

00.83.16

Departamento Materiales

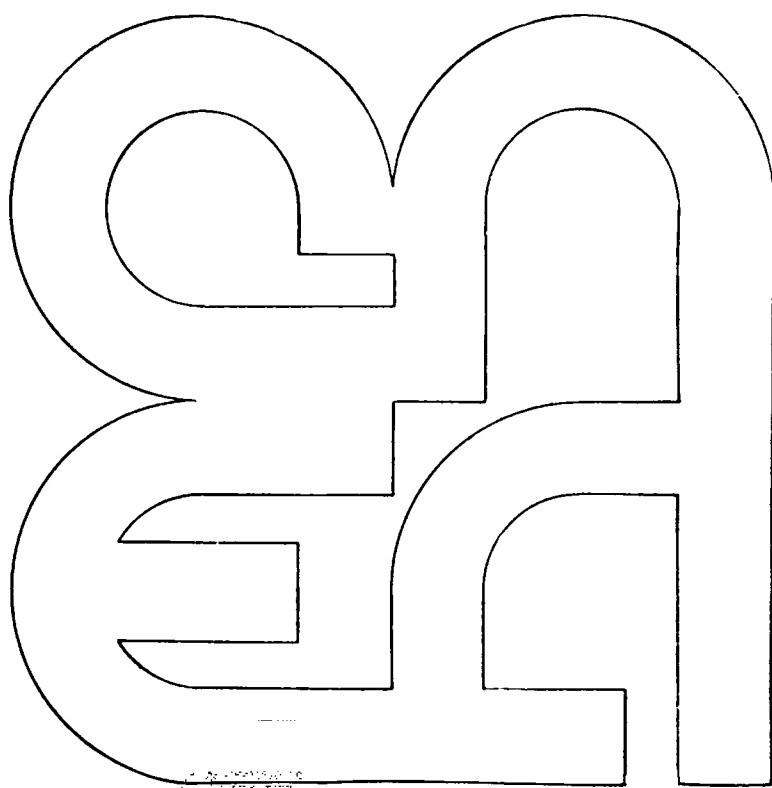
Informe de Actividades

1982

Comisión Nacional
de Energía Atómica

Dirección de
Investigación y Desarrollo

Gerencia de Desarrollo



Departamento Materiales

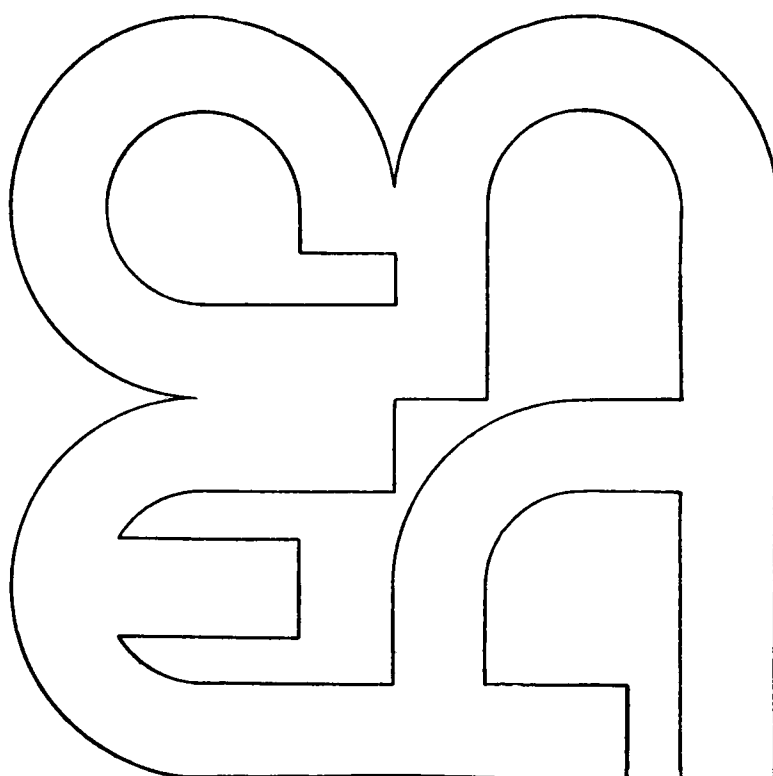
Informe de Actividades

1982

Comisión Nacional
de Energía Atómica

Dirección de
Investigación y Desarrollo

Gerencia de Desarrollo



INTRODUCCION

El Departamento Materiales, que ha cumplido ya 28 años de existencia, tiene por objetivo realizar tareas de investigación y desarrollo sobre propiedades, comportamiento y procesos de fabricación de materiales de aplicación inmediata o futura en el Plan Nuclear Argentino, así como proveer los servicios que conduzcan a una mejor utilización de dichos materiales.

En la presente publicación, al describir lo realizado durante 1982, se intenta dar un panorama de las actividades que realiza el Departamento, las que incluyen investigación, servicios a terceros, desarrollos para terceros y tareas de enseñanza y divulgación.

El Departamento Materiales desea dejar constancia de su agradecimiento a quienes hicieron posible la presente publicación: a la Srta. Gloria Fernández por su inapreciable colaboración en la tarea de mecanografiado y presentación del material; al Sr. A. Binda por su responsabilidad en las tareas de elaboración e impresión; y en forma muy particular al comité de publicaciones, integrado por: Dra. G. Alvarez, Ing. D. Balzaretti, Lic. A. Fortis, Ing. F. Iorio, Dra. A. Monti, Ing. T. Palacios, Inga. T. Pérez, Dra. A. Sarce y Dra. R. Tendler, sin cuyo entusiasmo y constancia esta publicación no se hubiera logrado.

*Dr. José R. Galvele
Jefe Departamento*


```

graph TD
    subgraph Departamento
        DM[DEPARTAMENTO MATERIALES]
        S[SECRETARIA]
        DM --- S
    end

    subgraph Divisiones
        direction TB
        D1[METALOGRAFIA Y TECNICAS ESPECIALES]
        D2[METALOGRAFIA]
        D3[DIFRACCION]
        D4[MICROSCOPIA ELECTRONICA]
        D5[CORROSION Y TRANSP. MAT.]
        D6[FENOMENOS DE TRANSPORTE]
        D7[SOLIDIFICACION Y FUNDICION]
        D8[DAÑO POR RADIACION]
        D9[TRATAMIENTOS TERMOMECANICOS]
        D10[TEORIA DE COMPORTAMIENTO DE MATERIALES]
        D11[COMPORTAMIENTO DE MATERIALES]
    end

    subgraph Secciones
        direction TB
        S1[METALOGRAFIA]
        S2[DIFRACCION]
        S3[MICROSCOPIA ELECTRONICA]
        S4[CORROSION]
        S5[DIFUSION]
        S6[SOLDADURA]
        S7[PROPIEDADES MECANICAS BAJO IRRADIACION]
        S8[TALLER DE CONSTRUCCIONES MECANICAS]
    end

    DM --- D1
    DM --- D2
    DM --- D3
    DM --- D4
    DM --- D5
    DM --- D6
    DM --- D7
    DM --- D8
    DM --- D9
    DM --- D10
    DM --- D11

    D1 --- S1
    D2 --- S2
    D3 --- S3
    D4 --- S4
    D5 --- S5
    D6 --- S6
    D7 --- S7
    D8 --- S8
    D9 --- S7
    D10 --- S8
    D11 --- S8

    S --- PACITE[PACITE]
  
```

Sections

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, S.
Castillo Guerra, R.
Caso, J.
Garibaldi, J.
González, R.
Lozada, S.
Marcón 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:

Bianchi, F. (CONET)
Espínosa, R. (IPEN-Perú)
Rodón, P. (IAN-Colombia)

Tesistas de Licenciatura:

Mingolo, N. (UNBA-FCEN)

Vedoya, P. (UNBA-FCEN)

División Corrosión y Transporte de Materia

Investigadores:

Alvarez, M.G.
De Micheli, S.M. de (Jefe de División)
Galvele, J.R. (Jefe de Departamento)
Haddad, R.
Keitelman A.
Lanzani, L.
Maier, I. (CIC)
Semino, C.J. (Jefe de Sección Corrosión)

Técnicos:

García, M.
Giordano, C.M.

Becarios:

Carranza, R. (CIC)
Cassibba, R. (Gcía. de Protección Radiológica y
Seguridad, CNEA)
Jais, R. (CIC)
Manfredi, C. (CIC)

Tesistas de Doctorado:

Gravano, S.
Mizrahi, R.

División Fenómenos de Transporte

Investigadores:

Denis, A.
Dyment, F. (Responsable 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.
Tendler, R.
Zuzek, E.

Técnicos:

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

Becarios:

Balart, S.N. (CIC hasta 31/3/82, en adelante CNEA)
Mari, A.C. (CIC)
Moreno Pérez, D.M. (CONACYT y ANUIES, México)
Sá, C.N. (CIC)

Tesistas de Licenciatura:

Heredia, E.A. (FCEN, UBA)
Ozols, A. (FCEN, UBA)

División Solidificación-Fundición y Soldadura

Investigadores:

Balzaretti, D.

Morando R. (Jefe de División)

Pérez, T.E. (Jefe Sección Soldadura)

Vicente, E.

Técnicos:

Cucciniello J.

Lella, R.

Raffaelli, H.

Becarios:

Barreiro, M. (CIC)

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)

Técnicos:

Fracchia, J.A.

Hara, D.

Marxsen, A.

Muñiz, M.

Becarios:

Bauni, E. (CONET)

Capitani, J. (CIC)

Iriart, C. (CNEA)

Marzocca A. (CIC)

División Tratamientos Termomecánicos

Investigadores:

Alvarez, P.
Andreone, C.
Badino, N.
Cabo, A.
Carfi, G. (IAS)
Hey, A. (Jefe de División)
Muro, S.
Ortiz, M.
Pascualini, E.
Rodríguez, C.
Ruzzante, J.
Sarce, A.
Schiapparelli, R.E.
Tormo, J. (IAS)
Versaci, R.

Técnicos:

Carpineta, O.
Tormo, C. (IAS)

Becarios:

Castro, D. (CNEA)
De Simone, R.D. (CIC)
Domizzi, G. (CNEA)
Furlani, A.M. (CNEA)
García, R. (CONACYT y ANUIES, México)
Murut, A. (IAS)

Tesistas de Licenciatura:

Blanco, E.
Cassia, H.
Pardo, E.

Taller de Construcciones Mecánicas:

Alonso E.

Cincota, 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)
Tomé, C.N. (UNR)

Tesistas de Licenciatura:

Kievsky, A.
Marino, A.
Terlisky, S.

División Comportamiento de Materiales

Investigadores:

Crespi, J. C.

Di Bella, D.A.

Iorio, A.F.

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
Píngitore, B.

