticas.

La continuación de los estudios de las orientaciones cristalinas mediante el cálculo de las intensidades integradas (1), permitirá tener una evaluación cuantitativa de la relación de las intensidades de las orientaciones favorables a las desfavorables en cada una de las muestras, y decidir sobre los tratamientos termomecánicos mejores.

1. S. Mishra and C. Därmann. International Metals Reviews, Vol. 27, Nº6, 307, 1982.
2. G. Domizzi y A. Sarce, Departamento Materiales. Informe de actividades 1982, 7-4; - CNEA, NT 16/83.

7.7. ROL DE LAS INCLUSIONES EN EL ACERO A 516 EN FRAGILIZACION POR HIDROGENO Y COMPORTAMIENTO FRENTE A LA CORROSION.

E.R. De Schiapparelli

Se estudia, a través de microscopía electrónica de barrido, el rol de las inclusiones en el proceso de corrosión, en la superficie y volumen. En probetas de acero al carbono, cargadas con hidrógeno galvanostáticamente en la forma convencional. Empleando densidades de corriente catódica variables, en soluciones alcalinas, neutras y ácidas.

Se caracterizan las inclusiones en el metal por normas ASTM, observaciones a través de microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido. Se estudian las fases que componen las inclusiones mediante una técnica no convencional, extrayendo las inclusiones de la matriz y analizándolas con un espectrómetro de rayos X.

Para una mayor comprensión de las observaciones se consideran primeramente las reacciones químicas y electroquímicas en la superficie. Luego se toman en cuenta los daños asociados al hidrógeno ocurridos en el interior del material.

En la superficie: Las probetas a potencial catódico, en medio ácido, las inclusiones de MnS se disuelven químicamente, produciendo H_2S que de acuerdo a datos de la literatura facilitaría la entrada de hidrógeno al metal merced a la formación de un compuesto adsorbido en la superficie, $Fe(SH)$, que se descompone facilitando la entrada de H^+ e impidiendo su recombinación como H_2 . La disolución química de los sulfuros genera pequeñas rendijas en las interfases matriz/inclusión. En las inclusiones alargadas transversales a la dirección de laminación esta rendija puede ser muy profunda y se genera un ataque localizado muy intenso debido a que en el pits el metal puede estar a un potencial anódico a causa de la caída de tensión por evolución de H_2 . En medio neutro y alcalino no se observa ataque superficial, pues estamos en la zona de estabilidad termodinámica del MnS.

Con referencia al daño producido por el hidrógeno en el espesor, no se observó en medio alcalino a densidades de corrientes del orden $0,2mA/cm^2$,

daño en el material, pero a corrientes catódicas mayores del orden de 2 mA/cm² en ese medio, se observa descohesión asociada a inclusiones pequeñas de Al₂O₃ de forma geométrica. Sólo a pH neutro y ácido a corrientes catódicas del orden de 5 mA/cm² se produce ampollado también en inclusiones. A diferencia de algunas opiniones en la literatura, según las cuales se inicia la descohesión en el extremo de la inclusión, en nuestro caso el ampollado no se produce allí, sino en el límite de una fase dura y otras que deforman plásticamente, que componen una inclusión alargada en donde ya se formó una microcavidad, trampas irreversibles de H₂, durante la laminación del acero por diferencia en la deformación plástica de las fases.

El hidrógeno acumulado en las trampas puede producir deformación plástica a su alrededor, aumentando la fragilidad del material.

De este estudio surgen las siguientes conclusiones:

- En medio ácido, la disolución química de las inclusiones facilita la entrada de hidrógeno. Cuando las inclusiones alargadas están transversales a la dirección de laminación se produce además ataque localizado, aunque la probeta esté a potencial catódico.
- Algunas inclusiones están asociadas al daño que produce el hidrógeno en el acero. Las inclusiones duras de Al₂O₃ que no deformaron plásticamente durante la laminación del acero serán una fuente potencial del defecto, ya estén aisladas o junto a otras fases formando una inclusión grande. La cantidad y distribución de éstas inciden en la susceptibilidad del acero a fragilizarse por hidrógeno.

Se agradece la colaboración del Lic. Arturo Burkat, perteneciente al Proyecto de Agua Pesada, en las experiencias de carga catódica de las probetas y al Ing. Alfredo Hey por su valioso aporte en la discusión del trabajo.

7.8. INFLUENCIA DE BAJAS DEFORMACIONES POR LAMINACION EN EL ENVEJECIMIENTO DE ACEROS.

R. De Simone* y C. Andreone.

*CIC

Introducción

En la producción industrial de chapas laminadas en frío destinadas a operaciones de conformado, es necesario eliminar los efectos de envejecimiento que se producen luego del recocido.

Esto se lleva a cabo mediante la aplicación de una baja deformación total a la chapa (alrededor de 1%), localizada en la zona superficial de la misma.

El proceso industrial que se sigue es denominado temperado y consiste en someter a la chapa en bobina a una acción combinada de laminación y tracción.

En los aceros calmados, este tratamiento es efectivo respecto del envejecimiento, mientras que en las efervescentes lo es sólo por un período de tiempo limitado, debido a la presencia de nitrógeno en solución.

Experiencia

Como una aproximación al estudio del proceso de temperado, se deformaron por laminación chapas de acero efervescente envejecidas. Las deformaciones, introducidas a temperatura ambiente, fueron desde 0,5% a 3%, obteniéndose luego por estampado, probetas de tracción. En ellas se estudiaron las cinéticas de envejecimiento, medidas en porcentajes de deformación de Lüders, luego de tratamientos térmicos a temperaturas de 40, 80 y 100°C.

En principio se observa la necesidad de aplicar deformaciones superiores al 2% para eliminar todo efecto de envejecimiento introducido a la chapa durante el recocido.

Las cinéticas muestran un incremento en la deformación de Lüders al aumentar el tiempo y la temperatura de envejecimiento. Estas disminuyen con

el aumento del porcentaje de laminación. Hasta un tiempo de dos horas, el envejecimiento se suprime para una deformación de 2% en cinéticas de 40 y 80°C y de 2,5% en la cinética a 100°C.

La ductilidad disminuye con la laminación efectuada. Es poco apreciable para 1%, pero se reduce a la mitad para 2,5%, incrementando apreciablemente el límite de fluencia.

Conclusiones

Respecto a la supresión del envejecimiento, la laminación puede correlacionarse con el proceso de temperado, pero aquélla introduce una deformación sustancial en volumen que afecta notablemente la ductilidad del material.

Los efectos de la predeformación por laminación sobre el envejecimiento, observado en ensayos de tracción, difieren apreciablemente de aquéllos obtenidos mediante predeformación por tracción. En este caso, según experiencias realizadas (1), se observa primero, la necesidad de aplicar una deformación superior al 4% para suprimir los efectos, mientras que las cinéticas de reaparición del fenómeno son muy breves.

Una interpretación sobre esta diferencia en el comportamiento, es la que postula la creación, por laminación, de núcleos múltiples de deformación en una dirección distinta al de sollicitación posterior de la misma (2). Esta teoría puede profundizarse observando los efectos de la direccionalidad de la deformación con el envejecimiento, teniendo en cuenta que la energía de interacción de los intersticiales es de un orden de magnitud inferior para las dislocaciones de hélice respecto a las de borde (3). Como en un acero ferrítico, es alta la densidad de apilamientos de dislocaciones de hélice producidas por deformación (4), éstas, aún segregadas por el intersticial, pueden ser puestas en movimiento si se aplica un esfuerzo en una dirección distinta al que fueron formadas.

1. D. Wuhl, "Tesis de Licenciatura en C. Físicas" (1981). FCEN-UBA.
2. R.D. Butler and D.V. Wilson. J. Iron Steel Inst., (1963), 201, 16.
3. C. Andreone, G. Cizeron et A. Larraire. J. Less Com. Met, 80 (1981) 133-155.

4. D.J. Dingley and K.F. Hall. Proc. Roy Soc. A. (1966) vol. 295, 55-71

7.9. ENVEJECIMIENTO POR TEMPLADO EN ACEROS DE BAJO CARBONO.

R. De Simone*, C. Andreone y A. Hey

*CIC

Se continuó analizando la sensibilidad de diferentes chapas de aceros de bajo carbono al envejecimiento por temple. Se utilizó el proceso de tratamientos rápidos desde temperaturas entre 200 y 700°C, seguido de templeado al aire calmo y posterior envejecimiento a 80°C durante una hora. Luego de esto se ensayan las probetas en tracción, tomándose como variable la deformación de Lüders.

Los gráficos de las figuras 7.9.1 y 7.9.2 muestran los resultados para diferentes aceros calmados y efervescentes. La estructura de cada una de las curvas obtenidas guardan similitud: se distinguen dos entornos definidos de temperaturas de temple en las que el fenómeno de envejecimiento sufre un marcado incremento.

Este efecto, analizado anteriormente para dos aceros calmados, puede entonces generalizarse como un comportamiento propio de los aceros de bajo carbono. Es decir, la existencia de una temperatura en la que es máxima la disolución de solutos segregados o precipitados en dislocaciones y otra temperatura superior en la que es máxima la redisolución de precipitados de carburo o de carbonitruros.

7.10. DETERMINACIÓN DEL COEFICIENTE DE ENDURECIMIENTO EN ACEROS DE ALTO LIMITE DE FLUENCIA.

R. De Simone* y C. Andreone.

* CIC

El propósito de este estudio es mostrar si se debe introducir una modificación en la ecuación empírica de Hollomon, para expresar analíticamente el

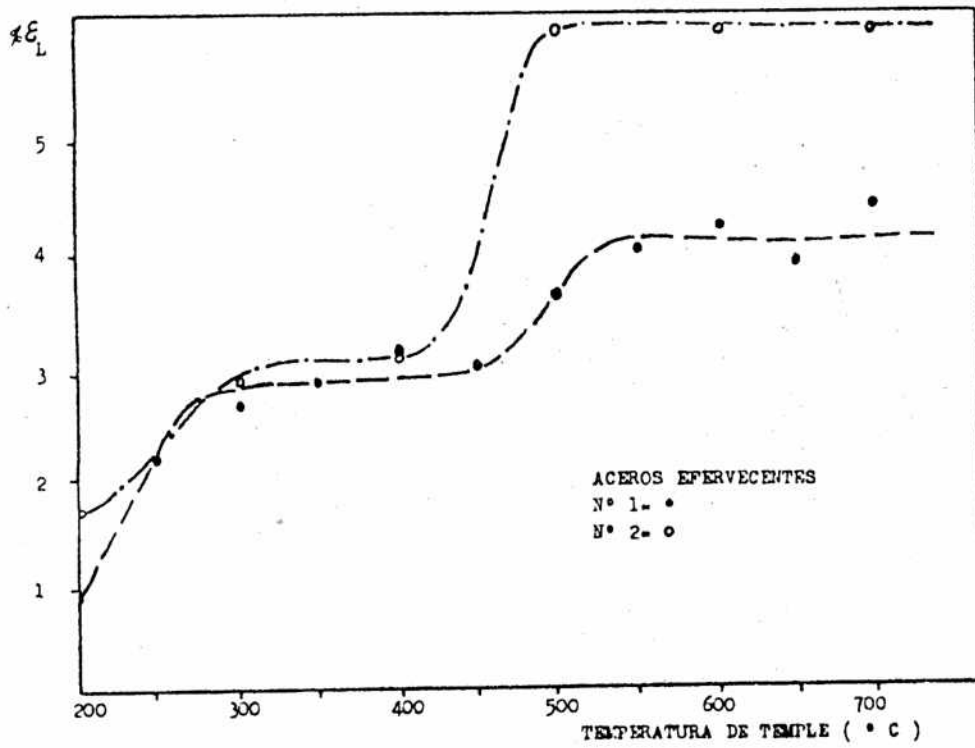


Fig. 7.9.1

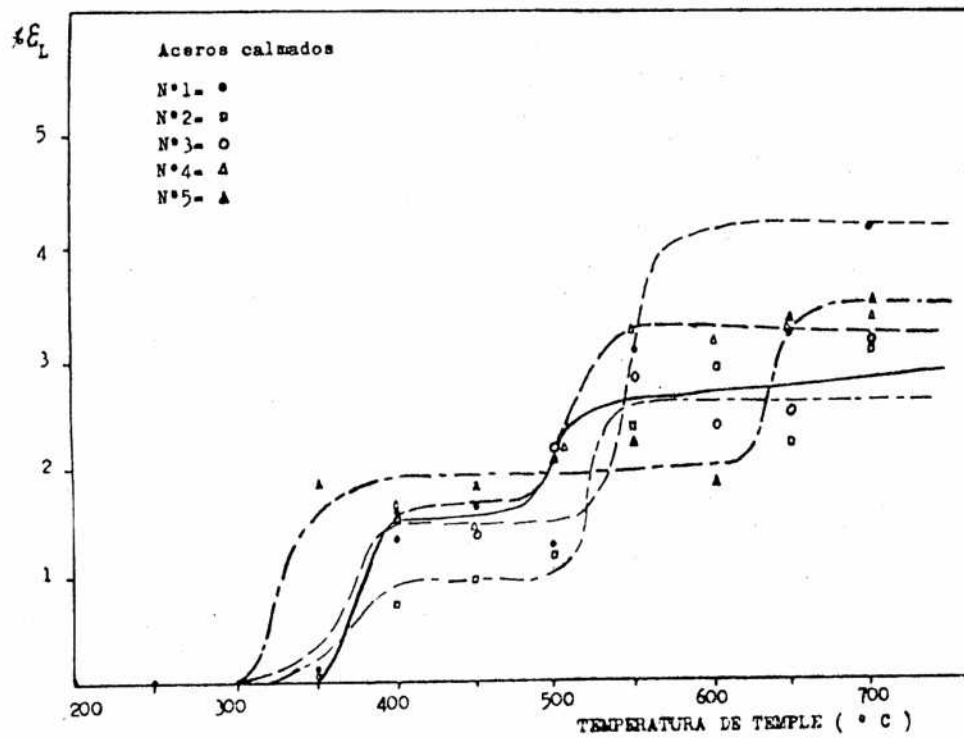


Fig. 7.9.2

comportamiento en tracción de aceros ferríticos de alto límite elástico.

La ecuación que se utiliza es

$$\sigma = K (\epsilon + \epsilon_0)^n$$

Se elaboraron distintos programas para su cálculo, teniendo en cuenta la utilización de calculadoras programables o computadoras personales.

Se estudiaron aceros efervescentes, calmados y microaleados. Hasta el presente se ha observado que los aceros efervescentes y calmados responden a la ecuación original de Hollomon, mientras que en aceros microaleados o predeformados se obtiene una mejor correlación con la ecuación de Hollomon modificada.

Este tratamiento conduce a sensibles modificaciones del coeficiente de endurecimiento "n".

Así, tomado como ejemplo, un acero microaleado con $n=0,196$ obtenido por Hollomon, con una correlación de 0,9974, resulta, aplicando el nuevo cálculo, $n = 0,243$ con $\epsilon_0 = 0,011$ y una correlación mejor de 0,9996.

7.11. PROPIEDADES MECANICAS Y AUMENTO DE TEMPERATURA EN DEFORMACION EN CALIENTE DE ACEROS.

J. Ruzzante y A.M. Hey

La deformación en caliente es caracterizada, fundamentalmente, por deformaciones elevadas y altas velocidades de deformación. Conocer el comportamiento del material en estas condiciones es de suma importancia. Por estas razones y completando de alguna manera estudios anteriores (1) se realizaron ensayos que nos permitieron determinar el coeficiente de endurecimiento a distintas temperaturas, como también el aumento de temperatura por trabajo mecánico.

Los ensayos fueron realizados en una máquina de torsión en caliente a temperaturas comprendidas entre 700°C y 1200°C. La mayoría de las experiencias

se realizaron a la velocidad de 4 s^{-1} , algunos materiales a 8 s^{-1} . La temperatura se determina con un pirómetro óptico. Una salida analógica permite su registro simultáneo con la cupla proveniente de la celda de carga. En paralelo puede utilizarse un adquirente de datos especialmente diseñado para esta máquina, que nos permite digitalizar la cupla y almacenarla.

Los ensayos fueron realizados en cinco aleaciones de Fe de calidad comercial. Pudiéndose dividir los resultados obtenidos en dos partes:

a) Propiedades Mecánicas: Se ajustaron los pares de puntos cupla-deformación con la conocida expresión $\sigma = \sigma_0 \theta^m$ encontrándose la dependencia de σ_0 con T y verificándose la independencia de m con la temperatura para la zona de trabajado en caliente. No se observó un comportamiento "doble m" como suele darse a temperaturas bajas.

b) Propiedades térmicas: Se obtuvo la siguiente relación empírica

$$\Delta T/T = a \theta^b$$

donde ΔT indica el aumento de temperatura por el trabajado mecánico y a, b son constantes dependientes del material. Los aumentos máximos de temperatura obtenidos están comprendidos entre 40 y 170°C, dependiendo del material empleado.

Sólo para algunas aleaciones se estudia la influencia de la velocidad de deformación, encontrándose que el cambio en la velocidad no es significativo sobre el aumento de la temperatura, por lo menos para las velocidades estudiadas.

1. Siderurgia N° 30 - año 8, 25 (1983)

7.12. DUCTILIDAD EN CALIENTE DE ACEROS

J.E. Ruzzante y A. Hey

Se estudió la ductilidad de 7 aceros de calidad comercial. Los ensayos

se realizaron en una máquina de torsión en caliente a temperaturas $> \frac{T_f}{2}$. La ductilidad se la determina por el número de vueltas a la rotura.

Por disponer de una elevada velocidad de templado puede estudiarse la estructura metalográfica que presenta el material antes de romper, en puntos de máxima y mínima ductilidad.

En la figura 7.12.1 se observa una de las curvas ductilidad - temperatura obtenida. Se pone en evidencia la zona de transformación ferrita-austénita.

Extrapolando esta curva, para determinar la temperatura a la que la ductilidad es cero (T_r), se estudia la relación entre esta temperatura (T_r) y los distintos componentes del acero, poniéndose en evidencia la importancia relativa de cada aleante. La técnica utilizada es la regresión lineal múltiple obteniéndose expresiones como la siguiente :

$$T_r = a + b (\% C) + c (\% S) + d (\% P) + e (\% Cu) + f (\% Al) + g (\% Sn)$$

7.13. ESTUDIO MINERALOGICO DE PORCELANAS DENTALES MEDIANTE DIFRACTOMETRIA DE RAYOS X.

M.M. Barreriro*, O. Riesgo** y E.E. Vicente

* Becaria del Colegio de Odontólogos (Distrito IV) de la Prov. de Bs.As.

** Facultad de Odontología, UBA

La porcelana dental es el material cerámico más antiguo que ha sido utilizado en el campo biológico (1). Sus constituyentes fundamentales son: feldespato potásico ($6 SiO_2 \cdot Al_2O_3 \cdot K_2O$), cuarzo (SiO_2) 10-30% y caolín ($2SiO_2 \cdot Al_2O_3$) 0-5%, los cuales son cocinados a 1200-1400°C (fritado) y luego finamente pulverizados. Durante el fritado tiene lugar una serie de reacciones químicas que modifican la composición mineralógica original, obteniéndose luego del enfriamiento un material compuesto vidrio-cerámico que puede ser asignado al sistema pseudo ternario $SiO_2 - Al_2O_3 - K_2O$.

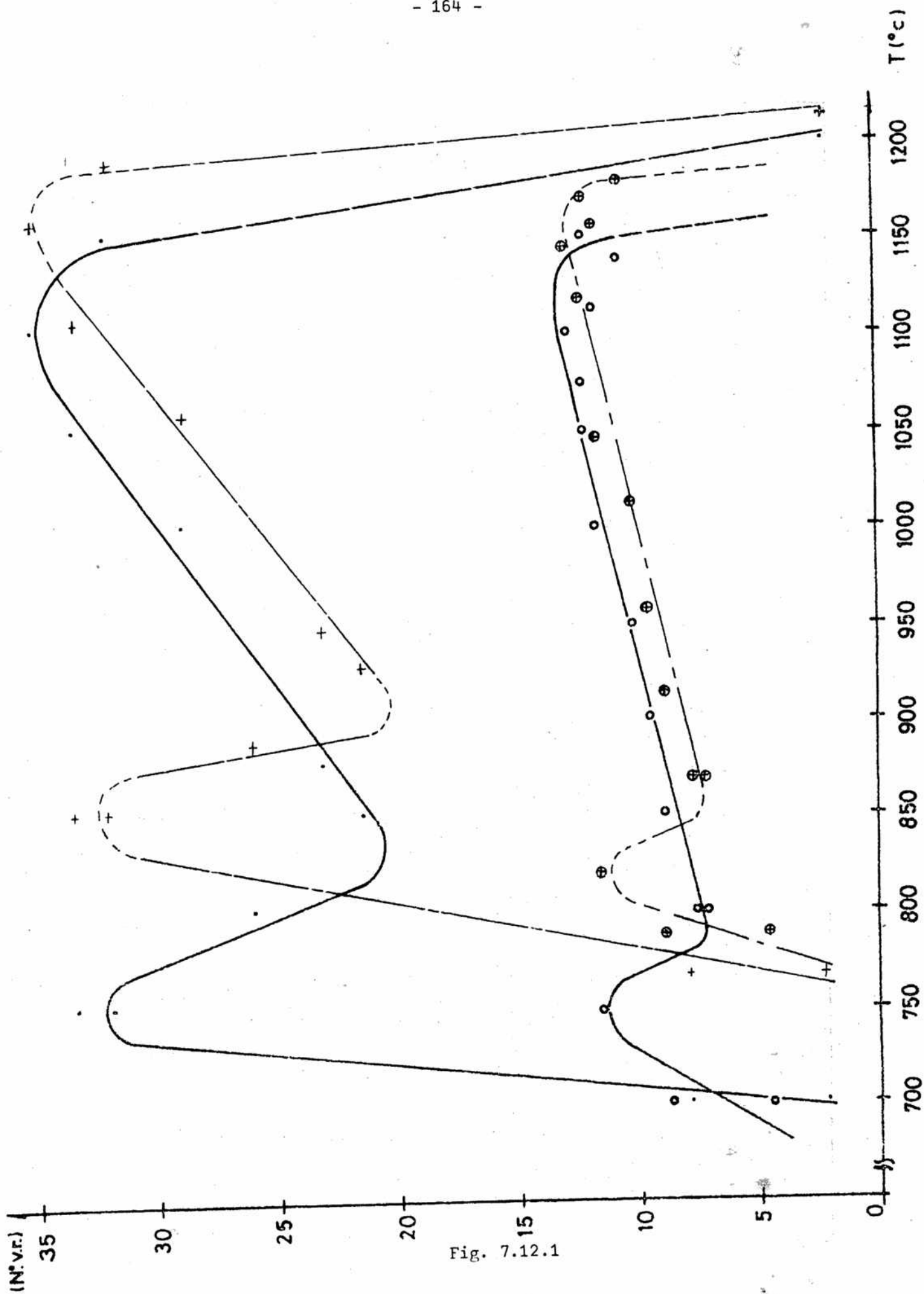


Fig. 7.12.1

Para lograr un aspecto estético similar al del diente natural se le agregan pigmentos, opacificantes y, en algunos casos, sustancias fluorescentes. La porcelana dental para prótesis ceramo-metálicas, se expende comercialmente en tres variedades: opaca, dentina y esmalte. La preparación de la prótesis se realiza mediante sucesivas cocciones (900-1000°C) de los diferentes tipos de porcelana sobre la estructura metálica. La porcelana opaca enmascara el color del metal y es responsable de la unión metal-porcelana, la dentina participa del color final y el esmalte le otorga brillo.