Becarios CNEA - Curso de Metalurgia y Tecnología de Materiales:

Castro, D.
Capitani, J.
Fernández, J.
Furlani, A.
Moreiras, E.
Nassini, H.
Parodi, C.
Poli, M.
Setti, E.
Tellechea, S.
Vosen, J.
Cárdenas Yucra, H. (Perú)
Florez Carmona, E. (Colombia)
Valencia Valderrama, F. (Colombia)

INDICE

	<i>página</i>
1. <u>Corrosión y Transporte de Materia</u>	
1.1. Mecanismo de picado de hierro de alta pureza en soluciones de NaCl.....	1
1.2. Procesos de transporte en la corrosión localizada.....	4
1.3. Procesos de transporte iónico en el picado de cinc en soluciones tamponadas con borato.....	6
1.4. Corrosión bajo tensión de aleaciones de cobre.....	9
1.5. Corrosión bajo tensión de acero inoxidable tipo AISI 304 en soluciones de cloruros.....	12
1.6. Cinética de repasivación en corrosión bajo tensión.....	15
1.7. Fenómenos de disolución y repasivación en probetas sometidas a tracción a velocidad constante de deformación..	15
1.8. Comportamiento electroquímico de Zr y Zry-4.....	18
1.9. Comportamiento de aleaciones de aluminio para protección catódica en agua de mar.....	19
1.10. Corrosión por dealeado de bronce de aluminio.....	20
1.11. Disolución selectiva de aleaciones cadmio-magnesio.....	21
2. <u>Fenómenos de Transporte</u>	
2.1. Autodifusión de Zr en fase alfa.....	23
2.2. Difusión anisotrópica de Cr ⁵¹ en monocristales de Zr-α.	25
2.3. Autodifusión de Zr y Ti en sus aleaciones.....	28
2.4. Difusión de Cr ⁵¹ en aleaciones de Zr-Sn.....	29

2.5.	Difusión de Fe ⁵⁹ en Zr-Sn-β.....	31
2.6.	Difusión de Nb en Fe y algunas aleaciones de base Fe..	32
2.7.	Difusión de V en Fe y algunas aleaciones de base Fe...	35
2.8.	Difusión en interfases. Sistema Cu-Al. Estudio de las fases β y β ₁ por microscopía electrónica de transmisión.....	36
2.9.	Difusión en interfases: sistema Zr-Nb.....	38
2.10.	Determinación de los coeficientes de difusión de O en Zr y Zr-2,7%at. Sn a temperatura entre 200 y 350°C...	40
2.11.	Estudio por XPS de la oxidación a baja presión y temperatura ambiente de Zr y aleaciones de Zr-Sn.....	41
2.12.	Modelo para describir la interacción UO ₂ y Zircaloy en el rango de temperatura de 1000 a 1700°C.....	44
2.13.	Modelo para simular cinéticas de oxidación de Zry-4 durante transitorios de temperatura entre 600 y 800°C.....	44
2.14.	Aplicaciones energéticas de los hidruros de compuestos intermetálicos I. FeTi.....	49
2.15.	Determinación de la relación D/H en mezclas hidrógeno-deuterio mediante la espectrometría de masas.....	50
2.16.	Transferencia del calor mediante atmósferas de hidrógeno y su relación con los tratamientos térmicos del Zircaloy.....	50
3.	<u>Propiedades de Materiales Bajo Irradiación</u>	
3.1.	Dispositivo para medición del crecimiento bajo irradiación a 350°C.....	52
3.2.	Dispositivo de creep por torsión bajo irradiación...	52
3.3.	Propiedades mecánicas a 77°K y etapas de recuperación en Zn irradiado a bajas temperaturas.....	54
3.4.	Propiedades mecánicas a 77°K y etapas de recuperación en Mg irradiado a bajas temperaturas.....	55
3.5.	Crecimiento por irradiación.....	57
3.6.	Simulación del daño producido por neutrones en aceros A-508 mediante radiación γ de alta energía.....	59
4.	<u>Propiedades Mecánicas de Metales</u>	
4.1.	Longitud de fisuras críticas en tuberías de materiales plásticos y elastoplásticos.....	62

4.2.	Efecto del tamaño de probeta sobre JIC y curvas R en aceros de cañerías.....	63
4.3.	Fractoténacidad de los aceros inoxidables AISI 403 de las boquillas terminales de los reactores CANDU.	64
4.4.	La predicción de las propiedades de fatiga de bajo ciclo de la zona afectada por el calor durante el proceso de soldadura de aceros estructurales tipo SA 508 clase 2 y DIN 22 Ni Mo Cr 37.....	65
4.5.	Deformación diametral por termofluencia de vainas de Zircaloy-4.....	66
4.6.	Dependencia de la fricción interna, medida con péndulo automático, con la temperatura y la amplitud...	68
4.7.	Relajamiento Zener en aleaciones Cu-Au.....	68
4.8.	Fricción interna a altas temperaturas en Circonio y Zircaloy-4 policristalinos.....	69
4.9.	Relajación de tensiones por curvado de Zircaloy-4, a 673°K, en función del trabajado en frío.....	70
4.10.	Relación de Poisson en monocristales de Circonio...	70
4.11.	Relación de traslación en las curvas $\log \sigma - \log \dot{\epsilon}$, para termofluencia y relajación y la ecuación plástica de estado.....	71
4.12.	Influencia de la temperatura y el relevado de tensiones, sobre la relajación de tensiones, por curvado, del Zircaloy-4 cerca de 673° K.....	71
4.13.	Comentarios a "Cálculo de la fricción interna y el defecto en módulo intrínseco".....	72
4.14.	Relajación de tensiones por curvado en aceros tipo AISI 304 y A-286 a 773°K.....	72
4.15.	Medición del módulo de Young de tubos mediante la propagación de ondas longitudinales.....	73
4.16.	Relación entre la anisotropía de la deformación plástica y la textura de aceros.....	74
4.17.	Sobre la relación de traslación en un diagrama $\log \sigma - \log \dot{\epsilon}$	75
4.18.	Conexión entre la ecuación plástica de estado y la relación de traslación.....	79
4.19.	Sobre la descripción de la conducta de la relajación de tensiones a través de una ley de potencias de la tensión.....	82
4.20.	Creep en Zircaloy-4 relevado de tensiones a 673°K...	84
4.21.	Estudio sobre método para determinar tendencia al envejecimiento de productos planos de acero.....	87

4.22. Transformaciones de fase inducidas por el hidrógeno en un acero austenítico.....	88
4.23. Pérdida de ductilidad asistida por hidrógeno en un acero austenítico metaestable.....	89
4.24. Influencia del hidrógeno en la deformación plástica y fractura de un acero inoxidable ferrítico.....	91
5. <u>Solidificación, Fundición y Soldadura</u>	
5.1. Fundición de ánodos de zinc.....	94
5.2. Obtención de núcleos con alta concentración de U para combustibles nucleares tipo placa.....	95
5.3. Resolución numérica de un problema de Stefan unidimensional: Solidificación de metales puros en moldes refrigerados.....	96
5.4. Simulación computacional del campo electromagnético y de la generación de calor en la refusión de metales por electroescoria.....	99
5.5. Análisis de los elementos de estructura presentes en metal de soldadura depositado por el proceso de arco sumergido; efecto sobre las propiedades mecánicas..	103
5.6. Influencia del contenido de ferrita δ en el metal de soldadura sobre la susceptibilidad a la fragilización por hidrógeno.....	105
5.7. Desarrollo del proceso de soldadura por resistencia eléctrica de tapones a tubos.....	107
6. <u>Teoría de Comportamiento de Materiales</u>	
6.1. Cálculo de configuraciones de puntos de ensilladura de defectos de la red cristalina.....	108
6.2. Análisis cuantitativo de texturas de tubos de Zircaloy	109
6.3. Crecimiento y creep bajo irradiación de Zr. Análisis de su dependencia con la textura.....	110
6.4. Modelos básicos de creep y crecimiento bajo irradiación en simulación de barras combustibles.....	111
6.5. Comparación preliminar entre el programa numérico TRANS y soluciones analíticas, en la solución de un problema térmico en una barra combustible.....	114
6.6. Estudio de un problema de transporte tipo Stefan en un material con fuentes internas de calor.....	115
6.7. Comportamiento térmico de elementos combustibles sometidos a condiciones de transientes.....	117

7. Tratamientos Termomecánicos

7.1. Inclusiones en aceros.....	119
7.2. Consideraciones sobre una técnica no convencional...	120
7.3. Estabilidad de carburos en aceros rápidos.....	120
7.4. Influencia del NbC sobre la textura de recocido en aceros microaleados.....	122
7.5. Estudio del proceso de esferodización.....	124
7.6. Envejecimiento por templado en aceros calmados con <u>a</u> <u>luminio</u>	124
7.7. Endurecimiento por trabajado de aceros inoxidables austeníticos.....	127
7.8. Deformación en caliente de aceros.....	128
7.9. Emisión acústica en procesos metalúrgicos.....	129
7.10. Reorientación de hidruros bajo tensión en tubos de presión de Zry-2, Zr-2.5%Nb, Aleación (XL).....	130
7.11. Estabilidad dimensional Vs tratamiento térmico de <u>tu</u> <u>bos</u> de Zircaloy-4.....	133
7.12. Comportamiento friccional y desgaste del Zircaloy-4.	134
7.13. Transformaciones de fase en el sistema Fe-Al-Mn-Si-C y propiedades mecánicas de las estructuras resultan- tes.....	134
7.14. Transformación martensítica $\beta'_1 \rightleftharpoons \alpha'_1$ inducida por <u>ten</u> <u>sión</u> en la fase martensítica β'_1 de la aleación Cu-12,5% Al-4% Ni.....	136
7.15. Sinterización de aleaciones metálicas base hierro...	137

8. Técnicas Especiales

8.1. Estudio de los Métodos de un solo pico en el análisis de Fourier del ensanchamiento de los picos de difrac- ción de Rayos X	138
8.2. Deconvolución de espectros XPS.....	139
8.3. Estudio de la localización microestructural de hidró- geno introducido por carga catódica en aceros inoxida- bles austeníticos empleando la técnica de "Microimpre- sión de Hidrógeno".....	141
8.4. Desarrollo del Software de interfase PDP/8-IBM/370...	142
8.5. Calificación de tubos y materiales semiterminados de Zry-4 provenientes de FAE y PPFAE	143
8.6. Ensayo de aumento de peso a alta temperatura de mues- tras de Zry-4 con inclusiones.....	144

9. <u>Asesoramientos y Servicios.</u>	
9.1. Análisis de superficies	145
9.2. Microscopía Electrónica de Barrido.....	146
9.3. Química Analítica.....	147
9.4. Electrónica.....	149
9.5. Metalografía Óptica.....	150
9.6. Microanálisis.....	152
9.7. Computación	153
9.8. Análisis de Gases en Metales.....	155
9.9. Ensayos mecánicos, Tratamientos térmicos y Laminación..	156
9.10. Fundición.....	157
9.11. Asesoramiento en Corrosión.....	157
9.12. Programa de vigilancia para el material del recipiente de presión de la Central Nuclear Atucha-2.....	159
9.13. Soldadura	160
9.14. Revestimientos de aceros de recipientes de Atucha-2....	161
10. <u>Publicaciones</u>	162
11. <u>Cursos, Seminarios y Conferencias.</u>	
11.1. Cursos.....	166
11.2. Seminarios.....	171
11.3. Conferencias.....	173
12. <u>Presentaciones a Congresos</u>	175
13. <u>Estadías en el Exterior</u>	180
14. <u>Investigadores visitantes</u>	181
<u>Lista de Siglas</u>	182

1. CORROSION Y TRANSPORTE DE MATERIA

1.1. MECANISMO DE PICADO DE HIERRO DE ALTA PUREZA EN SOLUCIONES DE NaCl.

M.G. Alvarez y J.R. Galvele.

Se estudió el comportamiento anódico y la ruptura de la pasividad de hierro de alta pureza en soluciones de cloruros y el efecto sobre los mismos de diferentes variables (pH de la solución, concentración de ión agresivo y presencia de tampón borato - ácido bórico). Se utilizaron las siguientes técnicas experimentales:

- a) trazado de curvas de polarización anódica potencioestáticas cuasiestacionarias;
- b) determinación de curvas densidad de corriente vs. tiempo a potencial constante;
- c) determinación de potenciales de picado mediante la técnica de raspado de la superficie metálica y
- d) determinación de potenciales de picado a partir de curvas potencial vs. tiempo a densidad de corriente anódica constante. Todas las experiencias se hicieron a 25°C, en soluciones deaireadas con N₂ purificado.

Se verificó que en soluciones alcalinas de NaCl el hierro presenta un potencial de ruptura de la pasividad por encima del cual se inicia el picado de la superficie metálica, mientras que para potenciales inferiores a ese valor el metal permanece pasivo. Los valores de los potenciales de picado correspondientes figuran en la Tabla I. En todas estas soluciones el picado se presenta como picaduras de contorno irregular, con tendencia al desarrollo de planos cristalográficos.