La composición mineralógica de algunas porcelanas opacas ha sido determinada mediante difracción de rayos X (2).

En el presente trabajo (3) se identificaron las fases existentes en diversas porcelanas dentales utilizando la misma técnica. Se analizaron cuatro muestras de porcelana opaca, dos de dentina y dos de esmalte, en su presentación comercial (en forma de polvos). Los principales resultados obtenidos son (tabla I): el constituyente común en todas las porcelanas es la leucita tetragonal o leucita inferior ($\text{Si}_2\text{O}_6\text{AlK}$). La porcelana opaca contiene, además, opacificantes tales como: casiterita (SnO_2), rutilo (TiO_2), anatasa (TiO_2) o badeleyita (ZrO_2), según las marcas. La inexistencia de una fase amorfa (vidrio) podría ser originada por la acción catalítica de los opacificantes los cuales favorecen la cristalización heterogénea (mineralizadores). La dentina contiene una fase amorfa, cuarzo inferior (SiO_2) y leucita tetragonal. El esmalte contiene una fase amorfa y cristales de leucita tetragonal.

1. Ch. Hahn, "Dental porcelain, Ceramic Monograph 2.10, handbook of ceramics, Verlag Schmid Ed., 1981, pp.2-10.
2. J. Poggioli et J. Tuleff, "Utilisation de la diffractometrie des rayons X pour l'etude mineralogique des porcelaines opaques ceramo-metalliques", Revue Française D'Odonto-stomatologie, (2) Février 1970, pp. 205-222.
3. M.M. Barreiro, O. Riesgo y E.E. Vicente, "Trabajo presentado en la XVI Reunión Anual de la Asociación Internacional de Investigación Odontológica (sucursal Argentina), Buenos Aires, 20-21 octubre 1983.

MARCAS	COMPUESTOS OBTENIDOS			
	1°	2°	3°	4°
Opaco Biobond	SnO_2	$\text{TiO}_2(?)$	$\text{Si}_2\text{O}_6\text{AlK}$	
Opaco Microbond	ZrO_2	$\text{Si}_2\text{O}_6\text{AlK}$		
Opaco Ceramco	SnO_2	$\text{Si}_2\text{O}_6\text{AlK}$		
Opaco Vita	TiO_2	$\text{Si}_2\text{O}_6\text{AlK}$		
Dentina Biobond	$\text{Si}_2\text{O}_6\text{AlK}$	SnO_2	$\text{SiO} (?)$	vidrio
Dentina Ceramco	$\text{Si}_2\text{O}_6\text{AlK}$	S_nO_2	vidrio	
Esmalte Biobond	$\text{Si}_2\text{O}_6\text{AlK}$	vidrio		
Esmalte Ceramco	$\text{Si}_2\text{O}_6\text{AlK}$	vidrio		

Tabla I: compuestos observados en las porcelanas analizadas.

7.14. POLIESTIRENO EXPANDIDO. CONTRIBUCIONES PARA LA INTERPRETACION DE LA CONDUCTIVIDAD TERMICA APARENTE.

E. Pasqualini.

Los mecanismos básicos de transferencia del calor en poliestireno expandido

(PSE) se realizan exclusivamente por conducción y por radiación.

El aporte de ambos a la conductividad térmica se estudia por separado utilizando un modelo de material compuesto por sólido y gas que cumple las leyes de absorción de un sólido semitransparente y continuo.

A través de este modelo se comprueban comportamientos anómalos en las propiedades básicas del poliestireno que conforman las celdas del material, como ser su absorción a la radiación infrarroja y su emisividad.

También se comprobaron diferencias en propiedades térmicas, evidenciando que la estructura molecular, o grados de libertad permitidos se ven afectados.

Estas modificaciones en las propiedades, atribuidas en primera instancia al pequeño espesor de las paredes de celda, hace necesario formular parámetros que caracterizan las propiedades del PSE y a su vez profundizar en el estudio de las orientaciones moleculares existentes y los grados de libertad del sistema donde los espesores de material son comparables a los largos de cadena.

7.15. CURVAS DE AJUSTE PARA LA CONDUCTIVIDAD TERMICA DEL POLIESTIRENO EXPANDIDO EN FUNCION DEL ESPESOR DE MUESTRA Y MEDICION DEL CALOR ESPECIFICO.
E. Moyano y E. Pasqualini.

Al medir la conductividad térmica del poliestireno expandido (PSE) por el método estacionario de la placa caliente surge una dependencia de dicho valor con el espesor de muestra utilizado. Esta dependencia se puede explicar teniendo en cuenta mecanismos de transferencia de calor por radiación en el seno del material.

El trabajo realizado está enfocado al tratamiento de dichas curvas experimentales por métodos de ajuste computacionales basados en el algoritmo de Levenberg-Marquardt y a la descripción del método utilizado para medir el calor específico del PSE.

Los ajustes son realizados en base a parametrizar una expresión teórica obtenida previamente y la medición del calor específico surge de la necesidad de verificar valores obtenidos en dichos cálculos: emisividad y absorción menores que en el poliestireno sin expandir.

8. TECNICAS ESPECIALES

8.1 PROCEDIMIENTOS PARA LA PUESTA A PUNTO Y CALIFICACION DE UN AUTOCLAVE PARA ENSAYOS DE CORROSION A ALTA PRESION Y TEMPERATURA.

L. Lanzani , C.J. Semino, M.E. García y S.M. de De Micheli

Entre los ensayos de recepción de tubos de Zry-4 se encuentran los ensayos de corrosión en vapor de agua a alta presión y temperatura; para la realización de los mismos se hace necesaria la implementación de la Norma ASTM G2-74, algunos de cuyos requerimientos se muestran en la Fig.8.1.1. Con el objeto de sistematizar el ensayo y respondiendo a los requerimientos del proveedor, se procedió a la calificación de un autoclave y de los instrumentos de medición y control, tratando a la vez de determinar parámetros de trabajo confiables, a través de la observación y evolución de las variables operacionales.

CALIFICACION

a) Autoclave: Entendemos por "calificación" de un equipo la capacidad de un laboratorio de otorgar un certificado de garantía de calidad de ensayo. La calificación del autoclave consistió en siete ensayos en los que se determinó el aumento de peso de 35 testigos, cuyos métodos de fabricación garantizan un buen comportamiento como vainas de elementos combustibles tipo Atucha. Estos testigos fueron utilizados como patrones secundarios de laboratorio y ensayados en distintas zonas del autoclave, ver Fig. 8.1.2, zonas A,B,C,D, E,F,G y H. En estos ensayos se determinaron los gradientes de temperatura en el volumen de reacción mediante la colocación de distintas termocuplas, utilizando como referencia la ubicada en la zona central de trabajo. Se fijó en el laboratorio una diferencia de peso absoluta entre testigos, no mayor de 5 mg/dm^2 , valor estimado tope, de aviso de mal funcionamiento del equipo, algunas de cuyas causales podrían enumerarse como: variables operacionales fuera de control (purgado, pureza del agua de ensayo, pasivado y contaminación del autoclave, etc.), inhomogeneidad de flujo calórico en la

zona de ensayo, etc.

b) Instrumental: En la Fig. 8.1.3 se observa el diagrama mecánico con la disposición de equipos y accesorios. Todo el instrumental empleado para la medición, registro y control, posee certificado de calificación con validez un año, proporcionado por el INTI. En el laboratorio se trazaron además las curvas de calibración de estos equipos para seguir su performance en operación.

RESULTADOS

Los aumentos de peso por zonas se muestran en la Fig. 8.1.2. De el resultado de los ensayos, se observa la existencia de zonas con menor velocidad de crecimiento de óxido, correspondiente al fondo del recipiente (zonas G y H), manteniéndose una uniformidad bastante buena en los valores de aumento de peso en la zona alta cercana al cabezal y media de la grilla (zonas A, B, C, D, E y F). La diferencia de peso absoluta no superó en ningún caso en estas zonas, el valor de $2,8 \text{ mg/dm}^2$. La determinación de gradientes de temperatura arrojó los siguientes resultados $\Delta t = 29^\circ\text{C}$ (con temperatura de ensayo de 400°C) entre la zona inmediata superior por debajo del cabezal y la zona central de trabajo.

CONCLUSIONES

El autoclave asignado para estos ensayos es apto para el servicio, siempre que se cumplan las recomendaciones que la norma requiere y se mantengan controladas las variables operacionales. Es conveniente poseer un banco de muestreo permanente de patrones secundarios de laboratorio para seguir la performance del equipo. Sería también conveniente realizar ensayos para determinar la cinética de oxidación en función del tiempo de ensayo y efectuar experiencias con cortes de calentamiento dentro de los tres días de ensayo para evaluar el efecto sobre la cinética de oxidación frente a posibles interrupciones en la provisión de corriente eléctrica.

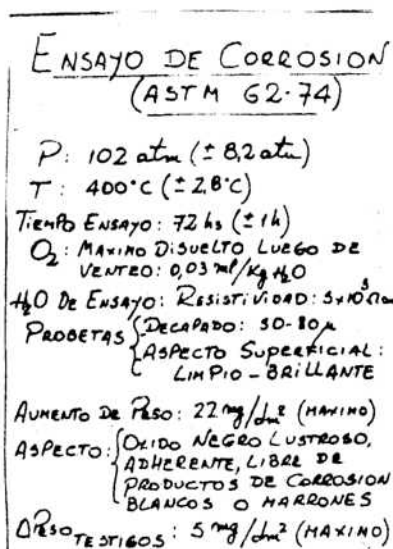


Fig. 8.1.1.

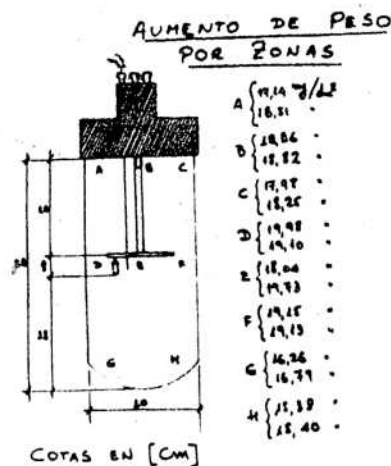


Fig. 8.1.2.

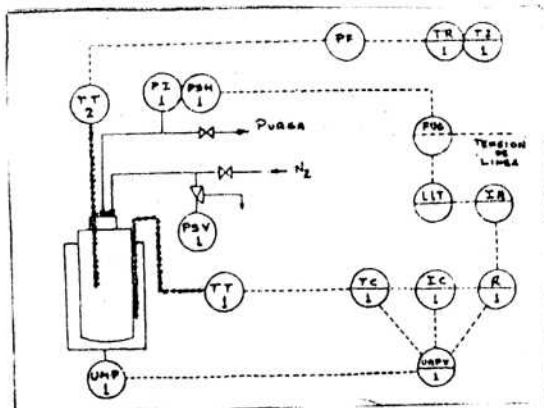


Fig. 8.1.3

TT: Transmisor de temperatura.
TC: Controlador de temperatura.
TR: Registrador de temperatura.
TI: Indicador de temperatura.
PI: Indicador de presión.
PSH: Transmisor de alta presión.
PSV: Válvula de seguridad.
PF: Punta fría.
FUS: Fusible
LLT: Llave térmica.
IM: Interruptor manual.
R: Relay
UMPV: Unidad manual de potencia variable.
UMP: Unidad manual de potencia.
IC: Indicador de corriente.

8.2 ANALISIS DE METALES CON LA LAMPARA DE GRIMM

T. Palacios, G. Vigna, D. Saulino y R. González

Se construyó un dispositivo que permite el análisis elemental por espectroscopía de emisión. La técnica de excitación empleada es la descarga luminiscente, caracterizada por trabajar con gas a presión reducida y se adoptó el dispositivo concebido por W. Grimm en 1968.

La lámpara de descarga está compuesta por un cátodo y un ánodo, presentan

do cierta similitud con una válvula tipo diodo gaseoso. El material a analizar forma parte del cátodo, mientras que el ánodo es un cuerpo que incluye un electrodo de geometría cilíndrica.

Un gas inerte a baja presión, en nuestro caso Argón, circula entre los electrodos. Cuando se establece la diferencia de potencial entre ánodo y cátodo el gas se ioniza. Los iones positivos son acelerados hacia el cátodo bombardeándolo y arrancando átomos de la muestra a analizar.

Los átomos arrancados por pulverización catódica, son excitados y forman un plasma que emite la radiación característica de los elementos presentes.

El plasma formado es poco denso y su composición es representativa en cada instante de la capa erosionada de la superficie de la muestra. La radiación producida es enfocada hacia la rendija de entrada de un espectrógrafo donde se registra el espectro de emisión. La erosión es homogénea y progresiva en el tiempo, siendo posible registrar variaciones de intensidad en los espectros en función de la penetración. La velocidad de erosión permanece constante durante tiempos muy largos en un material homogéneo.

El electrodo está encerrado por cuerpo catódico, el cual es refrigerado por un flujo continuo de agua y al estar en contacto térmico con la muestra a analizar evita el calentamiento de ésta.

Una lámina de teflon proporcionó la aislación entre el cátodo y el ánodo. Se utilizó una ventana de cuarzo (de poca absorción en el ultravioleta) para sellar el frente de la lámpara que está dirigido hacia el espectrógrafo. El otro extremo de la lámpara es sellado por la muestra. Ver Figura 8.2.1.

Dos bombas mecánicas mantienen la presión adecuada del gas y lo fuerzan a pasar por el espacio entre electrodos. Mediante una válvula de aguja se controla el flujo de gas. La presión dentro de la cámara se midió con un instrumento de vacío con cabezal a termocupla instalado directamente sobre la lámpara.

La diferencia de potencial eléctrico entre ánodo y cátodo la proporcionó una fuente de tensión continua regulable de 100 a 3000 Volts y de una co

rriente de carga máxima de 500 mA.

La radiación emitida por la lámpara a través de la ventana es enfocada mediante una lente condensadora de cuarzo sobre la rendija de un espectrógrafo de 2 metros de longitud, que utiliza una red de difracción de 651 trazos por milímetro como elemento dispersante en un rango de aplicación de 200 a 600 mm. Los espectros se registraron mediante placas fotográficas.

El método es aplicable al estudio de recubrimientos, depósitos y tratamientos de superficies en muestras metálicas.

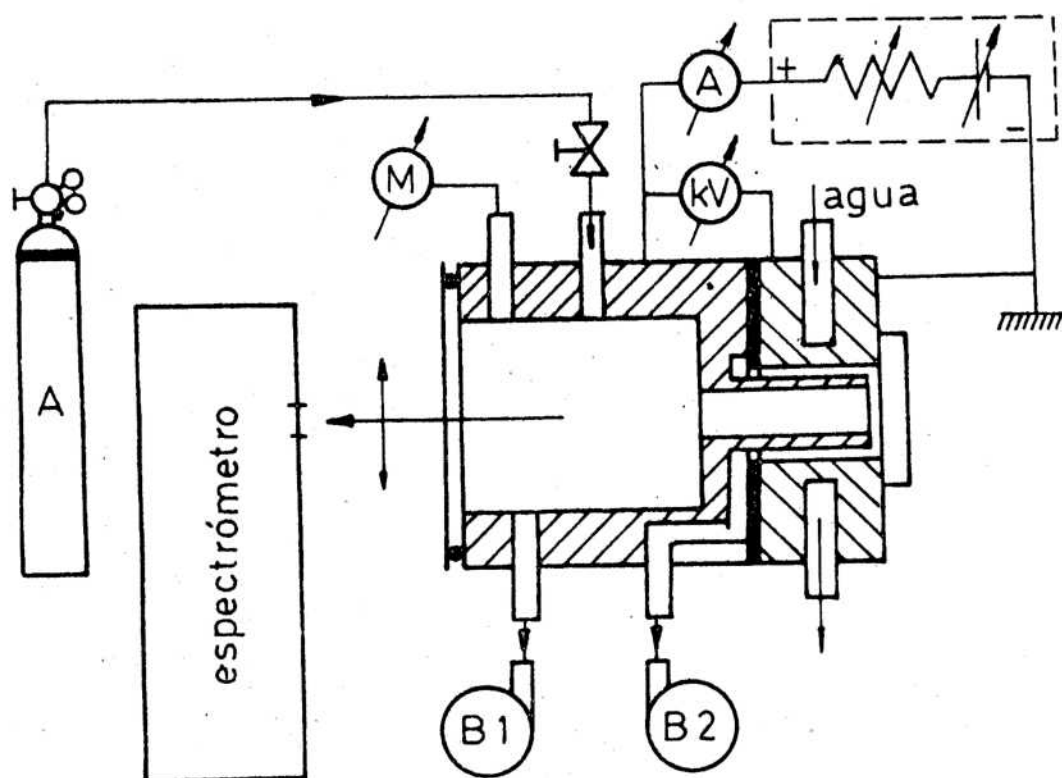


Figura 8.2.1.

8.3 DETERMINACION CUANTITATIVA DE FASES POR DIFRACCION DE RAYOS-X

H. Cabrera* y J.D. Hermida

* IAS

Se estudiaron las posibilidades de aplicación de los dos métodos fundamentales : "Comparación Directa" y "Absorción Diferenciada" (1). Ambos métodos están basados en la proporcionalidad entre la intensidad difractada y la concentración en volumen de la fase correspondiente. El primero utiliza como referencia los valores teóricos de las intensidades, mientras que el segundo se basa en las intensidades de las fases en estado puro.

Este trabajo tenía un doble objetivo: por un lado, conocer los errores inherentes a uno y otro método de acuerdo a las condiciones experimentales de rutina, y por otro lado se deseaba estimar un límite de detección de la fase minoritaria presente en la muestra.

Se utilizó un difractómetro horizontal Philips con un monocromador de grafito en el haz difractado.

Las muestras fueron preparadas a partir de polvo muy fino ($< 10\mu\text{m}$) de Fe, y Ni, con distintos porcentajes en peso de este último: 20, 10, 5, 4, 3, 2 y 1%. Las mezclas fueron cuidadosamente homogeneizadas. Los picos de difracción fueron obtenidos mediante un registrador y sus intensidades integradas medidas con un planímetro.

Para eliminar posibles fluctuaciones estadísticas fueron utilizados cuatro picos de cada fase.

Los resultados obtenidos mostraron que el límite de detección estaba en un 2% de Ni y que ambos métodos presentaban errores equivalentes: entre un 5 y 10% para los porcentajes de 20, 10 y 5% de Ni y alrededor del 15% para los restantes.

1. "X-Ray Diffraction Procedures", J. Wiley and Sons. New York, 1974

8.4 MAQUINA DE ENSAYOS TRIAXIALES PARA EL ESTUDIO DE MECANISMOS DE FRACTURA DUCTIL.

E. Pasqualini

Se finalizó la construcción de la máquina de ensayos como primera etapa de un plan de trabajo de estudio de superficies de fractura, microductilidad e influencia de características mecánicas y metalúrgicas en los micro-mecanismos de rotura de materiales ferrosos de uso estructural.

El tipo de probetas utilizadas, cubos de aristas entre 15 y 20mm, serían factibles de ser irradiadas por su reducido tamaño para estudiar efectos de variación de propiedades fractomecánicas ante la radiación.

La máquina de ensayos consiste en ocho cilindros hidráulicos que aplican tracción sobre la probeta. Esta consiste en un cubo al cual van soldadas una pata por cada vértice y debilitada la sección con 12 cortes para conformar en definitiva un tetraedro regular traccionado normalmente en sus ocho caras.

Los cilindros son accionados en paralelo por una bomba manual. En el momento de rotura se mide la presión con un manómetro.

Se realizaron dos ensayos de prueba hasta poner a punto el sistema.

La observación de las superficies de fractura muestra características particulares atribuidas al alto estado de triaxialidad de las tensiones involucradas: zonas dúctiles y frágiles alternadas aleatoriamente y sin diferencias en los extremos de la rotura, evidenciando que no existen zonas con diferencias apreciables en la distribución de las tensiones.

8.5 RELACION ENTRE EMISION ACUSTICA Y PARAMETROS METALOGRAFICOS EN ACEROS

M.A. Bravo* M.S. Granovsky** y J.E. Ruzzante.