El potencial de ruptura del hierro en soluciones de cloruro disminuye con la concentración de ión agresivo; en el rango de concentraciones estudiado y en ausencia de tampones, la relación entre ambos puede expresarse por una ecuación de la forma:

$$E_p = -0,364 - 0,064 \log C_{Cl^-} \quad [I]$$

(NaCl 1,0 M a 0,01 M, pH = 10)

El potencial de picado del hierro en soluciones de NaCl 1,0 M es independiente del pH en el rango comprendido entre pH = 7 y pH = 10, pero en soluciones más alcalinas aumenta con el pH, verificándose entre ambos una relación de la forma:

$$E_p = -0,560 + 0,020 \text{ pH} \quad [II]$$

(1,0 M NaCl, pH = 10 a pH = 12)

La presencia de tampón borato - ácido bórico, pH = 9,2, produce un corrimiento del potencial de ruptura del hierro en presencia de cloruros hacia valores más positivos. Para concentración de ión cloruro y pH constantes, el potencial de ruptura es función de la concentración de borato, cumpliéndose una relación de la forma:

$$E_p = -0,270 + 0,030 \log C_{L^-} \quad [III]$$

(NaCl 1,0 M; pH = 9,2; $L^- = H_2O_3B^-$)

Cuando la concentración de tampón es cercana o más alta que la concentración de ión agresivo, el efecto del tampón sobre el potencial de picado es más marcado que el que predice la ecuación [III]. En las soluciones N°8, 9 y 10 se halló la siguiente relación para los potenciales de picado:

$$E_p = 0,440 + 0,207 \log C_{L^-} \quad [IV]$$

(NaCl 0,01 M; pH = 9; $C_{L^-} = 0,06 \text{ M a } 0,2 \text{ M}$; $L^- = H_2O_3B^-$)

Los resultados encontrados en este trabajo respecto al picado del hierro en soluciones de NaCl encuentran explicación a través del mecanismo propuesto por Galvele y col. (1,2,3), que asigna el papel fundamental en el proceso de ruptura de la pasividad a la subsistencia de una acidificación localizada en la interfase metal-solución. En aquellas soluciones (N°1 a 7) en las

TABLA I

POTENCIALES DE PICADO DEL HIERRO DE ALTA PUREZA EN SOLUCIONES DE NaCl.

Solución		Ep, V(enh)
1-a	1.0 M NaCl; pH 12.0	-0.32
1-b	1.0 M NaCl; pH 11.0	-0.34
1-c	1.0 M NaCl; pH 10.0	-0.36
1-d	1.0 M NaCl; pH 9.0	-0.36
1-e	1.0 M NaCl; pH 7.0	-0.36
2	0.1 M NaCl; pH 10.0	-0.31 a -0.30
3	0.01 M NaCl; pH 10.0	-0.22 a -0.25
4	1.0 M NaCl; LH=L ⁻ = 0.01M pH 9.2	-0.33
5	1.0 M NaCl; LH=L ⁻ = 0.02M pH 9.2	-0.32
6	1.0 M NaCl; LH=L ⁻ = 0.1M pH 9.2	-0.30
7	0.1 M NaCl; LH=L ⁻ = 0.1M pH 9.2	-0.17
8	0.01 M NaCl; LH=0.09M L ⁻ = 0.06M pH 9.0	+0.20
9	0.01 M NaCl; LH=0.15M L ⁻ = 0.10M pH 9.0	+0.20 a 0.24
10	0.01 M NaCl; LH=0.3M L ⁻ = 0.2M pH 9.0	+0.28 a 0.32

LH = ácido débil del tampón (H_3BO_3); L⁻ = base conjugada ($NaH_2BO_3^-$).

cuales el potencial de picado es bajo y la especie pasivante inicial es $\text{Fe}(\text{OH})_2$ la acidificación localizada es condición necesaria y suficiente para que se produzca la ruptura de la pasividad. Conclusiones similares se obtuvieron para la ruptura de la pasividad del Zn (1), Cd (2) y Al(3).

En el caso particular del hierro, para altos potenciales de picado (soluciones N°8 a 10), cuando la pasividad antes de la ruptura es debida a una capa adsorbida de $\text{Fe}(\text{OH})_3$, la acidificación localizada es condición necesaria pero no suficiente para que se produzca picado. Para poder explicar, a estos potenciales, la especificidad de los iones agresivos y la ausencia de especies conteniendo Fe III en los productos de corrosión que se forman en el interior de las picaduras, se debe considerar, además, la contribución de etapas que involucran una adsorción específica de los aniones.

1. M.G. Alvarez y J.R. Galvele, Corrosión, 32, 285 (1976).
2. M.G. Alvarez y J.R. Galvele, J. Electrochem. Soc., 127, 1235 (1980).
3. J.R. Galvele, Corros. Sci, 22, 739 (1982).

1.2. PROCESOS DE TRANSPORTE EN LA CORROSION LOCALIZADA.

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

El presente trabajo tuvo por objetivo desarrollar un modelo de transporte para poder calcular las concentraciones de las distintas especies y la distribución del potencial en el interior de fisuras o picaduras para poder establecer las condiciones críticas (1) bajo las cuales un defecto producido en la capa pasivante conduce a la propagación de la corrosión localizada.

Para desarrollar el modelo se realizaron las siguientes suposiciones y aproximaciones:

- Se consideró una fisura o picadura de sección transversal rectangular que se propaga por disolución solo en el fondo (problema unidireccional) mediante una densidad de corriente constante.
- El medio en que se produce la corrosión localizada es una solución de una

sal de anión agresivo no complejante, cuyo pH está regulado por una mezcla de un ácido débil y su sal.

- La reacción de disolución es seguida por reacciones de hidrólisis del ión metálico, alguno de cuyos productos puede precipitar.
- El transporte de las especies se realiza por difusión y migración mientras que el efecto de la convección se considera despreciable.
- Se supone al sistema en estado estacionario.
- Las condiciones de contorno en la boca de la fisura son las concentraciones y el potencial del seno de la solución.

Para resolver el sistema de ecuaciones que resulta de operar con las ecuaciones de conservación de masa, ecuaciones de equilibrio, ecuación de electroneutralidad y condiciones de contorno, se discretizó el dominio de aplicación escribiendo las ecuaciones diferenciales en diferencias finitas.

Las ecuaciones algebraicas no lineales resultantes fueron tratadas por computación utilizando una técnica de minimización de la suma de los cuadrados de los residuos desarrollada por Marquardt y modificada por R. Fletcher (2).

Como resultado se obtienen los perfiles de concentraciones y potencial en función del producto $x.i$ (distancia desde la boca de la fisura por densidad de corriente). De estos diagramas se deduce el parámetro $x.i$ crítico para el cual deja de ser eficiente la repasivación y se inicia la propagación de la corrosión localizada. Se supone que dicho punto es aquel a partir del cual la proporción de la especie disuelta Me^{n+} es mayor que la de la especie sólida $Me(OH)_n(s)$.

Determinado el $x.i$ crítico y los correspondientes valores de las concentraciones y potencial es posible por medios experimentales determinar las contribuciones al potencial de picado del potencial mixto en el fondo de la picadura (zona acidificada) y de la polarización anódica necesaria para mantener la densidad de corriente de disolución requerida.

En particular el modelo se aplicó al caso del Zn en solución de NaCl 2×10^{-2} M y distintas concentraciones de tampón borato entre 2×10^{-3} M y 2×10^{-1} M, para estudiar el efecto inhibitor de este último. Como resultado se encontró que el tampón amplía la zona de estabilidad de la especie sólida

da pasivante hacia valores de $x.i$ mayores.

1. J.R. Galvele, Corros. Sci. 21, 8, 551 (1981)
2. R. Fletcher - "A modified Marquardt subroutine for non linear Least squares-AERE. R 6799 (1971)

1.3. PROCESOS DE TRANSPORTE IONICO EN EL PICADO DE CINCO EN SOLUCIONES TAMPO- NADAS CON BORATO.

A.D. Keitelman, S.M. Gravano y J.R. Galvele.

Diversos autores (1,2) midieron los potenciales de picado (E_p) del cinc en una serie de aniones en soluciones tamponadas con borato. Alvarez y Galvele (2) estudiaron sistemáticamente el efecto de la concentración de ión agresivo y de buffer borato en el E_p del cinc, encontrando que el E_p del cinc era cercano al potencial de corrosión del metal en una solución ácida, similar a la del interior de las picaduras (E_c^*). Ello les sugirió que el picado comienza como resultado de una acidificación local, siendo E_p el mínimo potencial al que dicha acidificación puede ser mantenida.

En trabajos posteriores (3) Galvele basándose en el análisis de los fenómenos de transporte iónico e hidrólisis en el interior de las picaduras dedujo, que esa acidificación se alcanza para un dado valor del parámetro $x.i$, donde x es la profundidad de la picadura e i es la densidad de corriente de disolución del metal dentro de la misma. Por lo tanto E_p sería el potencial al cual se alcanza dicho valor crítico de $x.i$.

Recientemente, Galvele y Gravano extendieron este tratamiento para el cinc en cinco soluciones de $NaCl$ 2×10^{-2} M conteniendo concentraciones crecientes de buffer borato ($H_3BO_3 + NaH_2BO_3$) 2×10^{-3} M a 2×10^{-1} M, pH 9,2, idénticas a las ensayadas por Augustinski y col. (1). Calcularon los valores de $x.i$ crítico para cada solución y la concentración de las diferentes especies en la solución ácida del interior de las picaduras. Establecieron además la caída de potencial eléctrico en el interior de las picaduras debida a la migración del anión borato.

En el presente trabajo se trató de verificar las predicciones del mecanismo de picado basado en los fenómenos de transporte iónico e hidrólisis. Para ello se midieron:

- a) E_p del cinc en soluciones de $\text{NaCl } 2 \times 10^{-2} \text{ M}$, pH 9,2, con las siguientes concentraciones de buffer borato total (H_3BO_3) + (NaH_2BO_3) $2 \times 10^{-3} \text{ M}$
II) $1 \times 10^{-2} \text{ M}$ III) $5 \times 10^{-2} \text{ M}$ IV) 10^{-1} M V) $2 \times 10^{-1} \text{ M}$.
- b) E_c^* del cinc en cinco soluciones ácidas que reproducen el electrolito del interior de las picaduras para cada una de las soluciones I a V.

En la medición E_p se utilizó la técnica de raspado del electrodo de cinc midiendo el tiempo de repasivación luego del raspado en probetas mantenidas a potencial constante. En las soluciones ácidas similares a las del interior de las picaduras, se midió E_c^* inmediatamente después de sumergidas las probetas hasta que se alcanzó un potencial de corrosión constante.

Una representación semilogarítmica de los datos de E_p muestra -ver Fig. 1.3.1- que existen dos relaciones lineales entre E_p y el logaritmo de la concentración de borato total ($\text{NaH}_2\text{BO}_3 + \text{H}_3\text{BO}_3$) cambiando la pendiente para concentración de buffer de alrededor de $5 \times 10^{-2} \text{ M}$.

En anteriores publicaciones se señaló (3) que E_p es el resultado de las siguientes contribuciones

$$E_p = E_c^* + \eta + \emptyset \quad (1)$$

siendo E_c^* el potencial de corrosión del metal en la solución ácida del interior de las picaduras, η la polarización positiva necesaria para que fluya la corriente suficiente para alcanzar el valor de x_i crítico en ausencia de inhibidores y $\emptyset$ el potencial eléctrico en el interior de las picaduras debido a la migración iónica. En la Fig. 1.3.1 se representan los valores de E_p calculados con la ecuación (1) pudiéndoselos comparar con los valores experimentales. Se observa una buena correlación entre los E_p calculados y los medidos, encontrándose además que la magnitud del parámetro $\emptyset$ es un importante factor en el cambio de pendiente.

Los resultados expuestos, confirman que el buffer borato tiene un efecto inhibidor sobre el picado de cinc en soluciones de cloruro que consiste en desplazar E_p hacia valores más positivos, siendo este desplazamiento más importante cuanto mayor es la concentración del buffer. Esto concuerda con

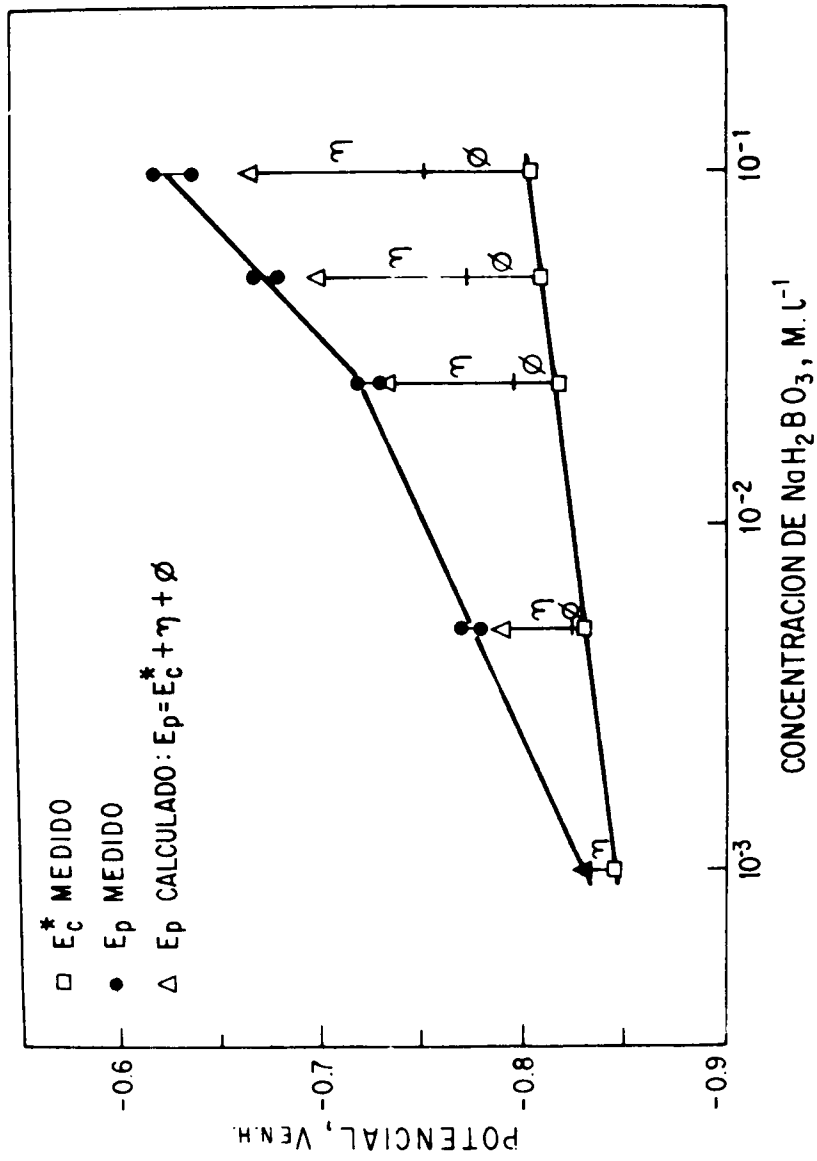


Figura 1.3.1

lo previsto en los diagramas de concentración iónica vs. x.i de Gravano y Galvele, donde se muestra que el aumento de la concentración de borato provoca un aumento en los valores del parámetro x.i crítico, y por lo tanto -a $x = \text{cte}$ - un aumento en la densidad de corriente necesaria para provocar el picado.

El cambio de pendiente en el gráfico E_p vs $|\text{NaH}_2\text{BO}_3|$ (Fig. 1.3.1) se debe principalmente a la baja relación entre el anión agresivo y la concentración de borato. Cuando esta relación es alta los aniones H_2BO_3^- llegan al interior de las picaduras sólo por difusión. Cuando la relación se invierte, la contribución de la migración del anión borato para mantener la electroneutralidad es importante y por lo tanto el impedimento para la subsistencia de la zona localmente acidificada será mayor y más alto será E_p . El parámetro $\emptyset$ informa cuantitativamente la magnitud de esta contribución.

Los resultados obtenidos confirman esencialmente las predicciones sustentadas en el modelo de picado que se basa en el análisis de los fenómenos de transporte iónico e hidrólisis.

1. J. Augustinski, F. Dalard y J.C. Sohm, Corrosión Sci, 12, 713 (1972).
2. M.G. Alvarez y J.R. Galvele, Corrosión (Houston) 32, 285 (1976) - También G. Alvarez, Tesis Doctoral, Universidad de Buenos Aires, 1977.
3. J.R. Galvele, Corros. Sci., 21, 551 (1981).

1.4. CORROSION BAJO TENSION DE ALEACIONES DE COBRE.

M.G. Alvarez, M. Giordano y J.R. Galvele

La técnica de electrodos en deformación, basada en ensayos de tracción realizados con el material expuesto al medio corrosivo a potencial constante, ha sido propuesta (1,2,3) como un método adecuado para detectar susceptibilidad a corrosión bajo tensión en sistemas en los que las fisuras se propagan por un mecanismo de disolución anódica. Se utilizó esta técnica para estudiar la corrosión bajo tensión de los latones en medios no amoniaca-les. El material utilizado fue latón de composición 63.3% Cu - 36,6 % Zn y la solución ensayada NaNO_2 1M. La curva de polarización anódica del latón

en este medio muestra una zona de disolución activa, comprendida entre 0,05 Venh y 0,20 Venh, seguida por una zona pasiva que se extiende hasta 0,50 Venh. En este rango de potenciales se observó la formación de una película oscura sobre la superficie metálica. Para potenciales superiores a 0,50 Venh, la densidad de corriente aumenta con el potencial, observándose la progresiva formación de productos de corrosión azules sobre la superficie metálica.

Se efectuaron ensayos de tracción a potencial y velocidad de deformación constantes en el rango comprendido entre el potencial de corrosión y 0,60 Venh. Se utilizaron las siguientes velocidades de deformación: 40%/min, 130%/min y 260%/min. Para todos los potenciales ensayados la deformación plástica produce un aumento de la densidad de corriente respecto a los valores medidos en condiciones estáticas. A partir de los resultados de los ensayos de tracción se calculó, para cada potencial la velocidad de propagación de fisuras y su morfología, dada por la relación i_b/i_s (i_b : densidad de corriente sobre el metal desnudo; i_s : densidad de corriente sobre el metal estático) (Figura 1.4.1). Se obtuvieron resultados coincidentes para las tres velocidades de deformación utilizadas. Para potenciales muy próximos al potencial de corrosión, la relación i_b/i_s es relativamente alta, pero la velocidad de propagación de fisuras es muy baja (del orden de 10^{-10} m/s) como para esperar la formación de fisuras definidas. Para potenciales muy altos, el aumento rápido y simultáneo de la velocidad de propagación de fisuras y de la relación i_b/i_s indica una creciente susceptibilidad a la corrosión bajo tensión, que será máxima para potenciales cercanos a 0,30 Venh, para los cuales la velocidad de propagación de fisuras alcanza valores del orden de 10^{-6} m/s. Para valores más altos de potencial, la velocidad de propagación de fisuras se mantiene constante pero se produce una disminución en el valor de i_b/i_s que indica una tendencia a la corrosión generalizada para potenciales superiores a 0,50 Venh.

Estas predicciones fueron confirmadas mediante la observación metalográfica de probetas traccionadas a potencial constante usando una velocidad de deformación mas baja (1,25%/min). Probetas traccionadas a 0,20 Venh, 0,30 Venh y 0,40 Venh presentaron una alta densidad de fisuras de gran longitud. En las probetas expuestas a 0,10 Venh y 0,50 Venh la cantidad y la longitud de las fisuras fue mucho menor. La propagación de las fisuras es predomi-

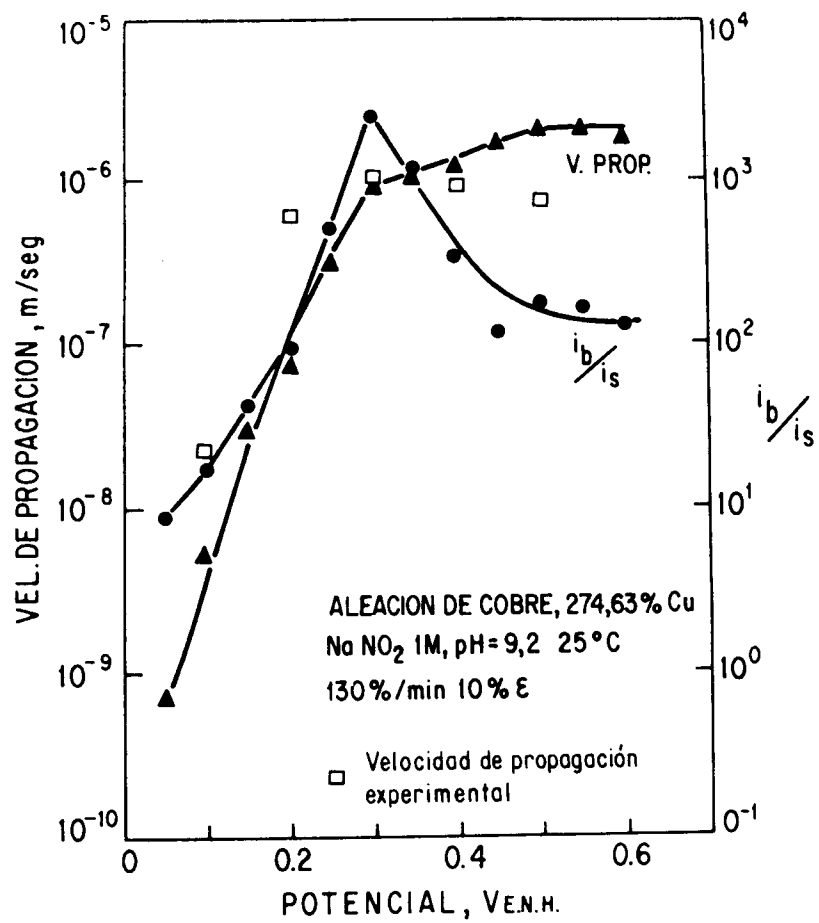


Figura 1.4.1

nantemente transgranular. A partir de la penetración de estas fisuras y del tiempo de ruptura se calculó la velocidad de propagación de fisuras para cada potencial, encontrándose buena coincidencia con los valores de velocidad de propagación de fisuras calculados a partir de los ensayos de tracción (Figura 1.4.1).

1. J.R. Galvele, S.B. de Wexler y I. Gardizabal, Corrosión 31, 352 (1975).
2. I. Maier y J.R. Galvele, Corrosión 36, 60 (1980).
3. Y.S. Park, J.R. Galvele, A.K. Agrawal y R.W. Staehle, Corrosión 34, 413 (1978).

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

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

* C.I.C.

Se continuó el estudio del comportamiento electroquímico del acero inoxidable tipo AISI 304 y su susceptibilidad a la corrosión bajo tensión, en soluciones de cloruros, a temperatura ambiente. Se analizó la influencia del pH sobre los rangos de disolución activa y de pasividad y sobre el potencial de picado (E_p). Las soluciones utilizadas fueron 1M HCl; 0.5M HCl+0.5NaCl; 0.25M HCl+0.75M NaCl; 0.01M HCl+0.99 NaCl; 0.001M HCl+0.999M NaCl y 1M NaCl. Se trazaron curvas de polarización potencioestáticas y se efectuaron determinaciones potencioestáticas de densidad de corriente en función del tiempo.