* UTN

** Dto. INEND

Se desea correlacionar en forma sistemática las señales de EA y diversas

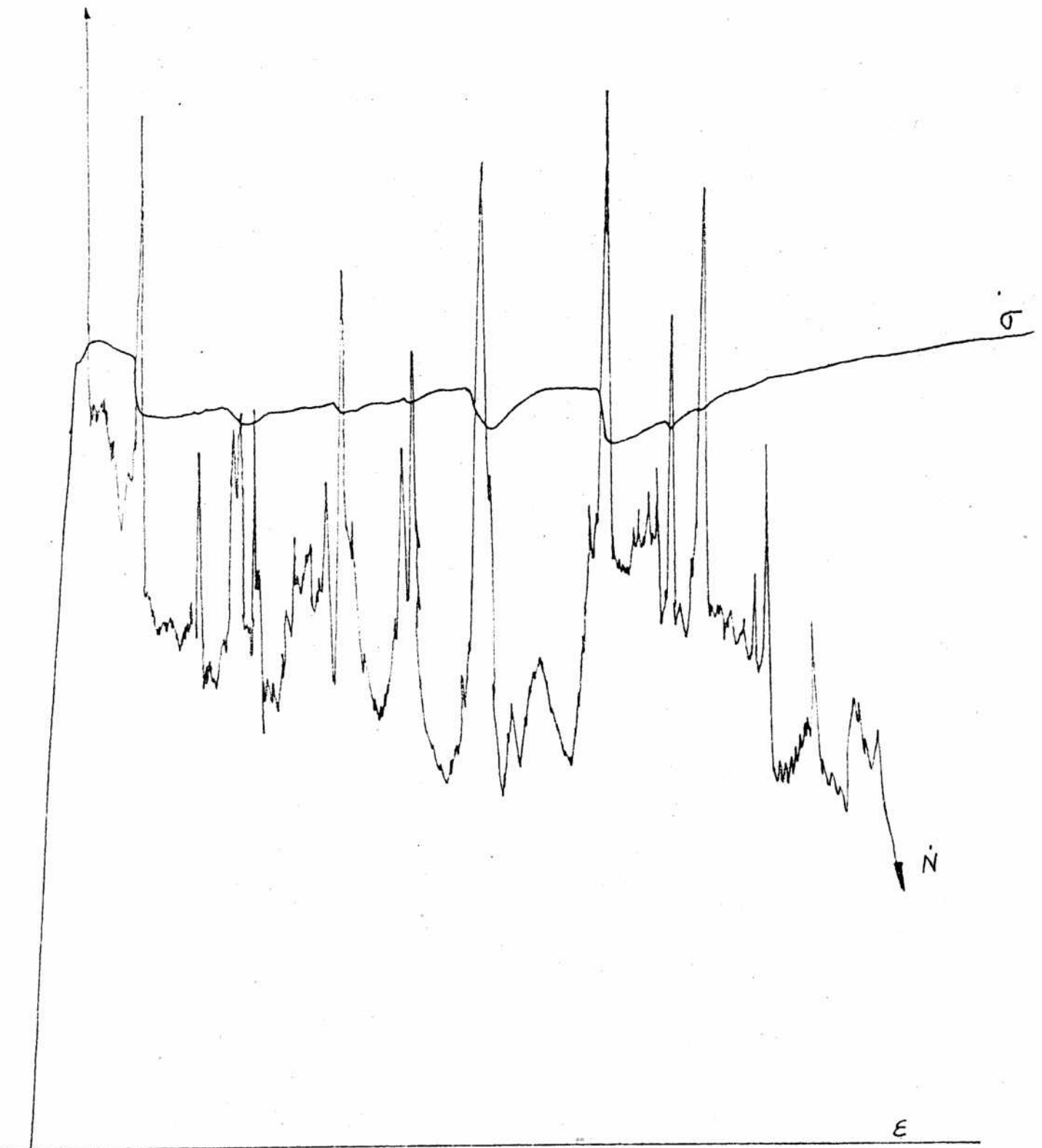


Figura 8.5.1

propiedades metalográficas durante ensayos de tracción unidireccional. En este resumen se presentan algunos resultados obtenidos. Se utilizaron probetas de acero de bajo carbono efervescentes y calmados de tipo comercial, las que fueron sometidas a recocidos de 700°C, 1000°C y 1200°C en atmósfera de Argón y enfriados lentamente.

En esta primera etapa los estudios fueron realizados exclusivamente en la zona de Luder, encontrándose una estrecha correlación entre caídas de tensión y picos de EA como puede observarse en la Fig. 8.5.1. No se encontraron diferencias significativas en la actividad acústica entre aceros efervescentes y calmados. Se halló una dependencia de la velocidad de conteo con la velocidad de deformación de tipo $\langle \dot{N} \rangle = a \dot{\epsilon}^b$ siendo $\langle \dot{N} \rangle$ valor medio de velocidad de conteo, $\dot{\epsilon}$ velocidad de deformación, a y b constantes. La actividad acústica decrece con el aumento del tamaño de grano, no observándose este comportamiento en las probetas recocidas a 700°C.

8.6 CARACTERIZACION DE PIEZAS METALICAS

T. Palacios y J.H. Rodríguez*

* Universidad Tecnológica Nacional, Regional Buenos Aires.

Mediante la utilización de distintas técnicas de análisis destructivos y no destructivos se caracterizaron piezas metálicas a los efectos de determinar los procesos tecnológicos empleados en su confección.

Para caracterizar las piezas estudiadas se utilizó la química analítica, metalografía, macro y micrografía y el microanálisis, con la intención de establecer la composición elemental, microestructura, fases presentes y su distribución. A partir de los resultados logrados se dedujeron las etapas metalúrgicas por las que pasaron los metales y aleaciones utilizados.

Se eligieron piezas metálicas antiguas, en las cuales, dada la escasa bibliografía existente, se conocía poco de los procesos metalúrgicos seguidos.

Como paso previo, a modo de ensayo y puesta a punto de las técnicas, se

estudiaron piezas de carácter histórico con análisis destructivos, ya que se disponía de suficientes ejemplares, cuyo costo no era alto y además se contaba con referencias de la aleación y de los procesos.

Las piezas elegidas fueron dos monedas argentinas de cobre del año 1883 de 1 y 2 centavos respectivamente, las cuales fueron seccionadas para ser estudiadas. De la observación metalográfica surgió la evidencia de una importante corrosión uniforme en ambas caras, con formación de óxidos de cobre y estaño, también corrosión intergranular que disminuye hacia el interior de las monedas con enriquecimiento en los límites de grano de cloro y estaño y además fisuras transgranulares que se propagaban paralelas a las caras desde la superficie.

El análisis químico de ambas monedas señalaba un apartamiento de la composición establecida por la ley 1130 del 5 de noviembre de 1881 que crea el sistema monetario nacional. Esta ley determinaba en su artículo 2do. que las monedas de cobre de 1 y 2 centavos tendrían una composición de 95% de cobre, 4% de estaño y 1% de cinc, sin embargo se encontraron contenidos de cinc de 3% en una y de 2% en la otra.

La parte central de este trabajo consistió en el estudio de piezas metálicas muy antiguas de nuestro país, de las que se desconocía totalmente la tecnología empleada y que además, dado su rareza y valor era descartable el sacarle partes para realizar los análisis.

Se estudiaron tres piezas prehispánicas: un tumi, atribuido a indígenas del noroeste argentino, un colgante perteneciente a la cultura Aguada y un ornamento zoomorfo hallado en las cercanías de la población de M. Elordi, Pcia. de Salta.

El tumi es un cuchillo, típico de las culturas americanas, caracterizado porque su hoja tiene forma de media luna y su mango es perpendicular al filo. Este tumi estaba hecho con una aleación de bronce al estaño, con inclusiones de sulfuros complejos, conformado por deformación plástica (forjado). Es muy probable que la aleación fue obtenida a partir de minerales del tipo de sulfuros. Figura 8.6.1.

El colgante presenta en el anverso la representación de dos rostros humanoides pero en cambio el reverso es liso. Está confeccionado en cobre prácticamente puro, posiblemente cobre nativo y con algunas inclusiones atrapadas. El método de confección fue probablemente, el de fundición en molde abierto. El modelado parecería hecho por el método de la cera perdida.

El ornamento zoomorfo representa una llama, y la aleación utilizada era de 87% de oro, 10% de plata y 3% de cobre. Esta aleación se obtuvo a partir de oro nativo que siempre está acompañado de plata y se le adicionó cobre en forma deliberada (tal vez para endurecer o para adecuar el color del metal). Fue deformado por forjado hasta alcanzar un espesor promedio de 226 micrones. La lámina resultante fue cortada con formones (no conocían las tijeras) y luego pulida. A posteriori fue repujada con distintas herramientas aguzadas para obtener detalles en sobrerrelieve y así completar los rasgos zoomorfos. Fig. 8.6.2.

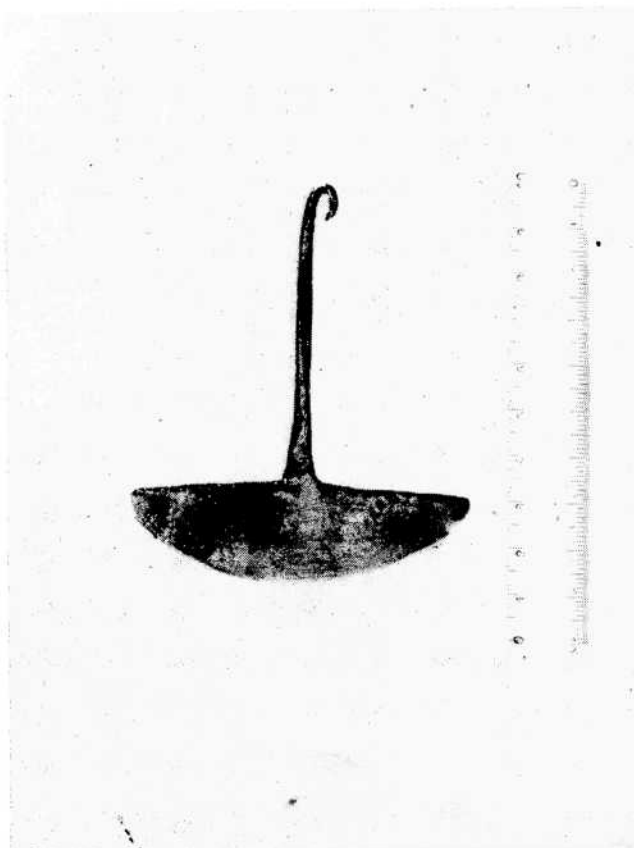


Figura 8.6.1.

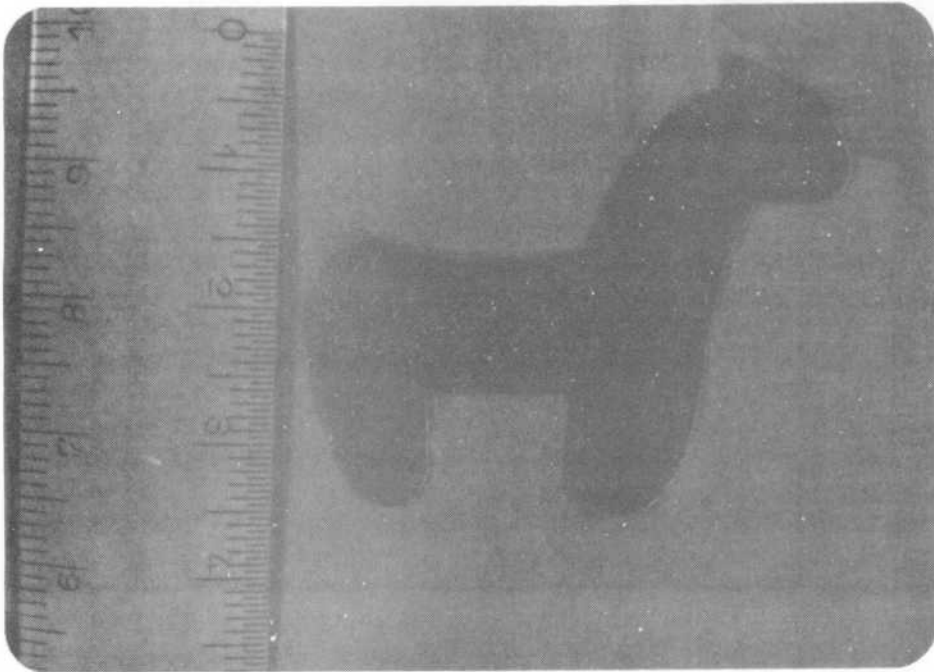


Figura 8.6.2.

9. SERVICIOS

9.1 ANALISIS DE SUPERFICIES (año 1983)

S. Hild y D. Geraci

El laboratorio presta un servicio de análisis dentro y fuera de la C.N.E.A.; además se utiliza su equipo en tareas de investigación dentro del Departamento. El equipo consiste en un espectrómetro de electrones ESCA 3 Mk II, de VG Scientific, que se controla por medio de una computadora PDP-8a Digital. El equipo permite utilizar tres técnicas de análisis de superficies, a saber: a) XPS (Espectroscopía de electrones por fotones de Rayos X), b) AES (Espectrometría de electrones Auger), c) UPS (Espectrometría de electrones por fotones de Rayos Ultravioleta).

Durante el año 1983 el laboratorio ha efectuado el servicio de análisis por un total de 39 muestras. Los organismos o instituciones que han solicitado análisis de muestras son: C.N.E.A. con 15 muestras (38%); Universidad de Compiegne (Francia), con 10 muestras (26%); Universidad Federal de Río Grande del Sur (Brasil), con 7 muestras (18%); INIFTA (Universidad de La Plata) con 6 muestras (16%); Industria privada, con 1 muestra (2%).

La técnica XPS, como la UPS, se basan ambas en la expulsión de un electrón muy ligado del átomo por la absorción de un fotón monoenergético de Rayos X ó de Rayos Ultravioleta respectivamente, y luego se mide la energía cinética del electrón expulsado, lo que permite identificar el elemento en cuestión.

En la técnica AES, el factor de ionización es un haz de electrones que expulsa un electrón orbital, produciéndose a continuación un reordenamiento de los electrones y la expulsión de otro electrón (electrón Auger) lo que permite identificar el elemento en cuestión.

Estas técnicas están complementadas con la posibilidad de efectuar análisis de profundidad haciendo una limpieza de la muestra por medio de iones de Argón.

Como ejemplos podemos citar el análisis de la interfase Fe-Zn de una chapa galvanizada deteriorada, separando mecánicamente las dos fases y analizando el material adherido a la superficie del lado del Zn. Se pudo constatar la presencia de Fe en la forma de Fe_2O_3 hasta la máxima profundidad analizada (500 Å). Otro ejemplo es la muestra de Fe implantado con Sn de 200K e.V. de la Universidad Federal de Río Grande del Sur donde se analizaron en profundidad los elementos Fe, Sn, O, A, hasta los 2600 Å con cálculo cuantitativo para Sn y O de 50 Å en 50 Å.

Entre los análisis efectuados para la CNEA podemos citar los solicitados por el INVAP de Bariloche (4 muestras). Además se han efectuado varias innovaciones en el equipo de análisis, como por ej.: la construcción de un "light box" para el diagnóstico de fallas de la interfase entre la computadora y el espectrómetro, como también una protección instalada en la computadora contra cortes sorpresivos de tensión, y un dispositivo de protección del detector de electrones durante el ciclo de barrido con iones Argón.

9.2. MICROSCOPIA ELECTRONICA DE BARRIDO

M. Ipohorski, A.A. Pochettino, R.A. Versaci, N.J. Marccone, L. Garaycochea e I.S. Lozada.

El laboratorio de microscopía electrónica de barrido fue organizado en el Departamento de Materiales en 1977. El microscopio Philips PSEM 500 instalado desde esta fecha permite obtener imágenes de electrones secundarios y retrodifundidos en todo tipo de muestras metálicas, cerámicas, y de materiales en general. El servicio incluye el metalizado previo con Ag, la observación de imágenes, la obtención de las micrografías, y el posterior revelado y copiado. En 1983 se atendieron 374 turnos, se tomaron 6100 micrografías, con alrededor de 10.000 copias positivas. La mayoría de los trabajos fueron realizados para los grupos del Departamento de Materiales (44%), la Gerencia de Investigaciones (17%), y el Departamento de Combustibles Nucleares (12%). Se han realizado tareas para el proyecto SUCOEM (5%), el Proyecto Agua Pesada (5%), PPFAE (2%), y para otros grupos del C.A. Ezeiza (4%). Se ha colaborado asimismo con otras instituciones de investigación y desarro

llo del país, con un 11% del total de observaciones.

Entre los trabajos más relevantes, se pueden destacar los siguientes:

- Caracterización de polvos de UO_2 .
- Microestructura de aceros utilizados en Atucha II
- Observación de aleaciones de Zr
- Observación de aceros inoxidables para Agua Pesada
- Fractografías para problemas de análisis de fallas solicitados por el SATI

El sistema de microanálisis dispersivo en energía EDAX permite la identificación de los elementos presentes en una muestra, en zonas de dimensiones inferiores al micrón, así como la obtención de los mapas de distribución de dichos elementos (X-Ray Mapping). Junto con las imágenes electrónicas, se han analizado así toda clase de muestras, superficies de fractura, incluso en aceros, vidrios. Se ha avanzado también en la elaboración de programas de cálculo para realizar determinaciones cuantitativas en el sistema EDAX. Asimismo se ha brindado asesoramiento y entrenamiento al personal de CNEA y de otras instituciones en la operación del microscopio electrónico de barrido, el de transmisión, y el EDAX en la preparación de muestras y en la interpretación de las imágenes respectivas (Los trabajos para la industria nacional se han efectuado a través del Departamento SATI).

9.3 QUIMICA ANALITICA

L. Quesada, J. Garibaldi y S. Palacio

El laboratorio realizó el análisis de 165 muestras que comprenden 424 determinaciones en 74 informes técnicos. El 70% de las consultas fueron realizadas por el personal del Departamento, un 13% correspondió a servicios para la Industria y el 17% restante a otros sectores de la institución. La técnica de análisis más empleada es la espectrofotometría de absorción atómica, siendo también una herramienta importante el analizador automático de carbono y azufre simultáneos que opera por combustión y absorciometría infrarroja. Los materiales más analizados han sido aceros, aleaciones de aluminio, aleaciones de circonio y latones.

Durante 1983 fueron revisados los métodos de análisis de fósforo en aceros y fue seleccionada la técnica volumétrica para aplicarla en aceros al carbono e inoxidables.

Por requerimiento del Servicio de Asistencia Técnica a la Industria se pusieron a punto técnicas de análisis con electrodos específicos y de absorción atómica para control de clorhidróxido de aluminio, se dieron las especificaciones del material enviado y se revisaron los procedimientos empleados en control de calidad por la empresa requirente.

Se dio entrenamiento en procedimientos analíticos al Ing. Huarte de Talleres Generales de la Base Naval de Puerto Belgrano para control de impurezas en Zn de alta pureza durante la fabricación de ánodos de sacrificio para lanchas rápidas.

El responsable del servicio se incorporó como representante de CNEA ante el IRAM en los subcomités de análisis químico de aluminio y sus aleaciones y el de metales no ferrosos y sus aleaciones.

9.4 ELECTRONICA

T. Palacios , D.A. Saulino y Daniel Mercado*

* Becario Enet 28 "República Francesa"

Durante el período considerado el servicio del laboratorio de Electrónica realizó el mantenimiento preventivo y correctivo del instrumental y equipamiento de apoyo del Departamento de Materiales; realizando además asesoramiento técnico y ensayo de componentes.

Se llevaron a cabo 88 servicios y 20 informes técnicos (85% para el Departamento Materiales y 15% para otros proyectos y Departamentos). Cabe destacar que desde la creación del laboratorio (5/6/79) se llevan realizados 444 trabajos y 90 informes técnicos sobre ensayos y servicios realizados.

Dentro de los servicios pueden citarse :

- Normalización de ensayos para la medida de resistencias,

inductancias y capacitancias con una precisión de 0,25%.

- Puesta a punto de la técnica de medida y registro de espectros (en el dominio de frecuencia) de señales periódicas.
- "Medición de propiedades ópticas en cerámicas". (presentado al Congreso de la American Assoc. for Dental Research. Secc. Argentina).
- Determinación de parámetros de funcionamiento de un diodo de descarga gaseosa (Lámpara de Grimm).

9.5 METALOGRAFIA OPTICA

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

El laboratorio de Metalografía Optica fue organizado en el Departamento de Materiales hace ya 27 años, siendo su objetivo principal la caracterización de las microestructuras de muestras metálicas y no metálicas mediante técnicas de microscopía óptica. El servicio que presta este laboratorio incluye la preparación de las probetas, desde el corte de la muestra original, la inclusión en resinas, desbaste superficial, pulido final mecánico y electrolítico, hasta el ataque preferencial químico o electrolítico. Se cuenta con amplia experiencia en la preparación de réplicas plásticas in-situ para la obtención de metalografías no destructivas. Se dispone de equipos de desbastadoras y pulidoras Struers y Buehler, microscopios metalográficos Olympus y Reichert para bajos aumentos, y bancos metalográficos Reichert-Mef para trabajos de alta resolución y aumentos del orden de 2.200 X. Los bancos metalográficos cuentan con accesorios para observaciones con luz polarizada, contraste de fase, interferometría y ensayos de microdureza. Todas las micrografías obtenidas son procesadas en el laboratorio de microfotografía.

Durante 1983 se realizaron más de 300 trabajos de metalografía, de distintas características, de las cuales 80 corresponden a solicitudes del Ser

vicio de Asistencia Técnica a la Industria. El total de micrografías obtenidas fue superior a 1200, con alrededor de 3500 copias positivas. Además de los trabajos mencionados se han obtenido más de 150 micrografías de distintas muestras y componentes, y unas 400 ampliaciones de las mismas.

Entre los trabajos realizados, se pueden destacar las metalografías de tubos de zircaloy, tapones de vainas, y diversas aleaciones de zirconio para los proyectos FAE y PPFAE. Para el Proyecto Agua Pesada se han realizado trabajos de metalografía de aceros inoxidables con distintos tratamientos térmicos y de sensitización. A solicitud del Departamento Combustibles Nucleares se realizaron metalografías de mini-placas de aluminuros y siliciuros de uranio, y U_3O_8 , dentro del proyecto ECBE. Se pudieron observar así las estructuras de los núcleos, como verificación de la homogeneidad de la distribución de aluminio después del proceso de co-laminado. También se realizaron trabajos de ceramografía para el complejo fabril Córdoba y para CONUAR.