La susceptibilidad a la corrosión bajo tensión se estudió empleando la técnica del electrodo en deformación a potencial constante, desarrollada en este laboratorio (1,2). Se aplicó una velocidad de deformación de 100%/min y en base a la variación de la densidad de corriente producida al traccionar las probetas se calculó la densidad de corriente de disolución de la superficie nueva expuesta durante la tracción (i_p) y la correspondiente velocidad de penetración del ataque (v_p). Para que se inicie una fisura i_p debe ser mucho mayor que la densidad de corriente sobre el metal estático, i_s , ($i_p/i_s > 10$). Además, para que esta fisura se propague, v_p debe superar un

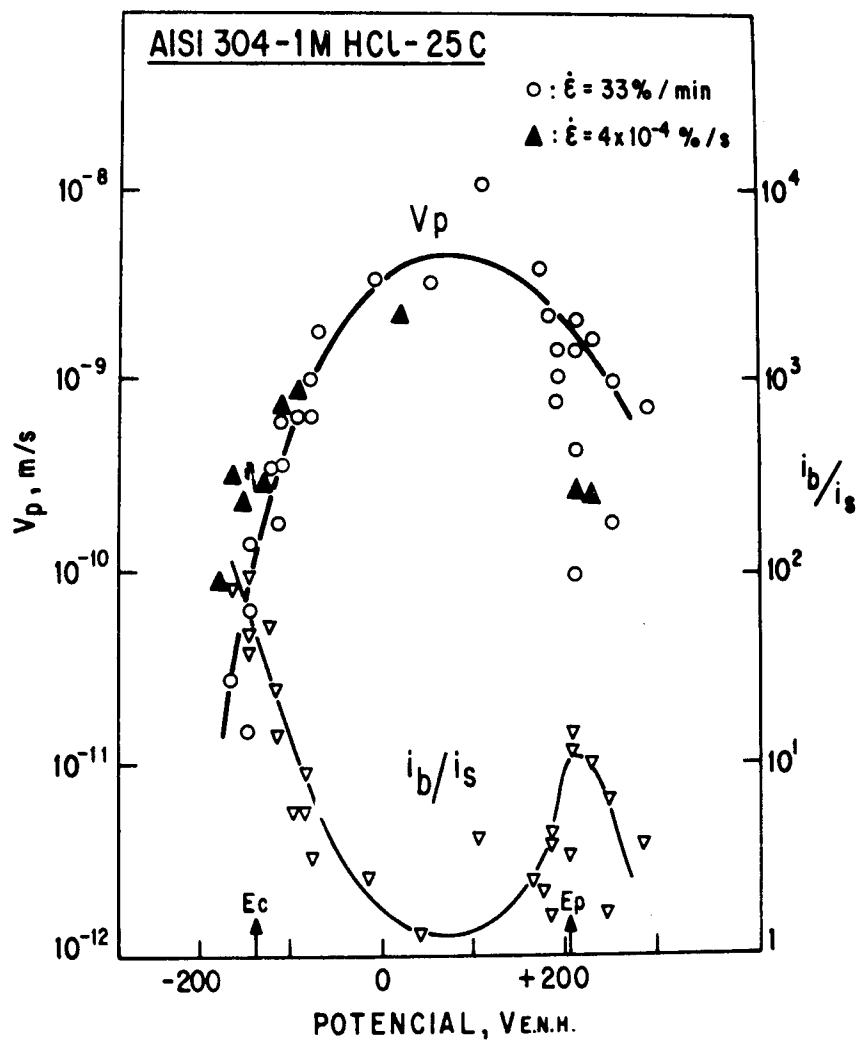


Figura 1.5.1

valor mínimo, que empíricamente se observó estaría alrededor de 10^{-9} a 10^{-10} m/s. La figura 1.5.1 muestra los resultados obtenidos para el acero inoxidable AISI 304 en 1M HCl. Para potenciales superiores a $-0.16 V_{NHE}$, v_p es mayor que 10^{-10} m/s, es decir podría haber fisuración por encima de ese valor. Por otro lado, el cociente i_b/i_s , que es alto en las cercanías del potencial de corrosión E_c , disminuye por debajo de 10 a potenciales superiores a $-0.10 V_{NHE}$ y alcanza valores cercanos a 1 en el rango del potencial de Flade. En la zona de pseudo pasivación el cociente vuelve a aumentar, llegando a valores mayores que 10, y disminuye nuevamente al comenzar el picado. En consecuencia, la técnica de tracción rápida predice que se produciría corrosión bajo tensión en este sistema al aplicar potenciales en el rango de -0.16 a $-0.10 V_{NHE}$; desde ese potencial hasta aproximadamente $0.18 V_{NHE}$ habría ataque generalizado del metal, seguido por un estrecho rango de corrosión bajo tensión, y a potenciales superiores a $0.20 V_{NHE}$ predominaría el ataque por picado.

Se utilizó la técnica de tracción lenta (con velocidades de deformación comprendidas entre 10^{-4} y $10^{-7} s^{-1}$), a potencial constante, para verificar los resultados obtenidos. La morfología del ataque que presentan las probetas fue estudiada empleando microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido. Se efectuaron ensayos en soluciones 1M HCl; 0.1M HCl + 0.9M NaCl, que confirman las predicciones de la técnica de tracción rápida. En la figura 1.5.1 se representan con triángulos llenos de velocidades de propagación del ataque medidas en ensayos de tracción lenta, las cuales concuerdan con los valores previstos. Se continuarán ensayos en las otras soluciones estudiadas.

1. J.R. Galvele, S.B. de Wexler e I. Gardiazabal, Corrosión, vol. 31, p.352, (1975).
2. I.A. Maier y J.R. Galvele, Corrosión, vol. 36, p.60 (1980).

1.6. CINETICA DE REPASIVACION EN CORROSION BAJO TENSION.

R.M. Carranza* y J.R. Galvele

* C.I.C.

El presente trabajo tiene por finalidad adquirir conocimientos sobre la velocidad de repasivación de diferentes metales y aleaciones, luego de producir una deformación instantánea de los mismos en diferentes medios corrosivos y bajo condiciones de potencial constante.

Se tratará de correlacionar la cinética de repasivación de dichos metales con su susceptibilidad a la corrosión bajo tensión.

La técnica que se utiliza es la de tracción instantánea (1000%/seg) de probetas de alambre de 0,8mm de diámetro, por medio de una máquina de tracción a resorte diseñada y construida en nuestras instalaciones. La respuesta de corriente obtenida por este tratamiento se sigue por medio de un osciloscopio y un sistema de adquisición de datos a alta velocidad. Los resultados son procesados por computación.

En esta primera etapa se trabajó con acero inoxidable AISI 304 en distintos medios corrosivos a distintos potenciales. Los resultados obtenidos en cuanto a velocidades de repasivación permiten diferenciar el comportamiento en sulfato de sodio, en el cual no se produce corrosión bajo tensión, con el observado en soluciones de cloruro pH=0, en el cual se conocen las velocidades de propagación de fisuras (Figura 1.6.1). La diferencia es significativa para tiempos superiores al segundo de producida la tracción.

En soluciones de cloruro de sodio a pH=7, en donde no se encontró corrosión bajo tensión, la velocidad de repasivación no presenta diferencias significativas con respecto a los medios en los cuales hay fisuración.

1.7. FENOMENOS DE DISOLUCION Y REPASIVACION EN PROBETAS SOMETIDAS A TRACCION A VELOCIDAD CONSTANTE DE DEFORMACION.

S.M. Gravano y J.R. Galvele

En el estudio de la corrosión bajo tensión la técnica de tracción a velo

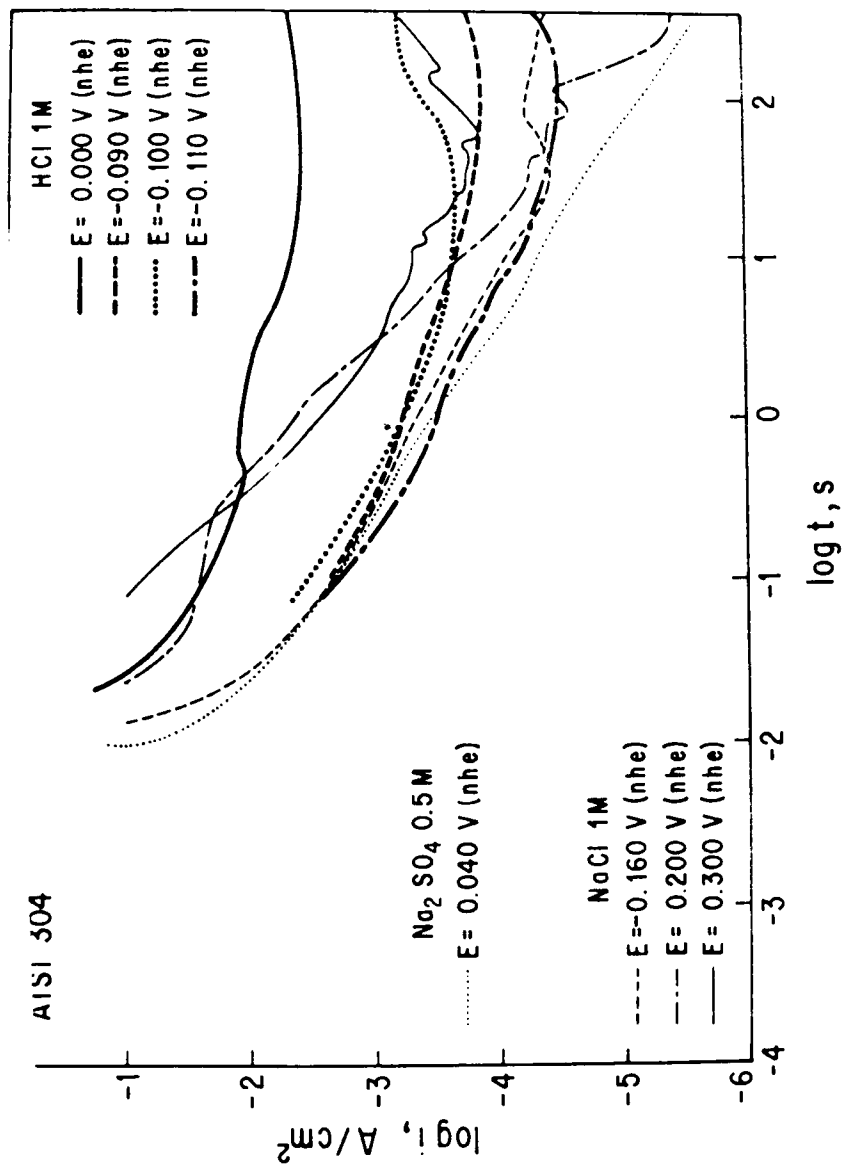


Figura 1.6.1

cidad constante de deformación es una buena herramienta para determinar la susceptibilidad de un material a ese tipo de corrosión en un dado medio. Además esta técnica representa un gran ahorro de tiempo comparado con los ensayos tradicionales.

Sin embargo, no son bien conocidas las condiciones que se establecen en torno de una probeta sometida a tracción y su relación con las condiciones que se establecen en el interior de una fisura.

Para iniciar el estudio de estas condiciones en el presente trabajo se elaboró un modelo teórico de deformación, disolución y repasivación de un electrodo en deformación a velocidad constante en un medio corrosivo, para poder calcular la curva de corriente de disolución en función del tiempo y compararla con la obtenida en forma experimental.

El modelo supone que sobre la superficie del metal se forman escalones de deslizamiento cuya superficie y frecuencia están relacionadas con la deformación y velocidad de deformación respectivamente, y que la densidad de corriente de disolución decrece en forma exponencial debido a repasivación.

Utilizando computación, el modelo fue aplicado al acero AISI 304 en medios y potenciales en los que no sufre corrosión bajo tensión:

NaCl: 1M; 2M; 3M - Potencial: 200mV_H

Na_2SO_4 : 0,5M; 1,5M; 1M - Potencial: -140mV_H

y en medios y potencial que sufre corrosión bajo tensión:

HCl 1M; HCl 1M - NaCl 1M; HCl 1M; HCl 1M - NaCl 2M - Potencial: -90mV_H

suponiendo una velocidad de deformación de $0,95 \text{ min}^{-1}$.

Como datos de transientes de repasivación (i vs t) se utilizaron resultados obtenidos en forma experimental (1) para tiempos cortos extrapolados para tiempos largos.

Las curvas de corriente de disolución obtenidas fueron comparadas con curvas experimentales (2).

Como resultado se encontró que las curvas teóricas y experimentales aproximadamente coinciden para los sistemas en que no se produce corrosión bajo

tensión, pero no lo hacen en el caso en que esta se presenta.

Como continuación del trabajo se prevee aplicar el modelo utilizando datos de repasivación para tiempos largos para comprobar si la diferencia no se debe a las extrapolaciones realizadas.

1. R. Carranza y J.R. Galvele - Trabajo en preparación.
2. I. Maier y J.R. Galvele - Trabajo en preparación.

1.8. COMPORTAMIENTO ELECTROQUIMICO DE Zr y Zry-4.

L. Lanzani y S.M. de De Micheli

A fin de determinar la cinética de desprendimiento de H₂ sobre Zr y Zry-4, se realizaron ensayos electroquímicos con muestras de Zr 99,99%, Zry-4 T (templado desde 1.050°C) y Zry-4 R (enfriado en horno durante 6 horas desde 1.050°C hasta 750°C), los ensayos se efectuaron en solución de Li₂SO₄ 0,5 M pH=12, medio deaireado, a T=25°C.

Las curvas catódicas potenciocinéticas (50mV/5 min) ascendentes desde -1.543 mVH hasta E_{cor}. presentan una pendiente de Tafel $b = -200 \text{ mV/dec.}$

Para verificar este valor anormalmente alto de la pendiente de Tafel se hicieron curvas potenciocinéticas ascendentes usando alambre de Pt en diversos medios a T=25°C, observándose las siguientes pendientes:

a)	H ₂ SO ₄	0,5 M	pH=0,25	$b = -120 \text{ mV/dec.}$
b)	Li ₂ SO ₄	0,5 M	pH=0,25	$b = -120 \text{ mV/dec.}$
c)	Li ₂ SO ₄	0,5 M	pH=12	$b = -230 \text{ mV/dec.}$

Los valores de la pendiente de Tafel hallados sobre Pt, indican que:

- 1) La reacción de evolución de H₂ es menos reversible en medio alcalino (1) (coeficiente de transferencia $\alpha=0,3$) que en medio ácido (2) ($\alpha=0,5$).
- 2) Un exceso de Li⁺ no modifica el valor de "b" en medio ácido (2) ($\alpha=0,5$)

Por lo tanto, podemos concluir que los altos valores de la pendiente de Tafel encontrados para Zr y Zry-4 se deben exclusivamente a la reacción de evolución de H₂ en medio alcalino: $2\text{H}_2\text{O} + 2\text{e}^- \rightarrow \text{H}_2 + 2\text{HO}^-$

Se ensayaron además, muestras de Zr y Zry-4 en solución de Li_2SO_4 0,5 M pH=12, medio deaireado a $T=80^\circ\text{C}$.

Las curvas catódicas potencioestáticas hasta intensidad de corriente constante, ascendentes desde -1.543 mVH. hasta E_{corr} . muestran una pendiente de Tafel $b = -240$ mV/dec. Este valor de "b" coincide con el hallado para Pt en el mismo medio y a la misma temperatura.

Las muestras de Zr y Zry-4 ensayadas, presentan una capa gruesa y uniforme de ZrH_4 que no se observa en muestras potencioestáticas a $T=25^\circ\text{C}$.

En las curvas potenciocinéticas (50 mV/5 min) ascendentes desde -1.543 mVH hasta E_{corr} . a $T=80^\circ\text{C}$, aparece una inflexión en la curva que impide trazar la correspondiente pendiente de Tafel. Este fenómeno se está estudiando actualmente. Debe mencionarse que las muestras ensayadas en estas condiciones también presentan una capa de ZrH_4 .

1. V.A. Safonov y O.A. Petrii, Soviet Electrochemistry, Vol.10, N°7, p.1126-1130, July 1974.
2. O.A. Petrii, A.N. Frumkin, V.A. Safonov y I.G. Shchigorev, Soviet Electrochemistry, Vol.7, N°9, p.1352-1356, September 1971.

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

M. Poli, R. Suárez Baldo* y S.M. de De Micheli.

*UNS

El objetivo es formular aleaciones de aluminio que presenten un comportamiento adecuado como ánodos de sacrificio en agua de mar. Dicha formulación debe tener en cuenta la selección de microaleantes, los que influyen en las propiedades electroquímicas del aluminio y la segregación de los mismos, que determinan el tipo de localización del ataque (1).

Se estudia la eficiencia galvánica en agua de mar circulante de AlZnSn , AlZnSnPb , AlZnInCd y AlZnInCdPb obtenidas con dos velocidades extremas de solidificación. En estas experiencias se determina: los ánodos y cátodos, la

carga drenada y la variación en el peso de los ánodos. Paralelamente, mediante técnicas potencioestáticas se estudia el comportamiento de los ánodos y la localización del ataque en presencia de Cl^- a potenciales próximos a los de funcionamiento de los ánodos en agua de mar.

Los ánodos con In presentan las eficiencias más altas (75-95%) y uniformes y los potenciales de trabajo más bajos independientemente de la velocidad de enfriamiento y aún cuando provengan de diferentes coladas. En presencia de Cl la disolución se inicia frecuentemente alrededor de segundas fases presentes en las distintas aleaciones así como también en el interior de las cavidades originadas por microrechupes. A potenciales más altos el ataque se generaliza apareciendo zonas facetadas en regiones aisladas de las muestras.

Los resultados obtenidos permiten encarar ensayos en servicio con aleaciones conteniendo In para la protección de cascos y tuberías.

1. J.B. Bessone, R. Suárez Baldo y S.M. de De Micheli, Corrosión, 37, 533. (1981).

1.10. CORROSION POR DEALEADO DE BRONCES DE ALUMINIO.

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

* C.I.C.

El dealeado es una forma de corrosión en la cual el metal menos noble de una aleación se disuelve en forma preferencial dejando una estructura residual alterada. El objeto del presente trabajo es estudiar el dealeado en las fases α , γ_2 y martensíticas de los bronce de aluminio en presencia de Cl^- .

Hasta el presente se han estudiado las fases α y β'_1 (martensítica). Para ello, se han realizado ensayos potencioestáticos a distintos potenciales. Estos ensayos se complementaron con análisis químicos de Cu y Al en las soluciones ensayadas, difracción de rayos X, microscopía electrónica de barrido (con Edax) y análisis con Esca.

Los resultados obtenidos fueron:

Fase β'_1 : a) La aleación se disuelve a velocidades muy bajas por debajo del potencial de corrosión y sufre dealeado ($-0,100 V_H$ a $-0,300 V_H$).

b) La aleación no sufre dealeado en la zona de potencial en la cual el Cu se disuelve como $CuCl_2^-$ si no se encuentra en condiciones de rendija ($0V_H$ a $+0,150V_H$).

c) La aleación sufre dealeado en la zona de potencial en la cual el Cu se disuelve como $CuCl_2^-$ si se encuentra en condiciones de rendija.

Fase α : La fase no presenta dealeado en la zona de potencial en la cual el Cu se disuelve como $CuCl_2^-$, tanto si se encuentra en condiciones de rendija o no.

1.11. DISOLUCION SELECTIVA DE ALEACIONES CADMIO-MAGNESIO

R. Mizrahi* y J.R. Galvele

* C.I.C.; FCEN-UBA

Las aleaciones Cadmio-Magnesio presentan altas velocidades de dealeado o disolución selectiva en diversos medios, a temperatura ambiente y en un amplio rango de potenciales de electrodo⁽¹⁾. Por lo tanto constituyen un sistema adecuado para el estudio de las características generales de este fenómeno de amplia ocurrencia en la práctica, principalmente en latones y otras aleaciones de uso naval. Es de interés determinar el mecanismo por el que ocurre el dealeado, el cual ha sido objeto de numerosas discusiones.

En el presente trabajo se utilizaron aleaciones conteniendo entre 5 y 50% atómico de Mg; también se realizaron experiencias con aleaciones conteniendo 25% at. Mg y un tercer aleante en pequeña cantidad (0,1 y 1,0 w/o Pb; 0,1 y 1,0 w/o Bi). Se trabajó en soluciones de $NaClO_4$ 0,5 M de distintos pH, con y sin buffer ftalato o acetato de sodio, a 25°C. Los ensayos electroquímicos realizados consisten en el trazado de curvas corriente-tiempo a potencial

constante y curvas de polarización por el método de escalones de potencial. Las probetas atacadas se estudiaron por microscopía óptica y electrónica de barrido, difracción de rayos X y microsonda electrónica.

Los resultados de las experiencias electroquímicas realizadas en soluciones ácidas o neutras muestran que, en un período inicial, la velocidad de dealeado sigue un transiente decreciente, el cual es indicativo de la existencia de un mecanismo de difusión en volumen de Mg, desde el seno de la aleación hacia la superficie. Posteriormente se observa, para la mayoría de las aleaciones, un período de inducción de corriente creciente, el cual lleva finalmente a un estado estacionario. En este período se tiene el crecimiento lineal con el tiempo de un film de Cadmio puro, cuya estructura porosa se confirmó por observación fractográfica.

Los ensayos electroquímicos han permitido determinar la dependencia de la velocidad de dealeado con el potencial, el pH y la composición del electrolito, habiéndose estudiado previamente el efecto de la temperatura(2). Los estudios de superficie han dado información sobre la composición, morfología y estructura del film dealeado. Los resultados permiten concluir que la difusión en el sólido juega un papel fundamental en el mecanismo de dealeado de estas aleaciones. Inicialmente ocurre difusión de Mg en estado no estacionario; luego existe un período de inestabilidad de la superficie (salvo para pequeñas concentraciones de Mg), con formación y crecimiento de poros, y finalmente se alcanza un estado estacionario con difusión de Mg a través de una película de espesor constante, ubicada en el fondo de los poros, la cual avanza en forma constante con el tiempo. Los aleantes utilizados hasta ahora han tenido principalmente el efecto de aumentar la inestabilidad de la superficie, no observándose un efecto inhibitor del dealeado como el conocido del arsénico en latones.

1. J.I. Gardiazabal y J.R. Galvele - J. Electrochem. Soc. 127, 255 (1980)
2. R. Mizrahi y J.R. Galvele - Resúmenes del 2º Congreso Argentino de Físico Química - Villa Carlos Paz (Córdoba) - 1 al 5 de setiembre de 1980.

2. FENOMENOS DE TRANSPORTE

2.1. AUTODIFUSION DE Zr EN FASE ALFA

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

* Institut fur Theoretische und Angewandte Physik (ITAP) Universidad de Stuttgart - Rep.Federal de Alemania.

El objetivo de este trabajo consiste en el estudio de la autodifusión de Zr en monocristales en fase alfa, con la técnica de ion-beam-sputtering para determinar el o los mecanismos de difusión operantes. Dicha técnica permite extender el rango de temperaturas estudiadas puesto que es posible con ella obtener perfiles de penetración de sólo algunos miles de Angstroms. De esa forma se pudo llegar a medir el coeficiente de autodifusión entre 850°C (a 862°C el Zr alfa (hcp) transforma a beta (bcc)) y 500°C efectuando a esa temperatura un recocido de un par de meses. Con las técnicas convencionales se necesita no menos de 100 μm de penetración para lo que se requieren recocidos prohibitivamente largos por debajo de 700°C. Es la primera vez, en consecuencia, que la autodifusión en Zr alfa se estudia en un rango tan extenso de temperaturas.

El trabajo se llevó a cabo en el ITAP, Univ. de Stuttgart, con monocristales preparados en el grupo de Difusión del Dpto. de Materiales de la CNEA. La técnica se puso a punto primeramente con policristales de Zr y posteriormente las mediciones se efectuaron utilizando uno solo de los monocristales preparados. Por lo que, momentáneamente, no se puede hablar del efecto de anisotropía que puede presentar la fase hcp, puesto que se conoce el coeficiente de difusión en una sola orientación. A priori no se espera que este efecto sea muy importante.