Entre los 80 trabajos realizados para la industria a través del SATI se destaca la metalografía para el análisis de falla de un componente de acero inoxidable AISI 415 para Hidronor, análisis de inclusiones de muestras de acero 1065 para Acindar, metalografía de tubos de acero 1030 para Dálmine, caracterización de microfisuras de aceros especiales para Astilleros Domecq García, análisis de falla de un cilindro de prensa para Industrias Guidi, metalografías de tubos de caldera para Celulosa Argentina, microfisuras en una matriz de carburo de tungsteno de Renault, metalografía de fallas de calefactores solares de acero inoxidable 304 para Energía Solar, metalografía de fisuras por réplicas de la refinería de YPF Ensenada. Se realizaron asimismo con intervención del SATI, una serie de trabajos para ENACE entre las que se destaca la metalografía de la esfera de contención de Atucha II, soldaduras de Aldur, inoxidable 316 L y 446, metalografía de revestimientos de electrodos, y de cordones de soldadura de la esfera de contención. Para INVAP se realizaron determinaciones de sensitización en aceros inoxidables 316L, estudios metalográficos de un actuador para impresora de tungsteno-hierro, y de tratamientos de aceros inoxidables 316.

El personal del laboratorio de Metalografía colaboró asimismo en forma

continúa con los grupos de investigación y desarrollo de la Gerencia, en la preparación de probetas, pulidos, técnicas de microscopía óptica, obtención de micrografías, y brindó asesoramiento a becarios, seminaristas y tesisistas del Departamento Materiales.(CONICET, CIC, IAS). Colaboró activamente en los trabajos prácticos del III Curso de Metalurgia y Tecnología de Materiales, en los módulos "Introducción a la Metalurgia", "Solidificación", "Transformaciones de Fase y Tratamientos Térmicos", "Metalografía Óptica", y "Mecánica y Metalurgia de Fractura", "Soldadura".

9.6 MICROANÁLISIS

T. Palacios, G. Vigna y R. González.

En el período considerado se han realizado servicios de microanálisis con la Microsonda electrónica CAMECA MS 46, detallados en un total de 51 informes, de los cuales el 39% fueron para diferentes grupos de investigación, desarrollo y producción de la CNEA, 47% para la industria nacional a través del Servicio de Asistencia Técnica a la Industria (S.A.T.I.), 10% para otros centros de investigación, como es el caso de C.I.T.E.F.A. y el I.N.I.F.T.A. y un 4% para investigadores de universidades nacionales (del Sur y Buenos Aires).

Entre los trabajos más relevantes se han destacado: el microanálisis de la gota fría formada en soldaduras de la esfera de contención de la Central Nuclear Atucha II, análisis del polvo encontrado sobre una superficie de fractura de un tubo de acero de la Central Nuclear Atucha I, inclusiones en pastillas sinterizadas de dióxido de Uranio, productos anódicos adheridos a ánodos de sacrificio, inclusiones no metálicas en aceros, soldadura por brazing de uniones ceramo-metálicas para instrumentación.

El Lic. R. Espinoza García del Instituto Peruano de Energía Nuclear recibió un curso de entrenamiento en "Técnicas de Microanálisis en Sólidos con las Microsondas Electrónica y Laser".

9.7 COMPUTACION

E.A. Moyano

Durante 1983 el Servicio de Computación ha proseguido su actividad en función de las necesidades del Departamento. Las tareas desarrolladas han comprendido la ejecución de programas ya existentes y la elaboración de nuevos códigos orientados a la resolución de problemas surgidos de la investigación física.

Se ha continuado en la aplicación de métodos computacionales destinados a la resolución de problemas diferenciales que por distintas razones obligan a hacer uso de computadoras. Así se ha proseguido en el análisis y aplicación de recursos del Análisis Numérico, útiles en particular para la resolución de ecuaciones diferenciales parciales parabólicas. Se ha hecho especial aplicación de estas técnicas en problemas de borde móvil propuestos por el grupo Solidificación y Fundición de este Departamento.

Otro tema de especial interés ha sido el estudio y aplicación de modernos métodos computacionales destinados a mínimos cuadrados en modelos no linealizables.

9.8 DIFRACCION DE RAYOS X

D. Hermida y J. Caso

Se realizaron alrededor de 120 servicios a industrias, organismos del Estado y a otros laboratorios de CNEA. La gran mayoría de los mismos consistió en la identificación de compuestos cristalinos. En porcentajes menores se realizaron determinaciones de orientaciones de monocristales y de textura cristalográfica.

Pueden destacarse los trabajos realizados para la firma CONARCO S.A. y para el INTI. En el primero fueron identificados los compuestos cristalinos que componen varios electrodos importados para soldar aceros inoxidables, y, en el segundo, fueron identificados los componentes del mineral de Zapla.

9.9 ENSAYOS MECANICOS, TRATAMIENTOS TERMICOS Y LAMINACION

O. Carpineta

Este servicio, utilizando los equipos disponibles, ha desarrollado trabajos a solicitud de dependencias propias de CNEA como ser: Dto. Materiales, Dto. Combustibles Nucleares, Dto. de Física; proyectos SUCOEM, PPFAE, y Agua Pesada; CONUAR; y trabajos a terceros a través del Dto. SATI. Se realizaron, durante 1983, los siguientes:

Ensayos mecánicos (tracción, dureza, impacto, flexión), por usuario: Dto. Materiales 54, Dto. SATI 226, otras dependencias de CNEA 188, y varios usuarios 76. Totalizando 544 ensayos.

Tratamientos Térmicos (recocidos, templado y revenido, y normalizado en vacío o distintas atmósferas, como así también cementación gaseosa); totalizando en conjunto 199 tratamientos así distribuidos: Dto. Materiales 90, Dto. SATI 13, otras dependencias de CNEA 86, y varios 10.

Laminación. Se realizaron a temperaturas variables, dentro de los rangos de 900°C a -70°C para una gran variedad de materiales, llegando en algunos de ellos a espesores de 10 μ . Las solicitudes de trabajos fueron efectuadas por: Dto. Materiales 83 y otras dependencias de CNEA 59, totalizando 142 prestaciones.

Taller de probetas. Mecanizado de distintas probetas, como así también dispositivos especiales para realizar ensayos. Con distintas máquinas herramientas y cortes por electro erosión y disco de diamante. Así distribuidos: Dto. Materiales 183, Dto. SATI 148 y otras dependencias CNEA 46.

En el año 1983 se realizaron en conjunto 1162 trabajos, en muchos de los cuales, es de destacar el asesoramiento brindado por la división (Tratamientos Termomecánicos), al requerimiento de profesionales y técnicos, en el desarrollo de los trabajos tanto como en el análisis y discusión de los resultados obtenidos.

9.10 ENSAYOS DE RECEPCION DE ALEACIONES DE Zry-4 A ALTA PRESION Y TEMPERATURA.

M. García, L. Lanzani y S.M. de De Micheli.

Durante el período 1983 se continuó con los ensayos de recepción de muestras de Zry-4 provenientes de P.P.F.A.E. y F.A.E.

Las probetas previamente decapadas con una solución de HNO_3 - FH - H_2O y cuidadosamente lavadas fueron pesadas en una balanza de precisión y medidas con micrómetro y calibre. Luego se ensayaron en el autoclave de la División Corrosión en vapor de agua a 400°C y 100 atm. de presión durante 3 días.

Finalmente, se determinó el aumento de peso por unidad de área de las muestras, que de acuerdo a lo establecido en la norma ASTM G-2-74 no debe exceder los 22 mg/dm^2 siendo el óxido negro, brillante, adherente y sin indicios de corrosión acelerada.

Los materiales que no cumplían con estos requisitos fueron rechazados por no presentar un buen comportamiento frente a la corrosión.

Para verificar la calidad del ensayo, se colocó en todos los casos un testigo (tubo de Zry-4) que se sabe, exhibe buenas propiedades frente a la oxidación a alta temperatura.

9.11 ENSAYOS DE TRACCION

L. Constantino y A. Marxsen

Ensayos de tracción en: a) Zry⁴, tubos; b) ALDUR 50/65 (probetas sección circular); c) alambón de acero 1080; d) Fundición nodular (probetas sección circular).

Condiciones de ensayo: a) Temperatura ambiente y 400°C ; b) y c) temperatura ambiente; d) temperatura ambiente, 300 y 480°C .

Objetivo: a) Calificación de lotes de vainas según especificación REL-473

(σ_{mx} , $\sigma_{0,2}$, δt); b) Determinación de propiedades mecánicas (σ_{mx} , $\sigma_{0,2}$, δt); c) Determinación del módulo de Young; d) Comparar el comportamiento mecánico a tracción de material nacional e importado.

Nº de ensayos: a) 31 a temp. ambiente; 33 a 400°C; b) 4; c) 18; d) 3 (Se continúa con los ensayos).

Empresas solicitantes del servicio:

a) CONUAR-FAE; b) ENACE; c) ACINDAR; d) ALUAR.

10. ASESORAMIENTOS

10.1 ASESORAMIENTO EN CORROSION

C.J. Semino

Los objetivos de este asesoramiento ya fueron mencionados en el Informe de Actividades 1982 (9.11 - pág. 157).

Durante 1983 se respondieron trece consultas.

Descripción de algunos asesoramientos:

1) Reparación de una perforación desviada en la placa tubo del generador de vapor de la C.N.Atucha II.

Se evaluaron los posibles riesgos de corrosión por la reparación de la placa tubo del generador de vapor. Durante el maquinado de la placa tubo, una de las perforaciones resultó desviada, por lo cual el ligamento entre dos perforaciones quedó muy reducido. Debido a este defecto, dos posiciones aledañas de la placa-tubo no pueden ser entubadas y fueron taponadas.

Se analizaron todas las alternativas de reparación propuestas por K.W.U. desde el punto de vista de los riesgos de corrosión por el procedimiento de reparación finalmente adoptado, y se sugirieron los tipos de ensayos a realizar en K.W.U. para evaluar dichos riesgos.

2) Reemplazo del tipo de aleación en el diseño de un nuevo intercambiador evaporador de la C.N.Atucha I.

Este intercambiador-evaporador pertenece al sistema de destilación de aguas servidas en el área de control de la central y debe ser reemplazado debido a averías producidas por condiciones de operación inadecuadas. Los tubos y placa-tubo están construídas en acero DIN 1.4450 (tipo AISI 347) mientras que la envolvente se construyó con acero HII DIN 10425.

La C.N.Atucha I propuso construir un nuevo intercambiador totalmente en

acero inoxidable AISI 316-L.

Haciendo una evaluación de las condiciones de trabajo, tipo de medio y resistencia mecánica de este acero, se aconsejó utilizar acero AISI 1020 para la envolvente y acero inoxidable AISI 316-L para los tubos y placa-tubo.

3) Perforación de discos de ruptura en un reactor de polimerización (Monsanto)

Los discos de ruptura de níquel en un reactor de polimerización de estireno se perforan por ataque corrosivo a la presión normal de trabajo luego de unas pocas horas de uso.

Un análisis metalográfico de los mismos, reveló la existencia de inclusiones no metálicas de gran tamaño distribuidas no uniformemente en el metal. Mediante microsonda electrónica se determinó que dichas inclusiones son compuestos de aluminio-calcio y azufre-calcio-hierro.

Una observación de la zona corroída mediante el microscopio electrónico de barrido y utilizando el EDAX, mostró que los productos de corrosión del lado cóncavo (exterior), contenían azufre y sílice y que el ataque corrosivo se inicia en el lado cóncavo, expuesto al medio externo al autoclave.

La presencia de azufre en los productos de corrosión está indicando que el ataque se originó por la presencia de compuestos sulfurados en el aire (provenientes, por ejemplo de la combustión en calderas de derivados de petróleo que contienen azufre).

10.2 ASESORAMIENTO EN SELECCION Y PROCESAMIENTO DE MATERIALES

N. Badino.

Este servicio se presta a la CNEA y a otras instituciones, así como a la industria privada a través del SATI. Comprende búsqueda bibliográfica y realización de ensayos a escala de laboratorio o planta piloto. Estos se realizan en la División Tratamientos Termomecánicos con el apoyo de otras divisiones del Departamento de Materiales.

Durante 1983 se respondió a consultas sobre:

- Deformabilidad de aceros inoxidables ferríticos tipo EBI, para el proyecto OEA-LEMIT.
- Materiales a usar y modo de construir un cilindro fundido para prensa hidráulica. SATI.
- Fabricación por pulvimetalurgia de una matriz de conformado, de carburo de tungsteno, y su maquinado por electro-erosión. SATI.
- Tratamientos térmicos de matrices para conformado y corte de pequeñas piezas. Dto. Combustibles Nucleares.
- Deformabilidad por laminación en Zr puro.
- Análisis sobre posibilidades de provisión nacional de materiales ferrosos para CNIV. SATI

10.3 PROGRAMA DE VIGILANCIA DEL RECIPIENTE DE PRESION DEL REACTOR DE LA
CENTRAL NUCLEAR ATUCHA I
M. Mondino y J.C. Crespi

Se efectuó asesoramiento a la Dirección de Centrales Nucleares con respecto a la evaluación del informe técnico de la Empresa Kraftwerk Union AG, RFA (R423/83/02), relacionado con la discusión de los resultados del Programa de Vigilancia del recipiente de presión del reactor de la CNAI y sus consecuencias.

De la revisión crítica realizada surgieron las siguiente recomendaciones:

- Se recomendó que en virtud de la información técnica presentada por Kraftwek Union AG, referentes al análisis de tensiones del recipiente de presión de CNAI para operación tanto en condiciones de servicio como transitorios, como accidentes por pérdida de refrigerante, CNEA proceda a efectuar un estudio independiente del mismo, para determinar correctamente las implicancias de sus conclusiones.

- El valor de especificación para el material de forja limitativo del parámetro $RT_{NDT} = 0^{\circ}C$ y el valor obtenido en el programa de vigilancia es de $RT_{NDT} = + 10^{\circ}C$, estando por lo tanto fuera de especificación. Se recomendaron entonces efectuar los siguientes ensayos fractomecánicos:
 - a) K_{Ic} en grandes espesores en un centro de investigaciones independiente, si Kraftwerk Union demuestra no poseer tal información.
 - b) K_{Ic} puede ser reemplazado por mediciones de J_{Ic} en pequeños espesores. El Departamento Materiales de CNEA se halla en condiciones de efectuar tales mediciones pudiendo realizarse ensayos en probetas de hasta 75mm de espesor.
- A fin de determinar el grado de incerteza del efecto del espectro neutrónico, se recomendaron las siguientes acciones:
 - a) Irradiación de un acero estructural de referencia perteneciente al Programa de Investigación Coordinado OIEA en las mismas posiciones de irradiación acelerada en CNAI y efectuar su análisis en el país, de contar con las respectivas facilidades. En 1980 la Dirección de CNAI dispuso introducir dicho material en el interior del recipiente de presión del reactor de CNAI.
 - b) Irradiación acelerada del material de forja limitativo en reactores experimentales con similar espectro neutrónico y similar relación de neutrones térmicos a neutrones rápidos. El reactor RA-3 de CNEA podría ser empleado para efectuar tales irradiaciones si cumple las condiciones indicadas, caso contrario se recomienda considerar la irradiación acelerada en centro nuclear a designar en función de la información a ser requerida a Kraftwerk Union AG.
- Se recomendó poner servicio lo antes posible la Inspección en Servicio para CNAI. Esta debería permitir la detección de fisuras en la parte cilíndrica del recipiente de presión de CNAI del orden de 5mm de profundidad.

"Effects of residual elements on predicted radiation damage to reactor vessel materials. April 1977.

2. United States Nuclear Regulatory Commission "Resolution of the reactor vessel materials toughness safety issue". Task Action Plan A-11, Sep. 1981, NUREG-0744.

10.4 EVALUACION DE LAS PROPIEDADES MECANICAS PRE- y POSTIRRADIACION CORRESPONDIENTES AL PRIMER CONJUNTO DE CAPSULAS PORTAPROBETAS DEL PROGRAMA DE VIGILANCIA DEL MATERIAL DEL RECIPIENTE DE PRESION DE LA CENTRAL NUCLEAR DE ATUCHA I (CNAI).

J.C. Crespi

El método de análisis de diseño contra fractura rápida aplicado al material del recipiente de presión de la CNA-I, 22NiMoCr37, es el recomendado en el Apéndice G de la Sección III del Código ASME. Este método emplea la metodología de la mecánica de fractura lineal elástica y hace uso del parámetro temperatura de referencia para ductilidad nula, RT_{NDT} . El incremento de la temperatura de transición dúctil-frágil, ΔRT_{NDT} , obtenido en ensayo de impacto tipo Charpy-V debido a la irradiación neutrónica se agrega el valor original RT_{NDT} y este ajuste, $RT_{NDT} + \Delta RT_{NDT}$, se utiliza para indexar el material a la curva de referencia K_{IR} y a su vez fijar los límites de operación segura del reactor nuclear.

Este fragilizamiento por irradiación neutrónica se vigila mediante programas de irradiación, los cuales consisten en la remoción periódica de cápsulas de irradiación del interior del recipiente del reactor correspondientes a distintos porcentajes de vida útil a plena potencia, y el ensayo de las probetas de tracción, Charpy-V y WOL-1X en condiciones pre- y postirradiación correspondientes a los materiales limitativos extraídos de las placas forjadas localizadas en la zona más afectada por la irradiación neutrónica: material base, material de soldadura y de zona afectada por calor, siguiendo los requerimientos establecidos por la norma ASTM-E-185. En acuerdo con tales requerimientos, las probetas contenidas en nueve cápsulas de irradiación ubicadas en posiciones aceleradas en el interior del recipiente de presión

de CNAI fueron extraídas luego de 4,73 años de vida útil a plena potencia y ensayadas en el Centro Nuclear de Krafwerk Union AG, Erlangen, Rep. Fed. Alemana, así como el material representativo a la condición no-irradiada.

Del análisis efectuado de la comparación de las propiedades pre- y post-irradiación de los materiales del programa de vigilancia de CNAI se resumen las siguientes conclusiones:

- La extrapolación de la máxima fluencia calculada, de $1,77 \times 10^{18} \text{ n/cm}^2$ ($E > 1\text{MeV}$), obtenida para la pared interna del recipiente de presión de CNAI, para 4,73 años de vida útil a plena potencia, suministra una fluencia neutrónica de $1,28 \times 10^{19} \text{ n.cm}^2$ ($E > 1\text{MeV}$) para 32 años de vida útil a plena potencia.
- Puesto que las probetas fueron irradiadas en posiciones aceleradas, los factores de avance obtenidos, dentro del rango de 3 a 11, corresponden desde 40% hasta 150% de la máxima irradiación esperada sobre la pared interna del recipiente de presión.
- Se ha podido observar que el daño producido por los neutrones térmicos contribuye en un 5% al máximo daño por irradiación neutrónica en la pared interna del recipiente de presión, mientras que el daño de las probetas debido a neutrones térmicos alcanza el 85% del daño total. Se expresó entonces la fluencia neutrónica en la unidad de exposición neutrónica derivada de la función de daño desplazamiento de la sección eficaz, o, sea, DPA, desplazamiento por átomo, en lugar de fluencia neutrónica expresada en n/cm^2 ($E > 1\text{MeV}$).
- De acuerdo con la norma regulatoria US-NRC 1.99, el valor crítico para el corrimiento de la temperatura de transición dúctil-frágil es el que corresponde a uno de los materiales de forja, cuando en el ensayo tipo Charpy-V la expansión lateral supera 0,9mm: $\Delta RT_{\text{NDT}}(0,9 \text{ mm}) = 95^\circ\text{C}$ para una fluencia neutrónica correspondiente al final de vida útil, $\text{DPA} = 3,85 \times 10^{-2}$. Este valor se agregó al valor $RT_{\text{NDT}}(\text{inicial}) = + 10^\circ\text{C}$ y este ajuste se utilizó para indexar el material a la curva de referencia del Código ASME, $K_{\text{Ic}}(K_{\text{IR}})$ vs. $(T - RT_{\text{NDI}})$. Esta curva fijará los límites de operación en co

nocimiento del análisis de tensiones del recipiente de presión para distintas condiciones, de operación normal, de ensayo, de transientes y de emergencia.

1. C. Leitz "Embrittlement of reactor pressure vessel steels" IAEA TA Report N° 1364 WP/5/1364, July 25, 1978.
2. J.E. Volkis "Neutron fluence calculations for the first stage of the pressure vessel surveillance program of the Atucha nuclear power station". NT-DCN, September 1981, CNEA.
3. J.E. Volkis "CNAI pressure vessel surveillance program: Comparison of measured with calculated neutron fluences". NT-DCN, January 1982, CNEA.

10.5 EVALUACION DE LA POSIBILIDAD DE RUPTURA CATASTROFICA DEL TRAMO FISURADO Q_M DE LA CNAI.

A.F. Iorio y J.C. Crespi

Se ha estudiado la posibilidad de que fisuras longitudinales aparecidas en la quinta falla de los circuitos de cañerías Q_M de la CNAI se propaguen en forma catastrófica. La evaluación se ha basado en la determinación de longitudes de fisura crítica, del orden de los 400mm, y a la posibilidad de arresto de las fisuras asumiendo que las mismas se propagan por el proceso de fatiga térmica.

Se demuestra por medio del factor intensidad de tensiones, K_I , el es calculado a través del espesor de la pared del tubo, y, teniendo sólo en cuenta tensiones térmicas y de membrana, que el mismo es siempre superior al factor intensidad de tensiones umbral, K_{Iu} . Aquí se ha supuesto que K_{Iu} es aproximadamente constante a través del espesor de pared. Esto significa que la primera fisura que se inicie continuará propagándose hasta atravesar la pared de la cañería y no habrá así posibilidad de que una gran cantidad de fisuras iniciadas en distintos tiempos puedan coalescer para dar lugar a una fisura larga, de dimensiones cercanas a la crítica, lo cual sí daría una posibilidad de ruptura catastrófica.

1. A.F. Iorio, J.C. Crespi "Análisis fractomecánico preliminar de la performance a la rotura de los ramales de las cañerías Q_{M01} y Q_{M02} de C.N. Atucha "CNEA-NT-DI- 5/79.
2. H. Palamidessi, J. Porto "Ensayo en media escala del tramo fisurado Q_M de la Central Nuclear Atucha I" Gerencia Ingeniería - CNEA, abril 1983.
3. D. Burkhart. "Swedes repair BWR thermal fatigue cracks". Nuclear Eng. International, March 1982, pp. 21-26

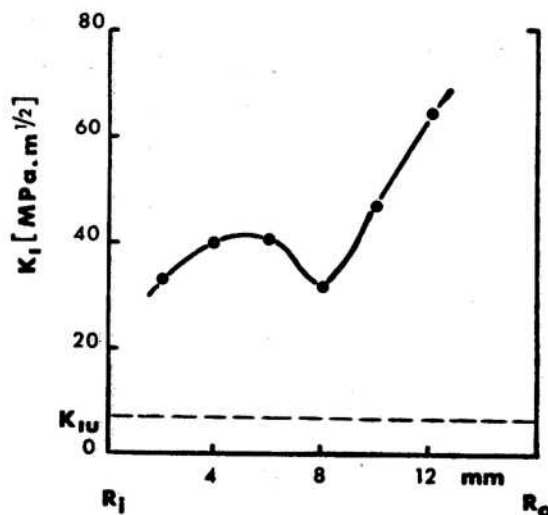


Figura 10.5.1

10.6 FATIGA TERMICA DE ACERO INOXIDABLE TIPO AISI 347

A.I.Iorio y J.C. Crespi

Desde las primeras fallas ocurridas en los tramos Q_M de la CNAI se demostró que fatiga mecánica no era el principal mecanismo de propagación de fisuras por cuanto las superficies de fractura no eran concordantes con las obtenidas en ensayo de fatiga mecánica en laboratorio.

Recientes trabajos confirman la formación de una zona estratificada

de agua fría-caliente en el mismo lugar de las fallas, con lo cual se supuso que la fatiga térmica estaría operativa. Algunas referencias bibliográficas indican además que comunmente las superficies de fractura en estos casos poseen una apariencia frágil transgranular, sin embargo no hay claras evidencias de este comportamiento en el material en cuestión.

A fin de reproducir, en lo posible, las condiciones termomecánicas de operación de la tubería, se ha implementado un sistema universal de ensayos, con un horno de calentamiento por inducción y un sistema de enfriamiento rápido por agua y aire. Se han ensayado probetas de tracción entalladas y sujetas a una tensión estática de alrededor de 300 MPa con el fin de acelerar los ensayos, mientras que el ciclo térmico entre 100°C se cumplía en 47 segundos, de los cuales 30 segundos eran utilizados en el calentamiento.

Bajo las condiciones de ensayos mencionadas, luego de aproximadamente 1000 ciclos se obtienen fisuras incipientes de alrededor de 300 μ , cuyas características se muestran en la micrografía de la figura 10.6.1

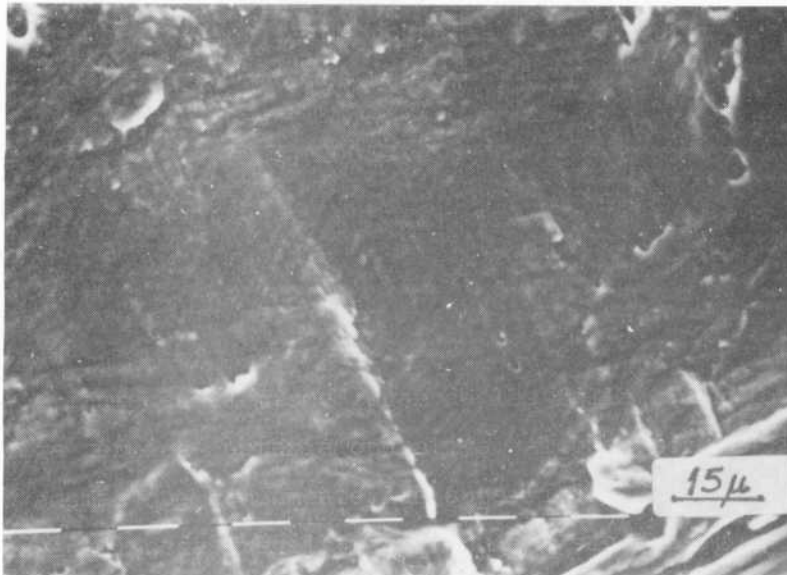


Fig. 10.6.1 - Micrografía de superficies de fractura por fatiga térmica en acero inoxidable austenítico Tipo AISI 347.

Se observa en esta figura que la rotura es de tipo transgranular dúctil, con claras estrías de fatiga, la cual no concuerda con las superficies de fractura de las tuberías falladas. Este hecho pone en evidencia nuevamente la acción corrosiva del medio ambiente como un fenómeno principal o cooperativo con aquel de fatiga.

1. D.J. Marsh "A thermal shock Fatigue Study of Type 304 and 316 Stainless Steels". Fatigue of Engineering Materials and Structures. vol.4 N°2 pp179 (1981).
2. PWR Pipe Crack Study Group "Investigation and Evaluation of Cracking incidents in Piping in Pressurized Water Reactor", NUREG-0691, Sep. 1980.

10.7 ANALISIS DE FALLA DEL VASTAGO DE UNA COMPUERTA DE LA CENTAL HIDROELECTRICA PLANICIE BANDERITA

H. Calleja*, C. del Franco*, O. Carpineta, S.L. Zalcmán, E. Pasqualini, A. Leston*, A.M. Hey, L. Quesada, M. Ipohorski y S.V. de Tanis**

* Departamento INEND

** Departamento SATI

El objeto del trabajo fue la determinación de las causas de la rotura del vástago de la compuerta N°1 de la central hidroeléctrica Planicie Banderita. Este trabajo multidisciplinario cubrió un total de 11 etapas incluyendo estudios metalográficos, fractográficos, propiedades mecánicas, identificación del material, ensayos de ultrasonido, y análisis radiográfico.

El estudio radiográfico del vástago, permitió visualizar las zonas donde existían defectos incipientes, además del que dió origen a la rotura. En los ensayos por ultrasonido a lo largo del vástago se obtuvieron resultados coincidentes con los presentados por la empresa, es decir señales que indicaban la presencia de defectos a 343 mm y 310 mm del extremo. El análisis químico mediante absorción atómica, volumetría y combustión para C y S, dió valores consistentes con los certificados de fábrica, acero inoxidable AISI 415.

En la superficie de fractura eran claramente visibles las tres zonas características de la rotura de una pieza cilíndrica sometida a tracción. La zona fibrosa central corresponde a la región que contiene la iniciación de la fractura, que es generalmente alguna discontinuidad del material.

La zona siguiente es la zona radial y corresponde a una propagación rápida de la fisura. Las marcas radiales emergen de la zona fibrosa central y son más bien finas como corresponde a la estructura de martensita revenida. Finalmente, el borde exterior del componente muestra los bordes dúctiles que se produjeron en las últimas etapas de la fractura. Las observaciones en el microscopio electrónico de barrido mostraron fractura intergranular, destacándose claramente las facetas de los granos primarios austeníticos, y fisuras secundarias perpendiculares al plano principal de fractura. En ninguna zona se encontraron evidencias de estrías de fatiga.

Se realizó un primer estudio metalográfico en una sección del vástago ubicada a unos 10 mm del extremo fracturado. Posteriormente en una zona contigua se obtuvieron muestras de una franja diametral para observaciones metalográficas longitudinales y transversales. Se observó una estructura de martensita revenida con tamaño de grano austenítico mediano, con algunas bandas de segregación.

En la parte central se observó una segunda fase, muy probablemente ferrita delta. Luego se realizó un estudio metalográfico de una sección que incluía la zona donde fueron detectados defectos incipientes por ultrasonido. Parte de esta sección se fracturó en el laboratorio para exponer, ambas caras de la fisura incipiente para su análisis. En el microscopio electrónico estas superficies eran similares a la superficie de la fractura original. La otra parte fue utilizada para estudiar el perfil de la fisura. Aquí se observó segregación de sulfuros sobre la fisura, y una mayor densidad de segunda fase que en zonas alejadas de la fisura.

También se realizaron ensayos de fractura por flexión lenta en probetas entalladas, que dieron superficies de fractura intergranular similares a la fractura original del componente. Se encontró mayor cantidad de segunda fase en zonas alejadas de la fractura.

Para obtener mayor información sobre las propiedades mecánicas y fractográficas del material se realizaron ensayos de tracción a temperatura ambiente, y ensayos de impacto. Estos últimos ensayos en probetas normalizadas dieron una temperatura de transición superior a la temperatura ambiente. La resistencia de la zona periférica es ligeramente superior a la de la zona central. Los ensayos de tracción a temperatura ambiente dieron fractura dúctil con apreciable alargamiento.

Para verificar la exactitud de los datos provistos por la empresa, se realizaron ensayos de templado y revenido del material. Se tomaron tres muestras y se realizaron tratamientos de 1 hora a $T = 900^{\circ}\text{C}$, 1000°C y 1100°C en enfriamiento al aire. Los tamaños de grano austeníticos indicaron que el tratamiento original fue realizado por debajo de la temperatura de crecimiento del grano.

A partir de las observaciones y ensayos realizados, se concluyó que la falla se originó en el centro del vástago, probablemente asociada a discontinuidades de segunda fase. La propagación de la fisura se produjo a lo largo de los límites de grano austenítico, como consecuencia de la baja resistencia del material, particularmente a temperaturas más bien bajas. La eventual aplicación de cargas súbitas debe aparentemente descartarse por la naturaleza del sistema de actuación de tipo hidráulico.

Las causas más probables de aparición de estructuras no adecuadas serán las siguientes:

- temperaturas de calentamiento excesivamente altas que originan un tamaño de grano no demasiado fino (ASTM N° 6, $50\ \mu$), y aparición de segunda fase en zonas segregadas.
- procesos de revenido dentro del rango que origina fragilidad por revenido.

Se recomienda que si es necesario seguir utilizando material de la misma composición, se ajusten las condiciones del tratamiento térmico, se procure material más homogéneo sometido a refusión por arco o por electroerosión, y se determinen más rigurosamente las propiedades de impacto.

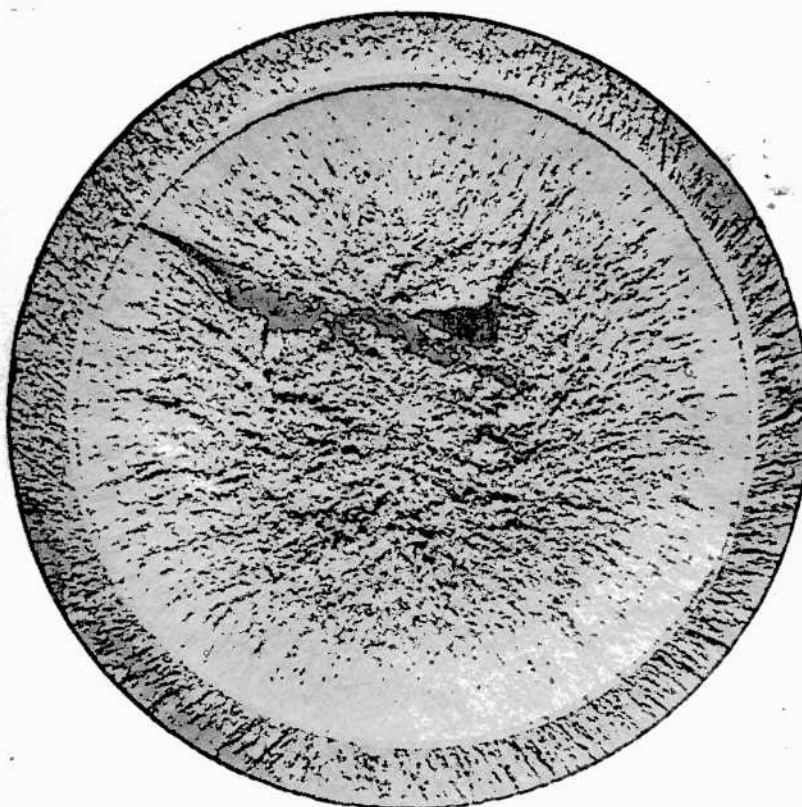


Figura 10.7.1 - Macrografía óptica de la superficie de fractura del vástago de la compuerta N° 1 de la Central Hidroeléctrica Planicie Banderita - Escala 1:1.

La fractura presenta el aspecto típico de una rotura por tracción. Se rotan las siguientes zonas:

- Zona fibrosa central, donde se inició la fisura.
- Zona radial, correspondiente a una propagación rápida de la fisura.
- Bordes dúctiles, correspondientes a la última etapa de la rotura. En el presente caso son apenas visibles en la micrografía, pues se extienden solamente unos 0.5mm de la superficie exterior del vástago.

La zona anular situada a unos 8 mm de la superficie exterior se debe a diferencias de estructura del material, que es un acero inoxidable AISI 415.

10.8 ANALISIS DE FALLA DE CIGÜEÑAL DE BALANCIN DE 150 Tn.

A.F. Iorio y J. C. Crespi

Debido a la prematura falla, por fisuraciones ocurridas en los cigüeñales, varios balancines debieron ser retirados de servicio.

De acuerdo a lo especificado, este tipo de balancín operaría a una carga máxima de 150 Tn., con una frecuencia de 140 golpes por minuto. Suponiendo que la vida útil de los mismos es de 10 años, esto implica aproximadamente $3,2 \times 10^8$ golpes en su vida. Aún suponiendo que no todos los golpes alcanzan la máxima carga dada la variedad de piezas construídas, se ha determinado que luego de 10^7 golpes aparecen fisuras, lo cual evidencia alguna falla en el material utilizado o en el diseño.

Del análisis macro y microscópico pudo determinarse que la iniciación y propagación de fisura fué debido a fatiga mecánica, sin embargo dado el alto grado de erosión existente, y al tipo de material (AE 1045 normalizado) no pudieron observarse claras estrías de fatiga, sin lo cual no se puede establecer una velocidad de propagación de fisura y por ende un correcto programa de inspección para vigilar el estado de los cigüeñales. Sin embargo, conociendo por datos del operador, que las fisuras se propagan muy lentamente, (en varios meses de servicio) se estableció, de acuerdo a las cargas utilizadas, cuales serían las longitudes de fisuras críticas, con lo cual se determinó en qué momento un reemplazo debía ser realizado a fin de evitar una ruptura que podría interesar otras componentes del equipo.

10.9 ANALISIS DE FALLA DE EJES DE TRITURADORAS DE ROCAS

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

Varios ejes de 2,4 Tn pertenecientes a una trituradora utilizadas en canteras de fabricación de cemento fallaron después de tiempos relativamente cortos en servicio.

Las fallas se produjeron por roturas en la sección transversal de los ejes, una de cuyas secciones fue provista al SATI para determinar las causas

de la rotura y prevención de las mismas.

La fractografía óptica de la sección presentaba dos zonas claramente diferenciadas, una de crecimiento de fisura estable que abarcaba alrededor del 20 % del área y otra de fractura rápida final. Esto indicaba un mecanismo de fatiga por flexión rotativa como responsable de la falla y, dado el tamaño de la zona de rotura final, se dedujo que la carga actuante en el eje era muy elevada.

La fractografía electrónica confirmó las observaciones anteriores, ya que en la zona de crecimiento estable de fisura se observaron claras estrías de fatiga a pesar de las recaladuras existentes.

La metalografía óptica mostró una estructura ferrítica-perlítica de granos equiaxiados, usual en un acero SAE 1045-1050 normalizado. Se observó asimismo que el material no presentaba problemas de decarburización superficial.

El análisis fractomecánico permitió calcular el máximo valor de la tensión umbral, $\Delta\sigma_u$, para evitar la iniciación y propagación de una fisura por fatiga y la tensión real que operaba sobre el eje, σ . En efecto, a partir de la expresión de Panes y col. (1).

$$\Delta K_{Iu} = \Delta\sigma_u \sqrt{\pi \cdot a} F(a/b)$$

donde:

ΔK_{Iu} : factor intensidad de tensiones umbral $6\text{MPa} \sqrt{\text{m}}$

a : longitud de fisura, en el presente caso igual a 8mm que es la profundidad del alojamiento de prisionero.

$F(a/b)$: factor ≈ 1 en el caso analizado.

resulta $\Delta\sigma_u = 38 \text{ MPa}$

Para conocer la tensión real aplicada se utilizó la misma expresión de Paris.

$$K_{Ic} = \sigma \sqrt{\pi \cdot a_c} F(a/b)$$

K_{Ic} : valor crítico del factor intensidad de tensiones, en este caso
50MPa $\sqrt{m}$

a_c : valor crítico de longitud de fisura, en este caso obtenido a partir de la fractografía y corresponde a la distancia recorrida por la fi
sura en forma estable, $\approx$ 57 mm.

resultando $\sigma = 118$ MPa.

Se concluyó entonces que las tensiones que operaban sobre el eje eran tres veces superiores al máximo valor de tensiones que no ocasionaría daño por fatiga en el material. Esto significa que hay una deficiencia en el di
seño o, realmente, el equipo no fue diseñado para trabajar con el tamaño y dureza de rocas utilizadas.

La posibilidad de trasladar los alojamientos de prisioneros o eliminarlos y una correcta terminación superficial (sin severas marcas de maquinado) bajaría las tensiones actuantes a límites tolerables. Además una mejora notable en las propiedades de fatiga se obtendrían si se endurece la superficie por tratamiento térmico o granallado, al menos en las zonas más compro
metidas.

1. H. Tada, P.C. Paris, G.R. Irwin "The Strees Analysis of Cracks Handbook".
Ed. del Research Corp. 1979 - pp. 224
2. S.T. Rolfe, J.M. Barsom "Fracture and Fatigue Control in Structures"
Ed. Prentice-Hall Inc. 1977. pág. 224.

10.10 ANALISIS Y PREVENCION DE FALLAS EN CILINDROS DE PRENSAS HIDRAULICAS.
A.F. Iorio y J.C. Crespi

Si bien en la actualidad la industria nacional no está funcionando en su capacidad máxima, algunas acciones se desarrollan a fin de reemplazar equi-

pos o componentes dada la dificultad de importación de los mismos. Aunque muchas veces la industria cuenta con un conocimiento del diseño global del producto a fabricar, no se provee la ingeniería de detalle con el suficiente "know-how" como para asegurar la correcta performance de los mismos.

En este trabajo se ejemplifica el tipo de asesoramiento brindado a la industria a fin de superar algunos de los inconvenientes presentados en la construcción de cilindros de prensas hidráulicas pesadas.

En este caso específico, los cilindros operan a una presión de 210 Kg/cm^2 (330 Kg/cm^2 máx.). con un espesor de pared el orden de 150 mm y 5 Tn. de peso. Luego de 6 meses de operación un cilindro falló debido a una larga fisura que se propagó en la unión soldada con la brida. Del análisis realizado se dedujo que las fisuras se iniciaron en defectos de soldadura, principalmente zonas con falta de penetración y falta de escoria, unidas a una alta tensión de operación.

Dado que en la vida estos componentes deben soportar mas de $2,6 \times 10^7$ ciclos de carga alternativa, el diseño debería contemplar que ninguna fisura existente se extienda por fatiga. Este comportamiento es siempre una relación entre la tensión aplicada y la longitud de defectos, y está dado por el factor intensidad de tensiones cíclico, ΔK , el cual debe ser menor al factor intensidad de tensiones umbral, ΔK_u , a fin de evitar propagación. Utilizando este concepto se determinó que, manteniendo las dimensiones del componente fallado, las longitudes de defectos máximos permitidos en diseño serían de 1,9 mm y 0,7 mm para una presión de operación de 210 y 330 Kg/cm^2 respectivamente. Estos resultados sirven además para seleccionar el método de ensayos no destructivos más adecuado, a fin de realizar un estricto control durante la etapa de fabricación.

10.11 ESTUDIO DEL COMPORTAMIENTO DEL ACERO INOXIDABLE DIN 1.4439 CON RESPECTO A LA CORROSION POR RENDIJAS.

R. Haddad y C. Semino

Con el fin de evaluar la influencia de microporosidades (o microrrechupes)

En la soldadura de tubos de acero inoxidable DIN 1.4439 se trazaron curvas de polarizaciónpotenciocinéticas en solución de NaCl 0,5 M a temperatura ambiente, utilizando probetas que incluían esa zona de soldadura y otras que no la incluían.

Un trabajo similar realizado anteriormente (G. Alvarez y A. Keitelman) de mostró que la línea de soldadura propiciaba la formación de rendijas donde se producía una corrosión acelerada. Dos determinaciones apoyaban aquella conclusión: la comparación de las curvas anódicas potenciocinéticas de ida y vuelta en probetas incluyendo zonas de soldadura con aquellas en las que no se incluyen las citadas zonas, dio como resultado la aparición de una histéresis (característica de los procesos de corrosión de rendijas) en experiencias con probetas del primer tipo y no en las del segundo tipo. Por otra parte, el examen microscópico demostró la existencia de zonas de corrosión por rendijas en el primer caso y no en el segundo.

En los ensayos presentes, se trató de evaluar el mismo fenómeno en tubos donde el proceso de costura fue mejorado para tratar de evitar tal problema. Las curvas de polarización obtenidas para probetas con y sin costura son similares, sin aparición de la histéresis; esto indicaría que no se estarían formando rendijas, la observación microscópica indica que en realidad si existe corrosión localizada a lo largo del cordón de soldadura, si bien ésta es de menor magnitud que la detectada por Alvarez-Keitelman, estimándose que sólo se produciría a altos potenciales, mientras que en el ciclo descendente se pasivaría.

Se observó una fuerte tendencia a la formación de rendijas (corrosión por rendijas) en los bordes de las probetas, por debajo de la resina epoxi de inclusión; se refinó la técnica de cubrimiento para evitar este fenómeno, descartándose los resultados obtenidos en circunstancias en las que ocurrió tal efecto (en estos casos las curvas de polarización mostraban la histéresis correspondiente a la existencia de corrosión por rendijas en el borde de la probeta, no en el cordón de soldadura).

Aparentemente, en la nucleación de corrosión por rendijas, es más importante el efecto borde que los posibles centros de ataque en los poros pre-

sentes. Estos resultados estarían indicando una cierta tendencia de este acero al ataque por rendija a pesar de su mayor contenido de molibdeno. Para corroborar este comportamiento se inició un ensayo comparativo de este acero con el AISI 316-L. En sendos tubos con costura de ambas aleaciones se colocaron anillos de cinta de Teflon de 2 cm de ancho, separado unos 5 mm entre sí y se colocaron ambos tubos en un vaso, sumergidos en solución de NaCl 0,5 N. El contacto de la cinta de Teflon con la Superficie de los tubos, origina rendijas donde se nuclea la corrosión por rendijas si el acero es susceptible a este tipo de ataque. Los resultados de esta prueba se irán conociendo a lo largo del período 1984/1985.