Los resultados obtenidos se muestran en el gráfico de Arrhenius, donde se han incluido datos correspondientes a la fase beta. Como puede observarse, también en la fase alfa el gráfico de Arrhenius deja de ser recto. Esta característica bien conocida en la fase bcc de algunos elementos - entre los

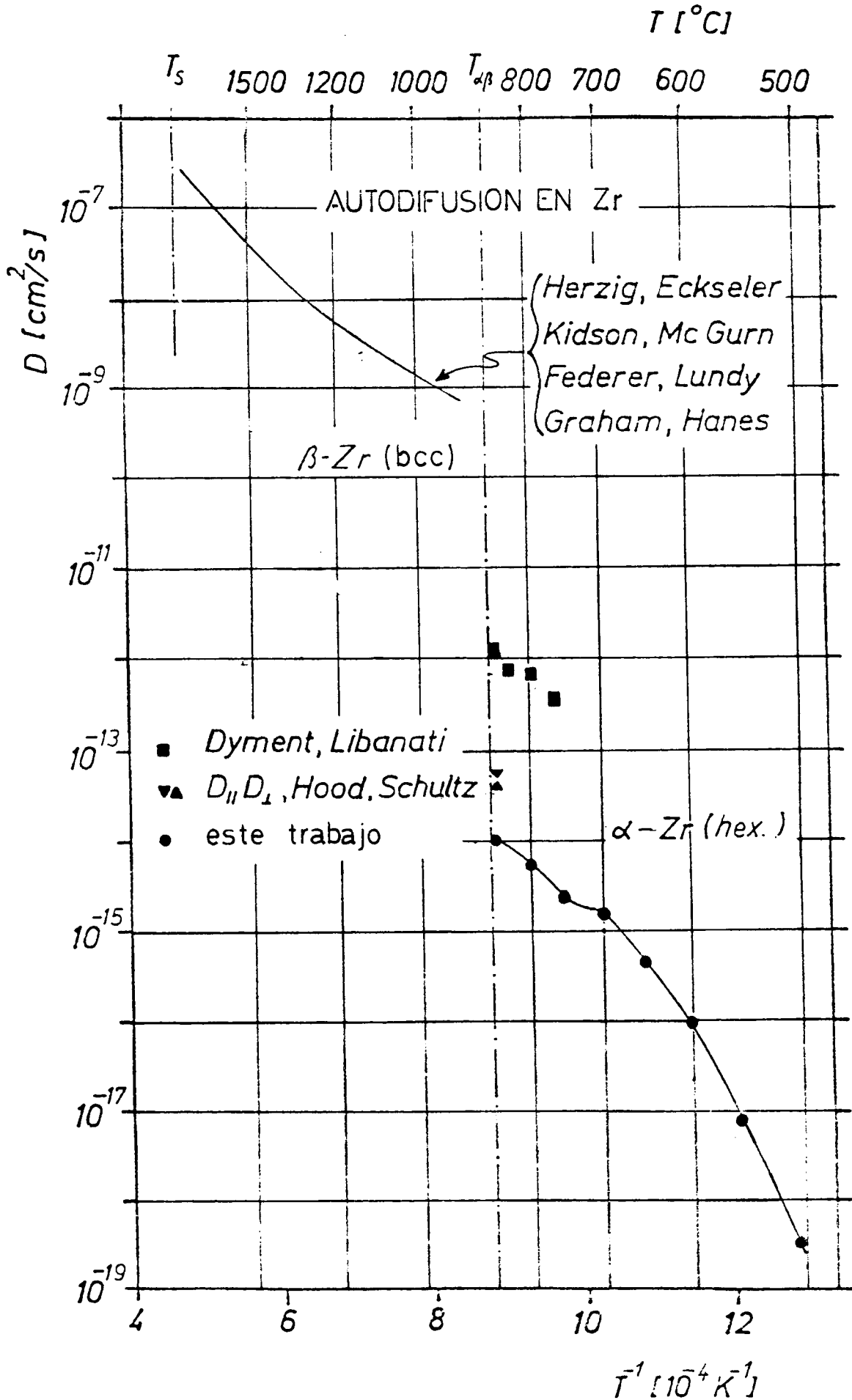


Fig. 2.1.1

cuales el Zr es el que ofrece mayor curvatura - dió origen al así llamado "problema de los bcc anómalos". En (1) se sostuvo, sin embargo, que el problema era intrínseco de estos elementos (Ti,Zr,Hf) y no de la fase bcc.

En el rango de temperaturas 700 - 850°C se puede trazar una recta cuya pendiente coincide con la obtenida en (1). Esto significa que la energía de activación determinada en ambos casos es similar, pero, en el trabajo presente, el factor de frecuencia es 2 órdenes de magnitud menor. La energía de activación mencionada, al igual que la que corresponde al rango de bajas temperaturas en la fase beta, resultan muy pequeñas para justificar un mecanismo de vacancias normales. A medida que la temperatura estudiada se aleja de la temperatura de transición de fase (en ambas fases) los coeficientes de difusión medidos permiten determinar una energía de activación que tiende a los valores normales de $(\Delta H_f + \Delta H_m)$ para vacancias. Si se considera que actúan 2 mecanismos distintos, uno de ellos - a T distantes de T_t - sería el de vacancias normales. Quedaría por determinar cual es el que opera a T cercanas a la de transición. Para la fase beta existen algunos modelos; los más recientes son el de Lazarus (2) y el de Sánchez y De Fontaine (3) no habiéndose probado ninguno fehacientemente. Para la fase alfa resta elaborar un modelo que explique los resultados experimentales obtenidos, en particular, la diferencia de dos órdenes de magnitud entre los valores obtenidos con policristales respecto de los medidos en el monocristal mencionado (ver fig. 2.1.1).

Este trabajo fue iniciado por F.D en Dic.'81 y continuado por J.H. bajo la dirección del Dr. H.M. después del regreso de F.D. en Mar.'82.

- 1) F. Dymond and C.M. Libanati J. of Mat. Science, 3,349,(1968).
- 2) H.M. Gilder and D. Lazarus Phys. Rev. B 11, 4916,(1975).
- 3) J.M. Sánchez and D. De Fontaine Phys. Rev. Letters, 35, 227 (1975).

2.2. DIFUSION ANISOTROPICA DE Cr^{51} EN MONOCRISTALES DE Zr- α .

N. Varela*, S.N. Balart y R.H. de Tandler.

* INTI

El Zr como solvente admite solutos que difunden muy rápido (1). Los coe-

eficientes de difusión en volumen de Co y Cu en monocristales orientados de Zr- α (2,3) y de Ni, Fe, Be, Cr y Mn en Zr- α policristalino son 3 a 7 órdenes de magnitud mayores que la autodifusión del solvente. Esos solutos ocuparían en la red del solvente un estado adicional no-substitucional, responsable de la difusión rápida y vinculado a la configuración intersticial. Siendo la red del Zr- α anisotrópica, en este trabajo nos propusimos revelar ese efecto en la difusión rápida del Cr.

Crecimos los monocristales α en muestras de Zr de pureza 99,99% por ciclado térmico alrededor de la transición $\alpha \leftrightarrow \beta$. Medimos los coeficientes de heterodifusión en las direcciones paralela y perpendicular al eje c ($D_{//}$ y $D_{\perp}$), empleando el método del "film delgado" y Cr^{51} como radiotrazador.

Las siguientes ecuaciones expresan la variación de $D_{//}$ y $D_{\perp}$ con la temperatura, entre 750°C y 848°C:

$$D_{//} = (0,2 \pm 0,3) \exp\left(-\frac{(1,59 \pm 0,11)\text{eV}}{RT}\right) \text{ cm}^2/\text{seg.}$$

$$D_{\perp} = (0,2 \pm 0,2) \exp\left(-\frac{(1,69 \pm 0,06)\text{eV}}{RT}\right) \text{ cm}^2/\text{seg.}$$

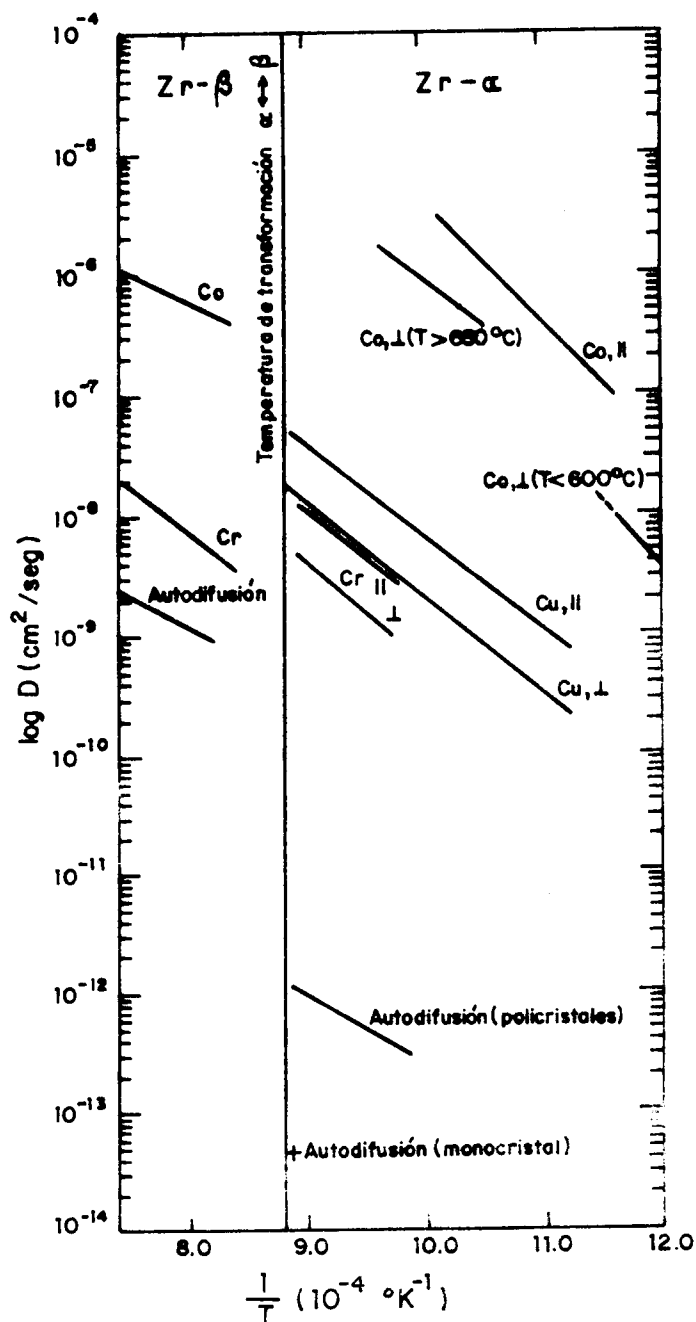
La anisotropía en la difusión de Cr es significativa y $D_{//} > D_{\perp}$. $D_{//}/D_{\perp}$ crece al decrecer la temperatura. Igual comportamiento fue encontrado para el Cu (3) y lo contrario para el Co (2). A una dada temperatura, cuanto más rápido es el soluto mayor es la anisotropía (Tabla 2.2.1). El resultado obtenido para la energía de activación, $Q_{//} < Q_{\perp}$, es predecible por el modelo de esferas rígidas, para difusión intersticial. $Q_{//}$ para el Cr y Cu y $Q_{\perp}$ para Cr, Cu y Co a $T > 650^\circ\text{C}$ son comparables y cuanto menor es Q mayor es el coeficiente de difusión (Tabla 2.2.1). D_0 es de la misma magnitud para Cr y Cu ($0,2\text{cm}^2/\text{seg}-0,4\text{cm}^2/\text{seg}$). Con el Co hay diferencia apreciable, de hasta 5 órdenes de magnitud.

Hemos comparado la difusión de Cr en ambas fases del Zr, $Q_{\beta} < Q_{\alpha}$, la diferencia extrema es $Q_{\alpha} - Q_{\beta} = 0,21\text{eV}$. A la temperatura de transición $\alpha \leftrightarrow \beta$ la difusión de Cr es más lenta en la fase β . El cociente D_{β}/D_{α} es pequeño (0,11 y 0,29 para $D_{\alpha\perp}$ y $D_{\alpha//}$) respecto del de autodifusión de Zr (≈ 300). Esta es una característica común a distintos solutos muy rápidos en varios solventes.

TABLA 2.2.1

Solvente	Solutos	Cr ⁵¹	Cu ⁶⁴	Co ⁵⁸
Zr-α	$D_{\parallel}$ (cm ² /seg) 848 °C	$1,37 \cdot 10^{-8}$	$4,76 \cdot 10^{-8}$	$5,01 \cdot 10^{-8}$
	848 °C	2,7	3,0	8,3
	$D_{\parallel}/D_{\perp}$ 750 °C	2,9	3,2	5,2
	$Q_{\parallel}$ (eV)	1,59	1,54	1,98
Zr-β	$Q_{\perp}$ (eV)	1,69	1,60	1,51 (T > 650 °C) 1,9 (T < 600 °C)
	Q (eV) (914 °C - 1240 °C)	1,48		

FIGURA 2.2.1



La Figura 2.2.1 muestra en conjunto los resultados para la difusión de Cr, Cu y Co en Zr- α comparados con la autodifusión del solvente.

1. R. Tendler, E. Santos, J. Abriata y C.F. Varotto, in: Thermodynamics of Nuclear Materials 1974, Vol. II (IAEA, Vienna, 1975) p.71
2. G.V. Kidson, Phil. Mag. A 44 (1981) 341.
3. G.M. Hood and R.J. Schultz, Phys. Rev. B 11 (1975) 3780.

2.3. AUTODIFUSION DE Zr y Ti EN SUS ALEACIONES.

E. Forlerer y F. Dymont.

Con este trabajo se procura dilucidar el o los mecanismos de autodifusión operantes en Ti y Zr en ambas fases, aún no establecidos fehacientemente. La elección de la aleación Ti 50% Zr obedece a que es la que ofrece el rango de temperatura más extenso en la fase β (bcc) siendo, por lo tanto, la más adecuada para probar el modelo de Sánchez y De Fontaine (1).