10.12 COMPORTAMIENTO DE INOXIDABLES AUSTENITICOS DE USO NUCLEAR 1-4980; 1-4571; 1-4550; 1-4571

P. Alvarez

1) Flejes de acero 1-4980

Objetivo:

Posibles diferencias de comportamiento de acero 1-4980 suministrado con y sin deformación.

Introduccion:

El acero 1-4980 es un inoxidable austenítico endurecido por precipitación.

El tratamiento térmico de envejecimiento a 720°C durante 16 horas sobre las piezas fabricadas dan al material una alta resistencia por formación de precipitados de $Ni_3(TiAl)$.

El envejecimiento de estos aceros depende entre otros factores del estado de deformación del material.

En consecuencia los ensayos se realizaron para estudiar la cinética de endurecimiento.

Ensayos:

- Metalografía
- Tratamientos térmicos en vacío durante 1-2-4-8-16 horas de los dos materiales suministrados.

Resultados:

- Por mediciones de dureza Vickers se estudia la cinética de endurecimiento. Dicha cinética es esencialmente más rápida en los aceros que tienen deformación previa. Esta diferencia desaparece a tiempos más largos de tratamiento no existiendo diferencias significativas de dureza luego de tratamientos a tiempos del orden de los especificados.

Conclusiones:

- De los resultados obtenidos sobre los materiales suministrados se infiere que ambos cumplen requisitos de aceptación después de 16 horas de tratamiento.

La variación de la cinética de endurecimiento podría presentar problemas de recocidos de corta duración.

- 2) Análisis de la validez de la relación entre valores de dureza y $\sigma_{\max}$. para aceros 1-455-; 1-4571; 1-4541.

Objetivo:

Poder determinar, los valores de $\sigma_{\max}$. conociendo los valores de dureza del material. Estimación del error cometido.

Introducción:

Está demostrado que para durezas Vickers $\sigma_{\max} = 0,33Hv$.

Esta relación es apreciablemente válida para materiales que no endurecen por trabajado mecánico.

En el caso de materiales que endurecen por trabajado, la relación entre $\sigma_{\max}$ y HV es $\frac{\sigma_{\max}}{HV} = \frac{1-X}{2,9} \left(\frac{12,5}{1-X} \right)^x$

siendo x el endurecimiento por trabajado.

Esta última relación es válida mientras no ocurran cambios estructurales

durante el ensayo de tracción, que no ocurran en el ensayo de dureza.

Esta última consideración es aplicable a algunos aceros inoxidables austeníticos que presentan transformaciones martensíticas a deformaciones mayores del 8% (deformación introducida al medir dureza Vickers). Es por esto último que existen desviaciones entre los valores de $\sigma_{\text{máx}}$ medidos y los calculados por tablas a partir de mediciones de dureza.

Resultados:

En los aceros suministrados y en austeníticos 347, 316 y 304, se midió dureza y $\sigma_{\text{máx}}$, se calculó el $\sigma_{\text{máx}}$ que correspondería a las durezas medidas.

Se puede establecer que para los austeníticos en general

$$\sigma_{\text{máx}} = \text{HV} \cdot \bar{C}$$

al valor $\bar{C}$ corresponde en primera aproximación $\bar{C} = 0.43 \pm 0.05$.

El error cometido calculando así $\sigma_{\text{máx}}$ es del orden de 20%.

Conclusiones:

La desviación del comportamiento de los aceros inoxidables austeníticos está influido por la transformación martensítica que ocurre por deformación.

La desviación del comportamiento clásico está dada, en definitiva, por la inestabilidad estructural intrínseca del material y ésta, a su vez, es función de la composición química del mismo.

10.13 ESTUDIO DE UNA PIEZA ANTIGUA

T. Palacios

Por solicitud del S.A.T.I. se estudió un arma de origen japonés propiedad de un coleccionista de sables "Samurai" que deseaba conocer el período histórico al cual pertenecía. Una de las condiciones impuestas para realizar este estudio fue que los diferentes ensayos y análisis a someter al arma no debían dañarla dado su presunto valor. Por este motivo se emplearon técnicas de análisis no destructivos a los efectos de no dejar marcas visibles,

siendo estas: la observación visual, radiografía de rayos X, microscopía electrónica de barrido, microanálisis y microdureza.

La finalidad buscada con los análisis fue la de determinar el proceso tecnológico de manufactura del arma para luego compararlo con aquellos que se sabe fueron usados en los diferentes períodos históricos.

El examen visual permitió establecer la forma y dimensiones físicas de la hoja, además de observar marcas superficiales que no pudieron resolverse con el ojo desnudo, por lo tanto se decidió estudiarlas con el microscopio electrónico de barrido.

Se encontraron tres tipos diferentes de marcas superficiales. El primer tipo consistía en discontinuidades del metal, de forma más larga que ancha, tal vez debido a fallas en el plegado o de soldadura entre trozos adyacentes. El segundo tipo de forma redondeada y con cierta profundidad dió la impresión de haber sido causado por corrosión localizada. El tercer tipo de marcas era de inclusiones. El analizador de rayos X del instrumento determinó la presencia sólo de azufre e hierro, mientras que en la matriz metálica sólo detectó hierro.

Se realizaron radiografías de rayos X para visualizar el interior del sable. Las placas indicaron la presencia de defectos, probatorios de la existencia de discontinuidades o de óxidos en el seno del metal, algunos de éstos eran lo suficientemente grandes como para aflorar a la superficie y ser observados a simple vista.

La dureza superficial fue comprobada en varios puntos de la hoja con un microdurómetro a los efectos de no dejar huellas visibles. Los valores encontrados fueron variables pero todos de bajo valor.

En base a los ensayos y pruebas efectuados, se deduce que la hoja metálica fue confeccionada soldando trozos de acero, en caliente, aunque esa tarea no fue prolija, ya que dejaron huellas en la superficie de los sucesivos plegados.

No se realizaron tratamientos térmicos posteriores al forjado y por lo

tanto nunca fue templada. El acero empleado no estuvo aleado y solo se encuentran inclusiones de sulfuro de hierro, típicas del proceso de obtención del metal. En algún período de la existencia del arma, sufrió ataque corrosivo, aunque posteriormente éste cesó y sólo quedaron sus huellas.

Se puede concluir que el proceso tecnológico empleado para confeccionar la hoja no era muy desarrollado, puesto que se notan huellas del forjado y además no fue templado el filo, tal como lo eran los sables samurai típicos.

Los períodos en los que se divide la historia de los sables japoneses son cuatro. El arcaico(CHOKUTO) que va desde el inicio de la metalurgia del hierro hasta el 900 d.J.C., el antiguo (KOTO) entre el 900 y el 1530 d.J.C., el nuevo (SHINTO) desde el 1530 al 1867 y el moderno (SHIN-SHINTO) desde 1868 hasta el presente.

Durante el período arcaico los sables fueron hechos, en su mayoría, por herreros de China o Corea, o bien por los primitivos herreros japoneses, de acero pero sin templado o con éste deficiente y de tipo recto, meras imitaciones de hojas Chinas.

En el período antiguo, llegaron los samurais y se adoptó el sable para el combate de caballería, de hoja de acero, curvada, con un solo filo y templada. El largo de los sables alcanzaba los 120 centímetros.

Durante el período nuevo, la guerra civil terminó y a consecuencia de ello los sables se acortan pero mantienen sus características tecnológicas. Mientras que en el período moderno finaliza el sistema feudal, los samurais pierden prestigio y los sables se usan sólo como adorno por lo que la tecnología artesanal tradicional desaparece.

En el caso del sable estudiado, este debió ser realizado después de la introducción de la edad de Hierro en el Japón, esto es en el siglo VII de nuestra era y como no se encontró evidencia de templado, ni la prolijidad característica de los sables samurais típicos, además de no corresponder la forma ni los filos, no es del período antiguo sino del anterior.

En conclusión, las fechas entre las cuales el sable debió ser confeccionado

nado, estarían entre el 600 y el 900 de nuestra era, correspondiente al período arcaico, conocido como CHOKUTO.

10.14 DESARROLLO DEL PROGRAMA "LINGOTES"

A.M. Monti

A solicitud de P.P.F.A.E. fue desarrollado el programa de computación "Lingotes". Dicho programa, elaborado en lenguaje Fortran IV, calcula la carga individual de materia prima disponible en depósito para fabricar un lingote de Zry-4, cuyo peso y composición química son datos de entrada del programa. El cálculo requiere asimismo como datos de entrada la proporción y composición de algunos tipos de materias primas (p.e. esponja, material de reciclado calificado etc.), en tanto que para otros (p.e. elementos aleantes, etc) dichos datos son obtenidos autoconsistentemente.

El cálculo se ajusta a criterios técnicos y económicos adecuados al problema a fin de optimizar la carga del lingote, el cual debe ceñirse en composición e impurezas a normas preestablecidas.

Se ha efectuado la transferencia del programa al Proyecto Fábrica de Aleaciones Especiales.

10.15 FACILIDADES BLINDADAS

D.A. Di Bella, G. Gerardini, M. Mondino, E. Guillaume* O. Lovotti**
R. Lombardi*

* Dto. Combustibles Nucleares

** Dto. Reactores Nucleares

Dada la urgente necesidad de contar con facilidades blindadas que permitan el manipuleo y la determinación de propiedades mecánicas en materiales irradiados, se realizó un estudio técnico para implementar las mismas en las adyacencias del RA-6 (C.A.B.).

Se realizaron los planos y un proyecto que fue presentado a la Dirección

de Investigación y Desarrollo. Lamentablemente razones de presupuesto impidieron la concreción de este proyecto.

Se colaboró en proyecto de celdas calientes para Elementos Combustibles tipo CANDU facilitando detalles para la ingeniería de diseño de la línea metálica de celdas. Esta línea de celdas se utiliza para el tratamiento de materiales estructurales irradiados.

La importancia de estos proyectos para CNEA radica en que, de contarse con estas facilidades se podría realizar el programa de vigilancia de los aceros de los recipientes de presión de CNAI y CNAII, así como otros estudios relacionados con el efecto de fragilización por irradiación con neutrones.

10.16 ASESORAMIENTOS EN GENERAL

1. "Calificación y Estudio de tubos de aceros inoxidables". T. Pérez y J. Morgenfeld.
2. "Análisis de la textura de aceros de alta resistencia". G. Domizzi y A. Sarce.
3. "Texturas de chapas de Colada Continua". G. Domizzi y A. Sarce
4. "Revisión bibliográfica sobre Texturas en aceros". A. Sarce
5. "Protección y limpieza de la superficie interna de las torres de intercambio isotópico H_2S/H_2O , del reactor experimental de agua pesada" E. R. de Schiapparelli y G. Alvarez.
6. "Comportamiento de la película pasivante en condiciones de no regeneración (torre fría) en el reactor experimental de agua pesada" E.R. de Schiapparelli y G. Alvarez.
7. "Análisis de fallas en aceros asociados a inclusiones". E.R. de Schiapparelli.
8. "Estudio de ampollado y daño asociado al hidrógeno" E.R. de Schiapparelli y A. Hey.
9. "Caracterización de inclusiones en aceros inoxidable austeníticos de la serie 300: 304, 316, 321 y 347 y asesoramiento en el rol de las in

clusiones en el comportamiento frente a la corrosión". E.R. de Schiapparelli.

10. "Caracterización de inclusiones en muestras de acero calmado al aluminio A 516 y estudio del rol de las inclusiones en el comportamiento frente a la corrosión". E.R. de Schiapparelli.
11. "Análisis de falla en Cables de Cobre". P. Alvarez
12. "Calificación de acero DIN de CW". P. Alvarez
13. "Análisis de probetas para determinar la causa de rotura de un caño de gas". P. Alvarez.
14. "Tratamientos térmicos de muestras de Hierro-Silicio". P. Alvarez

11. PUBLICACIONES

"Procesos de transporte en la corrosión localizada"

S.M. Gravano y J.R. Galvele

Proceedings del III Congreso Argentino de Fisicoquímica, INIFTA, La Plata,
19 al 23 de setiembre de 1983, p.56

"Procesos de transporte en el picado del cinc en soluciones tamponadas con borato".

A.D. Keitelman, S.M. Gravano y J.R. Galvele

Proceedings del III Congreso Argentino de Fisicoquímica, INIFTA, La Plata,
19 al 23 de setiembre de 1983, p. 78.

"Efecto del pH sobre la corrosión bajo tensión del acero inoxidable 304 en soluciones de cloruros".

I.A. Maier y J.R. Galvele.

Proceedings del III Congreso Argentino de Fisicoquímica, INIFTA, La Plata,
19 al 23 de setiembre de 1983, p. 46.

"Estudio de la cinética de evolución de hidrógeno sobre Zr y Zry-4 en medio alcalino".

L. Lanzani y S.M. de De Micheli

Proceedings del III Congreso Argentino de Fisicoquímica, INIFTA, La Plata,
19 al 23 de setiembre de 1983, p.45.

"Puesta a punto y calificación de un autoclave para ensayos de corrosión a alta presión y temperatura de tubos de Zry-4".

L. Lanzani, C.J. Semino, M.E. García y S.M. de De Micheli

Proceedings de la XI Reunión Científica AATN, Buenos Aires, 14 al 18 de noviembre de 1983, p.137.

"Estudios de una soldadura defectuosa en un componente nuclear".

J. Ovejero García y C.J. Semino

Proceedings de la XI Reunión Científica AATN, Buenos Aires, 14 al 18 de noviembre de 1983, p. 164.

"Corrosión en vainas calefactoras auxiliares en un sistema de calefacción solar".

C.J. Semino y J. Ovejero García.

Proceedings de la XI Reunión Científica AATN, Buenos Aires, 14 al 18 de noviembre de 1983, p.141.

"Comportamiento electroquímico de la aleación 6061 en presencia de ión cloruro".

I. Raspini y S.M. de De Micheli.

Proceedings de la XI Reunión Científica AATN, Buenos Aires, 14 al 18 de noviembre de 1983, p.139. Informe Interno - 35/83-CNEA.

"Estudio de la cinética de evolución de hidrógeno sobre Zr y Zry-4 en medio alcalino".

L. Lanzani y S.M. de De Micheli

Proceedings de la XI Reunión Científica AATN, Buenos Aires, 14 al 18 de noviembre de 1983, p.142.

"Evaluación de la susceptibilidad a la corrosión localizada en tubos de acero inoxidable para condensadores de vapor".

A.D. Keitelman y M.G. Alvarez

Proceedings de la XI Reunión Científica AATN, Buenos Aires, 14 al 18 de noviembre de 1983, p.134.

"Uso del plomo en contenedores de residuos radioactivos. Comportamiento frente a la corrosión".

S. Wexler y R. Cassibba.

Proceedings de la XI Reunión Científica AATN, Buenos Aires, 14 al 18 de noviembre de 1983, p.135.

"Estudio del proceso de iniciación de fisuras durante la corrosión bajo tensiones de las aleaciones de circonio usadas en vainas de elementos combustibles nucleares".

R. Haddad y B. Cox.

Proceedings de la XI Reunión Científica AATN, Buenos Aires, 14 al 18 de noviembre de 1983, p.135.

viembre de 1983, p.136.

"Investigations of crack initiation during environmentally induced cracking of the Zircalloys".

R. Haddad y B. Cox.

Publicación de la Atomic Energy of Canadá Limited, AECL-8104, octubre 1983.

"Pitting Corrosión".

J. R. Galvele

Capítulo I del libro: "Treatise on Materials Science and Technology", Volumen Corrosión. (Ed.: J.C. Scully), Academic, Press, p. 1-57, 1983.

"Equilibrio de fases en Circonio y sus aleaciones binarias".

Coord.: J. Abriata (CAB) y D. Arias

a) "El sistema Zr-H" E. Zuzek

b) Intersticiales y configuraciones amorfas en aleaciones de Zr" R.H. de Tandler.

c) "Autodifusión de Zr: sus características anómalas" .

F. Dymant.

d) "Estabilidad de la fase omega en circonio".

D. Arias

e) "El sistema Zr-Sn" L. Roberti

Proceedings de la XI Reunión Científica AATN. Bs.As. 14 al 18 de noviembre , p. 155

"Stable and Metastable equilibrium states of the Zirconium - Tin system".

J. Abriata (CAB), D. Arias, J.C. Bolcich (CAB).

ASH/NBS Alloy Phase Diagram Program, Bulletin of Alloy phase Diagrams.

Vol.4 - Nº2 . p.147-154. 1983.

"The solubility of Sn in α and β Zirconium below 1000°C".

D. Arias y L. Roberti J. of Nuclear Materials, 118, 143-149, 1983.

"Endurecimiento por trabajado de aceros inoxidables austeníticos"

P. Alvarez y A. Hey

Proc. XXXVIII Congreso ABM, Sao Paulo, 1983

Vol. 2. p. 1.

"Observations on the microstructure of the transformation $\xi \rightarrow \beta'$ in the system Ag-Cd".

A. Sarce, J. Kittl.

Proceeding of the International Conference on Solid-Solid Phase Transformations.

E.E.U.U. p.901-1983.

"Cálculo de las variaciones de energía de un borde de grano anclado por una partícula".

A. Sarce

CNEA-NT-11/83

" ^{51}Cr Diffusion in Zr-Sn Alloys"

L.I.Nicolai, R. Migoni y R.H. de Tandler

Journal of Nuclear Materials 115 (1983) 39-48.

" ^{51}Cr Diffusion in α -Zr Single-Crystals"

S.N. Balart, N. Varela y R.H. de Tandler

Journal of Nuclear Materials 119(1983) 59-66

"Difusión Anisotrópica de ^{51}Cr en monocristales de Zr- α "

Nilda Varela, S. Balart y R. Tandler

XXXVIII Congreso Anual - Associacao Brasileira de Metais

Vol. 2 Metalurgia Física. (1983) MF-7 p.103

"Diffusion of Nb in Fe and in some Fe alloys"

S. Kurokawa, J.E. Ruzzante, A.M. Hey y F. Dymant

Metal Science 17, 433, 1983.

"Difusión de Ni^{63} en aleaciones de Cu-Al en fase γ_2 : dependencia con la concentración"

M. Iribarren

Tesis de Licenciatura presentada en el Dpto. de Física, FCEyN-UNBA

"Metallographic sulphur determination by SEM in austenitic Stainless steel weld metal" J. Morgenfeld, M. Solari, J. Ovejero García.
Welding Journal 62, (5), 1435, 1983.

"Los nuevos aceros inoxidable ferríticos de estra bajos intersticiales (EBI) y su soldadura"
J. Morgenfeld, T. Pérez, M. Solari
PMM/R-01, 1983

"Defectos superficiales en colada semicontinua de aluminio"
T. Pérez, M. Solari, H. Biloni
Anuales del Simposio Latinoamericano sobre aluminio en Latinoamérica
- Oaxtepec - Méjico

"Incorporación de loa aleantes a la esponja de Zirconio para la obtención de lingotes de Zircaloy-4 en escala de laboratorio".
CNEA-NT 7/83
E.E. Vicente, D.E. Balzaretti y R.A. Morando

"Campo electromagnético y generación de calor en la refusión de metales por electrosoria".
G. Sánchez Sarmiento (ENACE) y E.E. Vicente
CNEA-AC 30/83, PMTM/A-52

"Obtención de núcleos con alta concentración de Uranio para Combustibles Nucleares tipo placa (MTR) por dispersión de aluminuros de uranio en aluminio".
R. Morando, H. Raffaelli y D.E. Balzaretti
Energía Nuclear, N° 11, p. 120, 1983.

"Factors influencing inclusion chemistry and microstructure in submerged-welds".

M.E. Saggese, A.R. Bhatti (S.V.), D.N. Hawkins (S.V.) and J.A. Witheman (S.V). "Proceedings de la Int. Conf. "The effect of Residual, Impurity and Elements on Weldability and Weld Properties".
London 15-17 Nov. 83. The Welding Institute.

"Comportamiento fraccional y desgaste del Zr-IV"

H.A. Fernández, J.E. Ruzzante y J.H. Vosen.

Proceedings del III Congreso Nacional de Metalurgia Santiago-Chile (1983).

"Nomograms of flow stress of typical steels for hot Rollint".

G. Carfi, J.E. Ruzzante, J. Torno y A. Hey

Trans. I.S.I.J. Vol. 23 1983 (717)

"Introducción a la emisión acústica"

M.S. Granovsky y J. Ruzzante

CNEA-AC 36/83

"Microanálisis semicuantitativo dispersivo en energías"

R. Versaci y A. Pochettino

CNEA-AC 25/83; PMTM/A-49 (1983).

"Partículas de segunda fase en aleaciones de circonio"

R. Versaci - M. Ipohorski

Proceedings de la XI Reunión Científica AATN/83

"Caracterización de inclusiones en aceros"

E. Schiapparelli - R. Versaci

Proceedings de la XI Reunión Científica A.A.T.N/83 pág. 153

"Composition of Zr (CrFe)₂. Type precipitates in zircaloy-2 and zircaloy-4"

R.A. Versaci y M. Ipohorsky

J. of Nucl. Mater. 116 (1983) 321.

"Toughness Improvement of AISI 403 12% Chromium steels by Double Austenitizing Heat treatments".

R.R. Hosbons y M. Ipohorsky

AECL. Report 7989, Chalk River Nuclear Laboratory, February 1983

"Intermetallic Precipitates in zircaloy-4 Alloys"

C. Menoni, T. Palacios y D. Arias

Proceedings of International Conference on Solid-Solid Phase Transformations, Pittsburgh. Ed. Aaronson, Laughlin, Setert and Wayman. Publication AIME, 1983

"Porcelain sur Alliages non Precieux"

O. Riesgo, T. Palacios y G. Vigna

Les Cahiers de Prothese, N°42, Juin 1983

"Determinación cuantitativa de Fases por Difracción de Rayos-X

H. Cabrera y J.D. Hermida

CNEA-AC 1983

"Estudio Mineralógico del Yacimiento King Tud, Proveed. de La Rioja"

M.K. Brodtkorb*, H.J. Bernhardt** y T. Palacios

* Secretaría de Minería

** Univ. de Hamburgo

Revista de la Asociación Argentina de Mineralogía, Petrología y Sedimentología 14, (3-4); 84, 1983.

"Evaluación de la posibilidad de simulación con Radiación γ de alta energía del daño producido por neutrones en un acero estructural"

P. Vedoya

Tesis de Licenciatura, UNBA (1983)

"Model to Simulate Oxidation Kinetics of Zircaloy-4 During Temperature Transients Between 600 and 800°C".

A. Denis y E.A. García

Journal of Nuclear Materials. Vol. 114 (1983) 75-84

"Model to Describe the Interaction Between UO_2 and Zircaloy in the Temperature Range 1000 to 1700°C".

A. Denis y E.A. García

Journal of Nuclear Materials. Vol. 116 (1983) 44-54

"A study of Diffusion of Oxygen in α - Titanium Oxidized in the Temperature Range 460°C - 700°C".

D. David, G. Beranger y E.A. García

Journal of the Electrochemical Society. Vol. 130 (1983) 1423-1426

"Estudio de la oxidación a temperatura ambiente y determinación de los coeficientes de difusión de oxígeno a temperaturas entre 200 y 350°C en circonio y aleaciones circonio-estaño".

C. Oviedo de González

Tesis Universidad Nacional de Córdoba, IMAF. 1983

"A study of Friction and Axial Effects in Pellet-Clad Mechanical Interaction".

S. Harriague y J.E. Meyer*.

*Dep. Nucl. Engineering M.I.T. (USA)

Water Reactor Fuel Element Performance Computer Modeling, (Editor: John Gittus), Applied Science Publishers Ltd. p.187 (1983)

"Phenomenological and Basic Models in Fuel Rod Simulation".

S. Harriague, E.J. Savino, C.A. Baigorria y N.S. de De Grande

Transactions of the 7th International Conference on Structural Mechanics in Reactor Technology, Chicago, U.S.A.; vol. C. p. 29 (1983)

"Fuel Thermal Behaviour under Transient Conditions".

C.A. Baigorria, S. Harriague y E.J. Savino

Transactions of the 7th International Conference on Structural Mechanics in Reactor Technology, Chicago, U.S.A.; Vol. C, p.97 (1983).

"Análisis Microestructural de los Procesos de Deformación en Zr y cálculo teórico de diagramas de "Yield Loci"".

N. Smetniansky de De Grande y E.J. Savino.

"Crecimiento y creep bajo irradiaciones de Zr. Análisis de su dependencia con la textura".

N. Smetniansky de De Grande, A.A. Pochettino y E.J. Savino
CNEA-NT 6/83.

"Stress-induced Preferred absorption due to saddle-point anisotropy: the case of an infinitesimal dislocation loop".

C.H. Wod* y E.J. Savino

*AECL, Canadá

Journal of Nuclear Materials 116, p. 17 (1983).

"Fenómenos térmicos en barras de Combustible Nuclear".

C. Baigorria

Tesis de Doctorado en Física presentada en el Instituto Balseiro, Univ. Nac. de Cuyo. Diciembre 1983.

"Nucleación de burbujas de Helio en Metales irradiados".

A.C. Marino

Tesis de Licenciatura en Ciencias Físicas presentada en la Facultad de Ciencias Exactas y Naturales, Univ. Nac. de Buenos Aires. Agosto 1983.

"Brazing de molibdeno-acero inoxidable austenítico tipo AISI 310".

A.F. Iorio y J.C. Crespi

CNEA-NT - 13/83.

"Respuesta estática del Zr- α ".

A. Kievsky

Tesis de Licenciatura en Ciencias Físicas presentada en la Facultad de Ciencias Exactas y Naturales, U.N.B.A.

"Facilidad de Irradiación para altas temperaturas RA-I y dispositivo para medición "in situ" de crecimiento por irradiación"

A.M. Fortis, E. Mezzabolta y H.C. González

CNEA-NT 23/83.

"Superplasticity in an Austenitic Stainless Steel containing Aluminium and Manganese".

E.H. Toscano

Scripta Metallurgica, vol. 17, p.309, (1983).

"Análisis de datos de relajación de tensiones y termofluencia".

F. Povolo

Proc. XXXVIII Congress ABM, Sao Paulo, Brasil (Junio 1983). Vol. 3, p.263

"Stress Relaxation in Bending of Zry-4, at 673 K, as a function of Cold-work".

F. Povolo y P.N. Peszkin

Res. Mechanica 6(1983) 233.

"Zener Relaxation in Copper-gold Alloys".

F. Povolo y A.F. Armas

Acta Met. 31 (1983) 643.

"On the Scaling Behaviour in a log σ -log $\dot{\epsilon}$ Diagram".

F. Povolo y A.J. Marzocca.

J. Mater Sci. 18 (1983) 1426.

"On the Description of Stress-relaxation Behaviour by a Stress-partitioned Power Law".

F. Povolo y A.J. Marzocca

Trans. Japan Inst. Metals 24 (1983) 111.

"Apparent Activation Energy for Creep controlled by Jog-drag and Cell formation".

F. Povolo y A.J. Marzocca

J. Nucl. Mater. 119 (1983) 78.

"Termofluencia en Zry-4 a 673 K".

F. Povolo y A.J. Marzocca

Proc. XXXVIII Congreso ABM, Sao Paulo, Brasil (junio 1983)

Vol. 3, p.101

"Creep of Stress relieved Zry-4 at 673 K".

F. Povolo y A.J. Marzocca.

Nucl. Mater. 118 (1983) 224.

"Poisson's Ration in Zirconium Single Crystals".

F. Povolo y R.E. Bolmaro.

J. Nucl. Mater. 118 (1983) 78

"On the Measurement of Young's Modulus of Tubes by propagation of longitudinal Waves".

F. Povolo y R.E. Bolmaro.

J. Nucl. Mater. 116 (1983) 166.

"Comparación de módulos de Young de barras y tubos de Zry-4 obtenidos por propagación de ondas longitudinales".

F. Povolo y R.E. Bolmaro.

Proc. XXXVIII Congresso ABM, Sao Paulo, Brasil (Junio 1983), Vol.3, p.113.

"High Temperature Internal Friction in Polycrystalline Zirconium and Zircaloy-4".

F. Povolo y B.J. Molinas

J. Nucl. Mater. 114 (1983) 85.

"Comments to "Calculation of Intrinsic Damping and Modulus Defect".

F. Povolo y B.J. Molinas.

Scripta Met. 17 (1983) 253.

"On the High Temperature Internal Friction Background".

F. Povolo y B.J. Molinas.

Proc. 6th. Int. Conf. on Strengthen of Metals and Alloys. Ed. R.C. Gifkins (Pergamon Press, Oxford), 1983, Vol. 1. p.89.

"Ratio of Cell Diameter to Dislocation Spacing for Creep of Zry-4".

F. Povolo, A.J. Marzocca y J.C. Capitani.

Phil. Mag. A 48 (1983) 759.

"Scaling Relationship in the $\log. \sigma - \log. \dot{\epsilon}$ Creep and Stress-relaxation Curves and the Elastic Equation of State".

F. Povolo y G.H. Rubiolo

J. Mater. Sci. 18 (1983) 821.

"The Interpretation of the Scaling Relationship shown by the $\log. \sigma - \log. \dot{\epsilon}$ Creep and Stress-relaxation Curves".

F. Povolo y G.H. Rubiolo

Strength of Metals and Alloys Ed. R.C. Gifkins (Pergamon Press, Oxford),
1983, Vol. 3, p.589.

12. CURSOS Y SEMINARIOS

12.1 CURSOS

Con el auspicio del Programa Regional de Desarrollo Científico y Tecnológico - OEA, Proyecto Multinacional de Tecnología de Materiales, se organiza anualmente a través del PACITE, un Curso para Graduados sobre Metalurgia y Tecnología de Materiales y un Seminario a nivel Post-doctoral. Es director de dicho proyecto el Dr. E.J. Savino.

Se detalla a continuación la actividad desarrollada durante 1983.

III CURSO DE METALURGIA Y TECNOLOGIA DE MATERIALES

Coordinador: J.E. Ruzzante (CNEA)

Ciclo Básico (28 de Febrero - 4 de Julio)

- Introducción a la Metalurgia (48 horas)
Prof.: J. Ovejero
- Termodinámica (48 horas)
Prof.: Ing. A. F. Guillermet (C.I.M.)
Ing. T. Pérez
- Instrumental (23 horas)
Dr. L. Boschi
- Cristalografía (36 horas)
Prof.: Lic. J. D. Hermida
- Defectos y Difusión en Metales (88 horas)
Prof.: Dra. F. Dymont, Dra. A. Monti, Dr. R. Migoni,
Lic. Nélica Smetniansky, Dra. R. H. de Tandler.
- Propiedades Mecánicas (48 horas)
Prof.: Lic. A. Marzocca (CIC), Sr. A. Marxsen.
- Trabajado Mecánico (72 horas)
Prof. Ing. L. Iurman (INVAP S.E.), Ing. A. Sáenz López
(Univ. Nac. del Sur), Ing. J. C. Almagro.

- Solidificación y Estructura de Piezas fundidas.(66 horas)
Prof.: Ing. H. Biloni(L.E.M.I.T.)
- Transformaciones de Fase y Tratamientos térmicos (48 horas)
Dra. A. Sarce, Dr. A. Cabo.

Ciclo de Especialización(29 de Agosto-30 de noviembre)

- Técnicas Especiales (120 horas)
 - Metalografía Optica
Prof.: Dr. J. O. García
 - Difracción Rayos -X
Prof.: Lic. J. D. Hermida
 - Microscopía Electrónica
Dr. M. Ipohorski, Dr. A.A. Pochettino, Dr. R. Versaci,
Sr. N. Marcón.
 - Técnicas de Microanálisis
Prof.: Ing. H. Espejo, Ing. T. Palacios, Lic. G. Vigna,
Dr. E. García, Lic. C.O. de González (CIC)
- Mecánica y Metalurgia de la fractura. 54 hs.
Prof.: Ing. L. de Vedia (U.N. de Mar del Plata)
Dr. C. Pampillo (ENACE),Lic. E. Pasqualini.
- Soldadura.(60 horas)
Prof.: Lic. J.P. Esperón, Lic. J. Morgenfeld, Ing. T. Pérez,
Ing. M. Solari.
- Corrosión.(66 horas)
Prof.: Dra. S.M. de De Micheli, Dr. C. Semino, Dra. I. Maier
(CIC).
- Anisotropía del Comportamiento Mecánico de Materiales.(30 horas)
Prof.: Dr. R. Penelle (Laboratoire de Met. Physique, Orsay,
Francia).
- Ensayos no destructivos y control de calidad.(74 horas)
Prof.: Ing. J.N. Báez, Lic. M. Granovsky, Lic. A. Ménder,
Ing. L. Pello, Sr. A. Lozano

Participaron en el Curso 94 alumnos del país. (11 becados) y 12 alumnos de Chile, Ecuador, Perú, Venezuela, Brasil y Colombia (6 becados).

Cursos dictados fuera del Departamento de Materiales.

- "Microscopia Electrónica de Barrido".

M. Ipohorski, Curso Posgrado, Gerencia de Desarrollo,
ALUAR, Puerto Madryn, setiembre 25-29, 1983. (30 horas)

- "Corrosión". C.O. Semino

Curso Posgrado - Instituto Argentino de Siderurgia
13.9.83. (6 horas)

- "Corrosión" C.J. Semino

Curso Posgrado. Universidad de Comahue, Neuquén
19.9 al 23.9.83. (20 horas)

- "Tecnología de la soldadura"

Curso organizado por el IAS y CNEA
J. Morgenfeld, T. Pérez. (6 horas)

- "Lattice Dynamics"

R. Migoni
Curso dictado como Profesor asociado, del diplome d'Etudes
Approfondies de la Facultad de Ciencias de la Universidad
de Dijon (Francia). (50 horas)

- "Defectos en Sólidos".

F. Dymont y F. Povolo
Curso de Posgrado. Fac. Cs. Exactas y Naturales (UBA)
Julio-Octubre 1983. (100 hs).

- "Teoría de grupo y su aplicación a fenómenos de relación en
cristales".

E. Caselli (UBA) y F. Povolo.
Curso de Posgrado Fac. Cs. Exactas y Nat. (UBA). (30 horas).
Noviembre -Diciembre 1983.

IX SEMINARIO LATINOAMERICANO EN EL NIVEL POST-DOCTORAL DE
CORROSION BAJO TENSION .(4 de Julio - 26 de Agosto)

Coordinadora: M.G. Alvarez

4 al 15 de Julio de 1983.

Profesores: J.R. Galvele, M.G. Alvarez, I. Maier*

*CIC

Temas desarrollados:

- Introducción: desarrollo histórico, alcances del problema.
- Evolución de teorías de corrosión bajo tensión.
- Tracción rápida como método de estudio de la corrosión bajo tensión.
- Técnica de tracción lenta.
- Técnica de tracción ultrarrápida.
- Teoría de carga constante. Velocidad de repasivación.

18 al 22 de Julio de 1983

Profesor: M. Aucouturier

Université de París-Sud, Francia.

Temas desarrollados:

- Reacciones en superficie en medio H_2S (como medio gaseoso y medio acuoso: influencia del H_2S sobre la descarga de H.)
- Efecto del atacado de hidrógeno en la fragilización por hidrógeno (observación y medidas cuantitativas del atrapado de hidrógeno; estructuras ferríticas y martensíticas, estructuras austeníticas).
- Figuración inducida por sulfuro de hidrógeno: amollamiento y fisuración en escalores (Ejemplos; medición; mecanismos; efecto de la microestructura; efecto de las tensiones, influencia de la protección catódica).
- Corrosión bajo tensión en medio H_2S (Ejemplos, medición, mecanismos, efecto de la microestructura, soluciones)
- Fragilización por H_2S gaseoso (Ejemplos, mecanismos).

25 de julio al 5 de agosto de 1983.

Profesor: Dr. S. Smialowska

Ohio State University, U.S.A.

Temas desarrollados:

- Corrosión bajo tensión de aceros inoxidable en soluciones a alta temperatura y presión.
- Corrosión bajo tensión de aceros al carbono en agua a alta

temperatura y presión.

- Relación entre corrosión bajo tensión y otras formas de ataque localizado (picado y corrosión en rendijas).
- Corrosión bajo tensión de aceros al carbono a temperatura ambiente.
- Fragilización por hidrógeno.

8 al 12 de agosto de 1983

Profesor: Dr. E. Neville Pugh

National Bureau of Standards, U.S.A.

Temas desarrollados:

- Introducción y descripción general de los mecanismos propuestos de corrosión bajo tensión.
- Fractografía de corrosión bajo tensión y su interpretación: fisuración intergranular; fisuración de transgranular; estudios con pulsos de carga.
- Estudio de crecimiento de fisuras: emisión acústica, análisis de estrías en fisuras (aleaciones cobre-cinc).
- Estudio de materiales específicos: cobre y α -latones; aceros inoxidables austeníticos; aleaciones de titanio; aleaciones aluminio-cinc-magnesio, aleaciones aluminio-magnesio.
- Conclusiones.

15 de agosto al 19 de agosto de 1983

Profesor: Dr. N. Wieling

Kraftwerk Union A.G., República Federal de Alemania.

Temas desarrollados:

- Corrosión bajo tensión de materiales para tubos de generadores de vapor, Incoloy 800 e Inconel 600, bajo condiciones normales y anormales de funcionamiento.
- Efecto sobre la susceptibilidad a la corrosión bajo tensión de los fenómenos de denting, desgaste y picado.
- Fisuración inducida por hidrógeno de aceros de baja aleación.

22 al 26 de agosto de 1983

Profesor: Dr. R.A. Oriani

University of Minnesota, U.S.A.

Temas desarrollados:

- Reseña de la fragilización de los metales por el hidrógeno.
- Propiedades físicas y químicas de los sistemas metal-hidrógeno.
- Desarrollo y estado actual del modelo de decohesión.
- Efectos del hidrógeno sobre propiedades plásticas de los metales.
- Posibles relaciones mecanísticas entre el hidrógeno y otros agentes fragilizantes. Mecanismos competitivos de fragilización.

Nº Participantes: 35; 5 becarios de Chile, Colombia, Brasil y Venezuela.

Seminarios Especiales

- Influencia del V sobre la resceptibilidad a corrosión bajo tensión de una aleación de aluminio de la serie 6.000.
por: G. Lebon (Fundación Inst. Ingenieros, Venezuela).
- Técnica de electrodos en deformación. Corrosión bajo tensión de aceros inoxidables austeníticos y α latones"
por: I. Maier, G. Alvarez
- Técnica de tracción lenta. Corrosión bajo tensión de aceros inoxidables austeníticos y α - latones.
por: C. Manfredi (Universidad Nacional de Mar del Plata)
- Cinética de repasivación en la corrosión bajo tensión.
por: R. Carranza
- Fragilización por hidrógeno. Técnicas de ensayo. Aplicaciones.
por: J. Ovejero García (Proyecto Agua Pesada).
- Determinación de coeficientes de difusión de hidrógeno en acero al carbono ASTM A 516 grado 60.
por: A. Burkat (Proyecto Agua Pesada)
- Influencia de las inclusiones en la fragilización por hidrógeno.
por E. Rodríguez de Schiapparelli

- Efecto de la solidificación en la corrosión de Cu-10 Al-1Sn en Na Cl3%.
por: G. Matamala Rivas (Universidad de Concepción - Chile)
- Corrosión fatiga de acero inoxidable en soluciones de cloruro.
por: M. de Castro (COPPE-Universidad Federal de Río de Janeiro)
- Algunos aspectos de la disolución anódica del hierro en soluciones de $\text{CO}_3\text{H}^-/\text{CO}_3$.
G. Valentini (I.N.T.I. Dto. Mecánica - Div. Electroquímica Aplicada).
- Estudio del comportamiento de aceros dulces frente a la corrosión fatiga.
por: L. Berardo (I.N.T.I. Dto. Mecánica - Div. Electroquímica Aplicada).
- Actividades desarrolladas en la División Electroquímica Aplicada.
por: C.A. Moina (I.N.T.I. Dto. Mecánica - Div. Electroquímica Aplicada).
- Aleaciones de Al como ánodos de sacrificio en agua de mar.
por: R. Suárez Baldo (Universidad Nacional del Sur) y M. Poli.
- Utilización del plomo en repositorios nucleares.
por: S. Wexler y R. Cassiba (Protección Radiológica y Seguridad).
- La industria metalúrgica en Venezuela. Problemas y necesidad de investigación.
por: C. de Vita Viera (Inst. Univ. Politécnico - Venezuela)
- Procesos de Transporte en la corrosión localizada.
por: S.M. Gravano
- Procesos de transporte iónico en el picado de cinc en soluciones tamponadas con borato.
por: A.D. Keitelman
- Corrosión localizada del AISI 316 en bajas concentraciones

de cloruros.

por: G. Matamala Rivas (Universidad de Concepción-Chile)

- Dealeado de aleaciones cadmio-magnesio.

por: R. Mizrahi

- Dealeado de aleaciones sobre-aluminio.

por: R. Jais.

- Tensiones residuales en soldadura y su influencia en el comportamiento en medio H_2S .

por: T. Pérez.

- Tensiones residuales en soldadura y su influencia en el comportamiento en medio H_2S .

por: C.J. Semino

- Corrosión bajo tensión de Incoloy 800 en medio caústico.

por: C.J. Semino

- Comportamiento electroquímico de Zr y Sry-4 en medio alcaliino.

por: L. Lanzani

- Fenómenos inducidos por hidrógeno en aceros ferríticos e inoxidables austeníticos.

por: C. Andreone

- Fragilización por hidrógeno de ánodos de magnesio.

por R. Stampella (Universidad Nacional de Misiones).

- Estudio de SCC de la aleación 800 a alta presión y temperatura por el método CERT.

por: A.M. Olmedo

- Oxidación de aceros inoxidables austeníticos en medio acuo-so a alta presión y temperatura.

por: M. Villegas

12.2 SEMINARIOS.

a) Seminarios dictados en el Departamento de Materiales de CNEA:

- "Mejoramiento de las propiedades al impacto de los aceros AISI 403 utilizados en las boquillas terminales (End Fittings) de los Reactores CANDU"; "Reorientación de hidruros en tubos de presión de Zr-2.5% Nb, Zircaloy-2 y aleación XL"; por M. Ipohorski.
- "Diagrama Zr-Sn. Región rica en Zr"; por D. Arias.
- "Determinación de hidrógeno, nitrógeno y oxígeno en Zr y sus aleaciones: procedimientos de análisis"; por E. Zuzek y Y. Simkin.
- "Nitriding of Steels: conventional process and iron implantation"; por I.J. Baumvol (Universidad Federal de Río Grande Do Sur - Brasil).
- "Current states of the transient integral fuel element code URANUS and overview on recent projects at the Institute of Reactor Technology, Techn. University Darmstadt, Germany"; por T. Preusser (Institute of Reactor Technology, Darmstadt; República Federal Alemana).
- "Análisis de los elementos de estructura presentes en metal de soldadura depositado por el proceso de arco sumergido, efecto sobre las propiedades mecánicas"; por T. Pérez.
- "Dinámica de redes aplicada a la interacción dislocación-defectos puntuales"; por A. Caro (CAB)
- "Aceros para recipientes de presión"; por C. Pampillo (ENACE).
- "Difractómetro de neutrones calientes del CAB"; por: F. Kropff Moreno (CAB).
- "Difusión de Nb⁹⁵ y V⁴⁸ en Fe puro y aleaciones de base Fe"; por S. Kurokawa.
- "Difusión en vidrios metálicos"; por R.W. Cahn. (Laboratoire de Metallurgie Physique -Faculté de Science de la Université de Paris - Sud - Orsay - Francia.

- "Microscopía de borde de grano en elementos con estructura BCC"; por E. Kamenetzky (Universidad de Berkeley, Estados Unidos).
- "Ensayos Post-Irradiación en materiales nucleares en CSN - Casaccia - Italia"; por A. Di Bella
- "Estudio, mediante XPS, de la oxidación de Zr y aleaciones de Zr-Sn a temperatura ambiente. Determinación de los coeficientes de difusión de oxígeno en dichos sistemas a temperaturas entre 200 y 350°C"; por C. Oviedo de González.
- "Actividades dentro del Convenio Argentino-Alemán sobre propiedades Mecánicas de materiales para Reactores. Tareas realizadas y proyección futura"; por F. Povolo.
- "Matériaux Composites"; por D. David (Université de Technology de Compiègne Francia).
- "Estudio del proceso de iniciación de fisuras durante la corrosión bajo tensiones de las Aleaciones de Zr usadas en vainas de Elementos Combustibles Nucleares", por R. Haddad.
- "Transferencia de Tecnología en la Industria de bienes de Capital"; por D. Chudnowsky (Centro de Economía Transnacional).
- "Ecuaciones constitutivas y evolución estructural de un acero inoxidable 316L durante cargas monotónicas y cíclicas" y "Evolución microestructural por recocidos "in situ" en el microscopio electrónico de alto voltaje"; por R. Penelle (Faculté de Science de la Université de París-Sud-Orsay-Francia).
- "Difusión en Oxidos"; por C. Monty (Université de París y Laboratoire de Physique des Matériaux. CNRS, Bellevue-Francia).
- "Fragilización por el hidrógeno: influencia de los tratamientos térmicos y de la deformación plástica sobre la susceptibilidad de un acero de bajo carbono"; por J. Ovejero (Proyecto Agua Pesada).
- "Mecánica estadística de Fractura "; por P. Kittl (Idem-Universidad de Chi

le. Chile.

- "Fenómenos térmicos de Barras de Combustible Nuclear; por C. Baigorria.

- "Interacción del Hidrógeno intersticial con dislocaciones"; por C. Andreone.

b) Seminarios dictados fuera del Departamento de Materiales de CNEA.

- "Analysis of the elasto-plastic behaviour of Zirconium"; por E.J. Savino, (dictado en Mc Gill University - Montreal - Canadá).

- "A model of Thermo - Elastic - Plastic behaviour of highly textured Zr"; por E.J. Savino; (dictado en Chalk River Laboratory y en Whiteshell Nuclear Laboratory - AECL - Canadá).

- "Programa de vigilancia del recipiente de presión del reactor de la Central Nuclear Atucha -I, discusión de los resultados y sus consecuencias"; por J.C. Crespi.

- "Corrosión localizada de aleaciones binarias"; por R. Mizrahi (Postgrado) CEARCOR - 20.5.83.

- "Aspectos generales sobre la corrosión del plomo". por S. Wexler y R. Cassiba. Gerencia de Protección Radiológica y Seguridad, CNEA, CAE, mayo de 1983.

- "Resolución numérica de un problema de Stefan unidimensional: solidificación de metales puros". E.A. Moyano, E.E. Vicente y D.E. Balzarette. Seminario sobre "Procesos de Transferencia de Calor y Materia en la Función y Solidificación", organizado por el Comité Argentino de Transferencia de Calor y Materia, Buenos Aires, 24 de Junio de 1983.

- "Resolución por elementos finitos de las ecuaciones acopladas de Maxwell y de conducción térmica en la refusión por electro-escoria". G. Sánchez Sarmiento (ENACE) y E.E. Vicente. Seminario sobre "Procesos de Transferencia de Calor y Materia en la Fusión y Solidificación", organizado por el Comité Argentino de Transferencia de Calor y Materia, Buenos Aires, 24 de Junio de 1983.

13. PRESENTACIONES A CONGRESOS

68a. Reunión Nacional de Física - Noviembre 1983 - Tucumán

- "Cálculo de configuraciones de Puntos de ensilladura de Defectos Cristalinos" A.M. Monti y E.Je. Savino.
- "Relajación de Tensiones en acero inoxidable tipo AISI 304 cerca de 563 K". F. Povolo y R. Tinivella (UNR).
- "Anisotropía de la relajación Zener en Cu_3Au ". F. Povolo y A.F. Armas (UNR).
- "Relación entre el diámetro de celda y el espaciado medio entre dislocaciones para termofluencia del Zry-4". F. Povolo, A.J Marzocca y J. C. Capitani.
- "Coeficiente de Poisson en monocristales de circonio". F. Povolo y R.E. Bolmaro (UNR).
- "Relación de tensiones en circonio- α con diferente tamaño de grano entre 623 K y 673 K". F. Povolo y G.H. Rubiolo (UNR).
- "Difusión en interfases. Sistema Zr-Nb". R. Piotrkowski y F. Dymant.
- "Difusión de Ni^{63} en la fase γ_2 del sistema Cu-Al. Dependencia de la concentración". M. Iribarren y F. Dymant.
- "Proyecto de medición del crecimiento por irradiación". A.M. Fortis, G. Coccoz y H.C. Gonzalez.
- "Inestabilidad en la deformación del Mg irradiado a 77 K". C. Iriart y H.C. González.
- "Micromáquina de Tracción". H. C. González
- "Caracterización de elementos microestructurales en soldaduras de aceros inoxidables austeníticos". E. Moreiras, J. Morgenfeld, M. Solari y H. Bil

loni.

- "Interacción del hidrógeno intersticial con dislocaciones". C.A. Andreone
- "Solubilidad de Sn en α y β Zr por debajo de los 1000°C".
D. Arias y L. Roberti.
- "Estructura de dislocaciones. Probetas de Zircaloy-4 ensayadas en fatiga a alta temperatura". G. Alvarez, R. Versaci y M. Bocek.
- "Análisis de fallas de dislocaciones en Zircaloy-4". R. Versaci y A.J. Marzocca.
- "Composición de carburos de tipo MC en el acero rápido M2". R. Versaci.

XI Reunión Científica de la Asociación Argentina de Tecnología Nuclear, Bs. As. 14-18 noviembre.

- "Sobre las relaciones de Monkman-Grant y Monkman-Grant modificada".
F. Povoło
- "Análisis de la energía de activación aparente en la termofluencia del Zry-4, relevado de tensiones, a 673 K". F. Povoło y A. J. Marzocca.
- "Análisis del comportamiento de barras combustibles en reactores de Agua Pesada". S. Harriague y E.J. Savino.
- "Determinación de los elementos gaseosos en el Circonio y en sus aleaciones de uso nuclear". Y. Simkin y E. Zuzek.
- "Partículas de segunda fase en aleaciones de Zirconio". R.A. Versaci y M. Ipohorski.
- "Puesta a punto y calificación de un autoclave para ensayos de corrosión a alta presión y temperatura de tubos de Zry-4". L. Lanzani, C.J. Semino, M.E. García y S.M. de De Micheli.
- "Estudio de una soldadura defectuosa en un componente nuclear". J. Ovejero García y J. C. Semino.

- "Equilibrio de fases en Circonio y sus aleaciones binarias".

- a) "El sistema Zr-H". E. Zuzek
- b) "Intersticiales y configuraciones amorfas de Zr". R.H. de Tandler
- c) "Autodifusión de Zr: sus características anómalas". F. Dymant.
- d) "Estabilidad de la fase omega en circonio". D. Arias
- e) "El sistema Zr-Sn" . L. Roberti

Coordinadores: J. B. Abriata (CSB) y D. Arias

- "Corrosión en vainas calefactoras auxiliares en un sistema de calefacción solar". C.J. Semino y J. Ovejero García.

- "Comportamiento electroquímico de la aleación 6061 en presencia de ión cloruro". I. Raspini y S. M. de De Micheli.

- "Evaluación de la susceptibilidad a la corrosión localizada en tubos de acero inoxidable para condensadores de vapor". A.D. Keitelman y M. G. Alvarez.

- "Estudio de la cinética de evolución de hidrógeno sobre Zr y Zry-4 en medio alcalino".

L. Lanzani y S. M. de De Micheli.

- "Uso del plomo en contenedores de residuos radiactivos . Comportamiento frente a la corrosión". S. Wexler y R. Cassibba.

- "Estudio del proceso de iniciación de fisuras durante la corrosión bajo tensiones de las aleaciones de circonio usadas en vainas de elementos combustibles nucleares". R. Haddad y B. Cox.

- "Fragilización por hidrógeno en un acero inoxidable austenítico". R. Haddad y C. Andreone

- "Caracterización de inclusiones en acero de uso nuclear". E.R. de Schiapparelli y R. Versaci.

- "Endurecimiento superficial por maquinado en aceros inoxidables austeníticos". P. Alvarez y A. Hey.

1a. Reunión sobre Equilibrio de fases en Zr y sus aleaciones binarias

C.A. Bariloche, 25-28 Julio.

- "Algunas observaciones sobre la relación entre microestructura del Zr, sus características estáticas y dinámicas y comportamiento bajo irradiación".

E.J. Savino y N. Smetniansky.

- "El sistema Zr-H" E. Zuzek

- "Intersticiales y configuraciones amorfas en aleaciones de Zr". R.H. de Tendler.

- "Autodifusión de Zr: sus características anómalas". F. Dymant.

- "Estabilidad de la fase omega en circonio" D. Arias

- "El sistema Zr-Sn". L. Roberti

VIII Simposio Latinoamericano de Física del estado sólido. Oaxtepec, México, 18-22 Julio.

"Relación de Poisson en varias de Zircaloy-4". F. Povolo y R.E. Bolmaro

- "Relación diámetro de celda a espaciado medio entre dislocaciones y energía de activación aparente, en la termofluencia del Zry-4". F. Povolo y A.J. Marzocca.

- "Influencia de la temperatura y el relevado de tensiones sobre la relajación de tensiones, por curvado, del Zry-4 cerca de 663 K". F. Povolo y J. C. Capitani.

- "Relajación de tensiones en aceros AISI 304 y A-286". F. Povolo y R. Tinivella (UNR).

- "Relajación de tensiones en circonio". F. Povolo y G.H. Rubiolo (UNR)

- "Ficción interna en circonio". F. Povolo y B. J. Molinas (UNR)

XXXVIII Congreso Anual de la Asociación Brasileira de Metales (ABM) San Pablo, Brasil. Junio de 1983

- "Comparación de módulos de Young de barras y tubos de Zry-4 obtenidos por propagación de ondas longitudinales". F. Povolo y R.E. Bolmaro.
- "Termofluencia en Zry-4 a 663 K". F. Povolo y A.J. Marzocca.
- "Análisis de datos de relajación de tensiones y termofluencia". F. Povolo.
- "Difusión anisotrópica de Cr^{51} en monocristales de Zr- α ". N. Varela, S. Ba_lart y R. Tendler.

III Congreso Argentino de Fisicoquímica, INIFTA. La Plata 19 al 23 de Septiembre.

- "Procesos de transporte en la corrosión localizada", S.M. Gravano y J.R. Galvele.
- "Procesos de transporte en el picado del cinc en soluciones tamponadas con borato". A.D. Keitelman, S.M. Gravano y J.R. Galvele.
- "Estudio de la cinética de evolución de hidrógeno sobre Zr y Zry-4 en medio alcalino, L. Lanzani y S.M. de De Micheli.
- "Efecto del pH sobre la corrosión bajo tensión del acero inoxidable 304 en soluciones de cloruros", I.A. Maier y J. R. Galvele.

7th International Conference on Structural Mechanics in Reactor technology. Chicago - U.S.A. 22-26 Agosto.

- "Phenomenological and Basic Models in Fuel Rod Simulation". S. Harriague, E.J. Savino, C.A. Baigorria y N.S. de De Grande.
- "Fuel Thermal behaviour under transient conditions" C.A. Baigorria, S. Harriague y E.J. Savino.

VIII Congreso Iberoamericano de Cristalografía. Buenos Aires, La Plata, 5-10 de septiembre.

- "Deformación elasto plástica en bicristales fcc". S. Ferlisky, S. Harriague y E.J. Savino.
- "Formación de Oxidos en láminas delgadas de Zircaloy-4". R.A. Versaci y M. Ipohorsky.
- "Representación reducida de texturas. Aplicación a materiales de estructura hexagonal". A.A. Pochettino.

II Bienal de la Calidad y II Seminario Latinoamericano de Control de Calidad, 28-30 de noviembre, Buenos Aires.

- "Control de la calidad en aleaciones de uso nuclear: I. Método para la determinación de elementos gaseosos en zircaloy". E. Zuzek y Y. Simkin.
- "Control de calidad en aleaciones de uso nuclear: II. Criterios utilizados para la confección de un procedimiento integral de análisis. E. Zuzek y Y. Simkin.

Presentaciones a otros congresos

- "Determinación de elementos gaseosos en metales". E. Zuzek.
Minijornadas de Siderurgia (organizadas por Altos Hornos Zapla y Div. Metales del CAB), 6-9 setiembre 1983, Palpalá, Jujuy.
- "Medición de Propiedades Opticas en porcelanas". O. Riesgo, T. Palacios y D. Saulino.
Reunión anual de la Asociación Internacional de Investigación Odontológica, Sección Argentina, 20-22 de octubre 1983, Buenos Aires.
- "Estudio mineralógico de Porcelanas Dentales mediante difracción de Rayos-X". M.M. Barreiro, O. Riesgo y E.E. Vicente.
Reunión anual de la Asociación Internacional de Investigación Odontológica, Sección Argentina, 20-22 de octubre 1983, Buenos Aires
- "The BACO code: its application to natural uranium fuel rods". S. Harriague y E.J. Savino.

- Simposio Internacional de Tecnología de Combustibles de reactores de agua pesada - IAEA/CNEA. Bariloche (1983).
- " Deformación plástica de metales mediante computadora". E.J. Savino, S. Harriague y S. Terlisky.
Ier. Encuentro Latinoamericano de Metalurgia - Cartagena, Septiembre 1983.
 - " Análisis of Inclusions in Submerged Arc Welds in Micro Alloyed Steelds".
A.R. Bratti (SU), M.E. Saggese, D.N. Hawkins (SU) y J. A. Whiteman (SU).
A.W.S. Annual Meeting, Filadelfia, 25-29 de abril.
 - " Factor Influencing Inclusion Chemistry and Microstructure in Submerged Arc Welds".
M.E. Saggese, A.R. Blatti (SU), D.N. Hawkins (SU), J.A. Thiteman (SU).
International Conference "The Effect of Residual, Impurity and Microalloyed Elements on Weldability and Weld Properties", London 15-17 de noviembre.
The Welding Institute.
 - " Soldabilidad de los nuevos aceros inoxidable ferríticos EBI". J. Morgenfeld, T. Pérez y M. Solari. V Congreso Latinoamericano de soldadura, Valparaíso, Chile, noviembre 1983.
 - " Endurecimiento por trabajado de aceros inoxidable austeníticos". P. Alvarez y A. Hey. XXXVIII Congreso ABM - 1983.
 - " Comportamiento friccional y desgaste de Zr-IV", H.A. Fernández , J.E. Ruizante y J. H. Vosen. III Congreso Nacional de Metalurgia, Santiago-Chile. Octubre 1983. Universidad de Chile.

14. ESTADIAS EN EL EXTERIOR

- R. Migoni

Universidad de Dijon, Francia. Entrenamiento en propiedades de defectos y transiciones de fase en compuestos iónicos. Contratado por un año como Profesor Asociado en esa Universidad desde Octubre de 1983.

- E. García

Université de Technologie de Compiègne, Francia.

Tema: "Oxidación a alta temperatura"

Convenio de Cooperación con el Gobierno de Francia. Setiembre-Octubre 1983.

- M.E. Saggese

Departamento de Metalurgia de la Universidad de Sheffield - Inglaterra -
Desde Julio 1981

- E. Toscano

Kernforschungszentrum, Karlsruhe - Alemania Federal.

Desde enero 1983.

- M. Mondino

Reunión de consultores sobre comportamiento de aceros irradiados de recipientes de presión de reactores de diseño avanzado sometidos a irradiación neutrónica. Viena 13-15 Diciembre.

- F. Povalo

Kernforschungszentrum Karlsruhe, Alemania Federal. Elaboración de informes de actividades realizadas y programas de elaboración futuros. Convenio Argentino-Aleman. Abril a Junio 1983.

- E.J. Savino

Mc. Gill University - Montreal - Canadá; Chalk River Nuclear Laboratory, AECL, Canadá; 7th SMIRT, Chicago; Whiteshell Nuclear Laboratory, AECL, Canadá; OEA, Washington; Reunión de Coordinación del PMTM, Cartagena, Colombia; Univ. Federal de Río Grande Do Sur (Porto Alegre). Agosto a Septiembre de 1983.

- G. Galambos

Departamento de Física de la Univ. Federal de Río Grande Do Sur, Brasil, en el marco de la cooperación OEA-CNEA.(1 mes).

- E. Zuzek

Centro Atómico Bariloche

Temas: - Purificación del circonio por método de Van Arkel.

- Factibilidad de una línea experimental de determinación del sistema Zr-H mediante la microgravimetría.

- Estudio de revisión del sistema Zr-H, con fines de confección del respectivo diagrama de fases actualizado.

Noviembre 1983 - Febrero 1984

15. VISITANTES

- Dr. H. Kaiser, Friedrich Alexander Universitat, Erlangen-Nurnberg, Republica Federal Alemana.
Dictó un ciclo de cinco conferencias sobre Corrosión localizada en octubre de 1983, financiado por el Convenio Argentino-Alemán, CNEA-KFK
- Dr. Daniel David de la Université de Technologie de Compiègne.
Tema: Oxidación a alta Temperatura.
Convenio de cooperación con el Gobierno de Francia - 14 días - Junio 1983.
- C. Petersen. Kernforschungszentrum Karlsruhe, Alemania Federal.
Convenio de colaboración argentino-alemán -10 días - Abril 1983
- Dr. Richard Penelle, Université de Paris-Sud, Laboratoire de Métallurgie Physique.
Dictado del curso de "Anisotropía del Comportamiento Mecánico de Materiales".
Discusión de trabajos de cooperación científica en curso de realización del Convenio "Departamento de Materiales - Centros Franceses de Investigación en Materiales".
- I. J. Baumvol (Universidad Federal de Río Grande do Sur - Brasil), dentro del PMTM, para realizar tareas de colaboración en Difusión incrementada por Irradiación y Modificación de Propiedades de Superficies por Implantación Iónica). Abril de 1983.
- T. Preusser (Institute of Reactor Technology.)
Darmstadt; República Federal Alemana ; (dentro del Convenio Argentino - Alemán), para realizar tareas de colaboración en la comparación entre los códigos BACO y URANUS de Simulación del Comportamiento Termo Mecánico de Elementos Combustibles de Reactores de Potencia - Abril de 1983.

16. NORMALIZACION

Miembros del Departamento Materiales han participado durante el año 1983 como representantes de la CNEA en los Comités Técnicos que consideran distintos proyectos de normas del Instituto Argentino de Racionalización de Materiales (IRAM) e Instituto Argentino de Siderurgia (IAS).

COMITE	REPRESENTANTE
Aceros	A.H. Hey, C. Andreone
Uniformación de Nomenclatura, Magnitudes	
Unidades y Símbolos de la Física	C. Andreone
Válvulas de fundición de Hierro y Acero	R. Morando
Análisis de Aluminio y sus aleaciones	L. Quesada
Análisis Químico de metales no ferrosos	
y sus aleaciones	L. Quesada

17. DISTINCIONES

- J.R. Galvele: Premio "T.P. Hoar - 1981" de la Institution of Corrosion Science and Technology, Birmingham, Inglaterra.

Lista de Siglas

ABM	- Asociación Brasileira de Metales.
AECL	- Atomic Energy of Canada Limited.
AFA	- Asociación Física Argentina.
ANUIES	- Asociación Nacional de Universidades e Instituto de Enseñanza Superior - México.
CAB	- Centro Atómico Bariloche - CNEA.
CIC	- Comisión de Investigaciones Científicas de la Provincia de Buenos Aires - Argentina.
CIT	- Centro de Investigaciones Tecnológicas - Argentina.
CNEA	- Comisión Nacional de Energía Atómica - Argentina.
CONACYT	- Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología - México.
CONET	- Consejo Nacional de Educación Técnica - Argentina.
CONICET	- Consejo Nacional de Investigaciones Científicas y Técnicas - Argentina.
CRNL	- Chalk River. Nuclear Laboratorie - Canadá.
ENACE	- Empresa Nuclear Argentina de Centrales Eléctricas S.A. - Argentina.
FAE	- Fabrica de Aleaciones Especiales - CNEA.
FCEN-UBA	- Facultad de Ciencias Exactas y Naturales - Universidad Nacional de Buenos Aires - Argentina.
IAEA	- International Atomic Energy Association.
IAN	- Instituto de Asuntos Nucleares - Colombia.
IAS	- Instituto Argentino de Siderurgia - Argentina.
IB	- Instituto Balseiro - Universidad Nacional de Cuyo - Argentina.
IMAF	- Instituto de Matemática, Astronomía y Física - Universidad Nacional de Córdoba - Argentina.
INIFTA	- Inst. Nac. Investigaciones Físico-Químicas Teóricas y Aplicadas - Argentina.
INTI	- Instituto Nacional de Tecnología Industrial - Argentina.
INVAP	- Investigación Aplicada - Sociedad del Estado - Argentina.
IPEN	- Instituto Peruano de Energía Nuclear - Perú.
KFK	- Kernforschungszentrum Karlsruhe - Alemania
LEMIT	- Laboratorio de Entrenamiento Multidisciplinario para la Investigación Tecnológica - La Plata - Argentina.
PMTM	- Programa Multinacional de Tecnología de Materiales.

- PPFAE - Planta Piloto de Fabricación de Aleaciones Especiales - CNEA.
- SAM - Sociedad Argentina de Metales.
- SMIRT - Structural Mechanical in Reactor Technology.
- SU - Universidad de Sheffield, Sheffield, Inglaterra.
- UBA - Universidad de Buenos Aires - Argentina.
- UFRGS - Universidad Federal de Río Grande Do Sul - Brasil.
- UNLP - Universidad Nacional de La Plata - Argentina.
- UNR - Universidad Nacional de Rosario - Argentina.
- UNS - Universidad Nacional del Sur - Argentina.
- UTN - Universidad Tecnológica Nacional - Argentina.

La información contenida en esta publicación fue recopilada y compaginada por:

A. Fortis, F. Iorio, I. Maier, A. Monti, T. Palacios, M.E. Saggese, A. Sarce y R. Tendler.