Se utilizó Ti y Zr de 99,99% de pureza (origen: Atomergic Ch.Co.) para fabricar una aleación 50% atómico. Este trabajo fue realizado en el Centro Atómico Bariloche por el Dr. Bolcich en un horno allí desarrollado con electrodo no consumible de tungsteno sobre crisol de Cu refrigerado por agua y bajo flujo de Argón.

En esta aleación, por sucesivos laminados y recocidos, se logró destruir la estructura de fundición y obtener probetas de tamaño de grano adecuado para el estudio de difusión en volumen.

Para poner a punto las técnicas de fabricación del par de difusión, se fabricó otra aleación de igual composición con materiales de menor pureza. En esta última se detectó por microsonda que la aleación no era homogénea, refundiéndola. Se obtuvo un material muy frágil imposible de laminar.

El análisis de gases de esta aleación reveló un alto contenido de O y N. Aún así se logró un tamaño de grano adecuado para las experiencias de difusión (alrededor de 3mm de diámetro).

Debido al precio prohibitivo que ha alcanzado en el último año el Ti⁴⁴

(10 μm cuestan aproximadamente u\$s 10.000) no se podrá estudiar la autodifusión del mismo. Se estudiará entonces la autodifusión del Zr^{95} (se dispone de un detector de Ge-Li) provisto por la firma Rohstoff-Einfuhr GmbH.

1. J.M. Sánchez y D. De Fontaine Phys. Rev. Letters, 35, 227, (1975).

2.4. DIFUSION DE Cr^{51} EN ALEACIONES DE Zr-Sn.

L.I. Nicolai, R. Migoni y R.H. de Tandler.

El Cr, como aleante minoritario, forma precipitados intermetálicos en Zircaloy-4. La relación entre precipitación y difusión sugirió este estudio.

La difusión en volumen de Cr^{51} en aleaciones de Zr-Sn fue medida en policristales de grano grande usando el método del "film delgado". El contenido de Sn estaba comprendido entre 0,39 y 6,7 % at.. En fase β se midió entre 982 y 1240°C y en fase α a 748, 789 y 841°C.

El Cr difunde en Zr muy rápidamente y predominantemente como intersticial, mientras que el Sn es un difundente lento, sustitucional (1).

El Sn reduce el coeficiente de difusión del Cr en Zr- β (Figura 2.4.1.). Ese efecto se puede describir mediante un coeficiente lineal de desaceleración (2), de la forma $b \approx A \exp(-H_d/kT)$, donde $H_d = 0,91$ eV es la entalpía de formación de supuestos dímeros de Sn-Cr⁵¹ a partir de los respectivos sustitucionales ($A = 16(\text{fracción at.})^{-1}$).

Para Zr puro y las aleaciones de 0,45 y 1,75 % at. de Sn, en fase β , se determinaron los valores de Q y D_0 (Tabla 2.4.1). Las rectas de Arrhenius correspondientes se representaron en la Fig.2.4.1. La correlación lineal entre $\ln D_0$ y Q sugirió la aplicación de la teoría de Zener (3), según la cual $\Delta S_{\text{Zener}} \approx \lambda \beta (Q/T_f)$, donde β da la variación con T de un módulo elástico apropiado y λ es un factor dependiente de la estructura y del mecanismo de difusión. Los valores experimentales de ΔS (Tabla 2.4.1) indican que existe una entropía negativa $\Delta S' = -11,9R$ además de la entropía de Zener. Se encontró también que se cumple la relación $Q/T_f = 8R$, frecuente en los metales de difusión anómala.

FIGURA 2.4.1

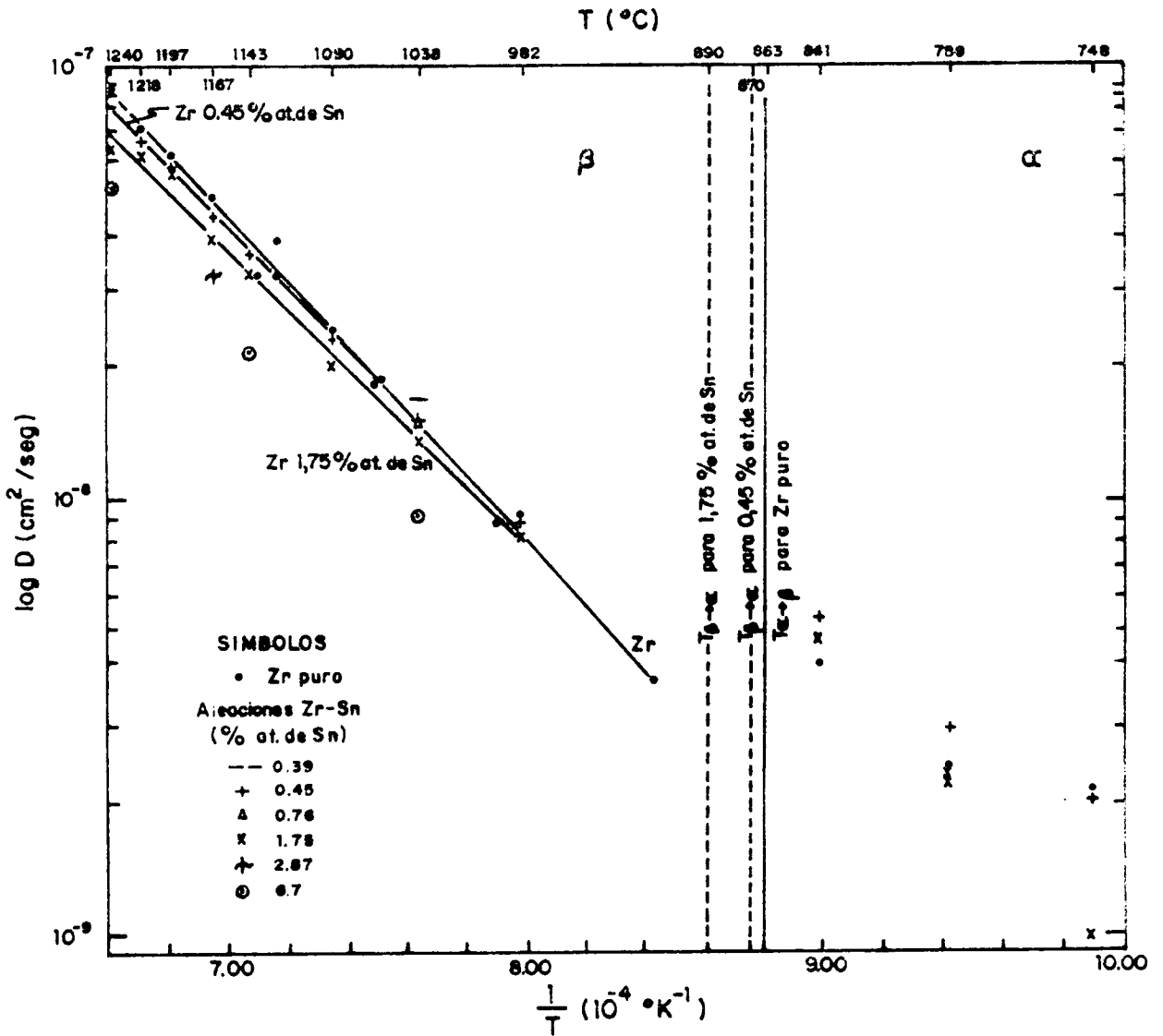


TABLA 2.4.1

% at. de Sn	T _{fusión} (°K)	Q (eV)	D ₀ (10 ⁻³ cm ² /seg)	(ΔS/R) _{experimental} = ln(D ₀ /a ² ν _{gf})	(ΔS/R) _{Zener}
0	2125	1,46	7,4	2,3	14,2
0,45	2083	1,43	4,5	1,8	13,7
1,75	2016	1,37	2,5	1,3	13,2

$a = 3,616 \text{ Å}$; $\bar{\nu} = (3/4) \Theta_D \text{ (h/κ) seg}^{-1}$; $\Theta_D = 212 \text{ °K}$; $g = 1/6$; $f = 1$

Como en Zr- α puro, en Zr-Sn- α el Cr difunde muy rápidamente. No se encontró correlación con el contenido de Sn (Figura 2.4.1), cuyo efecto fue posiblemente enmascarado por la anisotropía de la fase.

1. R. Tendler, E. Santos, J. Abriata y C.F. Varotto, en: Thermodynamics of Nuclear Materials 1974, Vol.II (IAEA, Vienna, 1975) p.71.
2. D.L. Decker, J.G. Melville y H.B. Vanfleet, Phys. Rev. B 20 (1979) 3036.
3. C. Zener, Imperfections in Nearly Perfect Crystals, Eds. Shockley, Hollomon, Maurer, Seitz (J. Wiley, New York, 1952) p.289.

2.5. DIFUSION DE Fe^{59} en Zr-Sn- β

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

*FCEN-UBA.

El Fe, junto con el Cr, es un aleante minoritario en Zircaloy-4 y forma en esa aleación precipitados intermetálicos. El Fe difunde predominantemente como intersticial en Zr, lo mismo que el Cr, pero al menos un orden de magnitud más rápido en Zr- β (1). Estos hechos, la relación entre precipitación y difusión y los resultados del anterior estudio de difusión de Cr^{51} en Zr-Sn (2) indujeron a realizar esta investigación. Su objeto es estudiar la difusión en volumen de Fe^{59} en Zr puro y en aleaciones binarias Zr-Sn en fase β entre la temperatura de transformación $\beta \rightarrow \alpha$ y la temperatura de fusión.

Medimos el coeficiente de difusión ($D_{\text{Zr-Sn-}\beta}^{\text{Fe}^{59}}$) con el método del "film delgado" en muestras policristalinas de grano grande. El contenido de Sn de las aleaciones es 0,45; 1,75 y 6,7% at.

Se realizaron tres ensayos a 986, 1036 y 1100°C. En la Tabla 2.5.1 aparecen los valores de los coeficientes de difusión medidos. Un primer resultado observable es la reducción de la difusión de Fe^{59} en Zr- β por el Sn. Es un resultado comparable al obtenido para la difusión de Cr^{51} (2).

Tabla 2.5.

		$D_{\text{Zr-Sn-}\beta}^{\text{Fe}^{59}} \text{ (} 10^{-7} \text{ cm}^2/\text{seg} \text{)}$		
% at. de Sn.	T(°C)	986	1036	1100
0		1,4	2,3	3,5
0,45		1,3	1,9	3,5
1,75		1,2	1,8	3,0
6,7				1,7

1. R. Tendler, E. Santos, J. Abriata y C.F. Varotto, en: Thermodynamics of Nuclear Materials 1974, Vol. II (IAEA, Vienna, 1975) p. 71
2. L.I. Nicolai, R. Migoni y R.H. de Tendler, CNEA NT-2/82.

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

S. Kurokawa, J.E. Ruzzante, A. Hey y F. Dymont

Desde un punto de vista básico interesa estudiar las características de la difusión de los microaleantes más comunes (Nb, V, Ti) en los aceros microaleados en los rangos de composición y temperatura de uso práctico, para analizar el comportamiento en recristalización y transformación de tales aceros con vistas a optimizar el refinamiento de grano, el endurecimiento por precipitación y las propiedades finales de los mismos. Como parte de un programa extenso que contempla el estudio de la difusión de Nb, V y Ti en aleaciones cada vez más complejas cuya composición se aproxime a los aceros de interés, se ha comenzado con el análisis de la difusión de Nb en la fase γ del Fe puro y de las aleaciones Fe0.6Si, Fe1.5Mn, Fe0.6Si 1.5Mn.. Se utilizó el método de seccionamiento directo y los isótopos Nb⁹⁴ y Nb⁹⁵, obteniéndose los siguientes resultados:

i) coeficientes de difusión D.

T(°C)	Fe Mn	Fe Mn Si	Fe puro	Fe Si
	D(m ² /s)x10 ¹⁴			
1201	2.80	3.26	3.37	3.61
1185			2.10	
1167	1.76	1.93	1.85	1.96
1087	0.427	0.457	0.476	0.487
1007			0.210	
948			0.110	

ii) energías de activación Q y factores de frecuencia Do.

	Fe Mn	Fe Mn Si	Fe puro	Fe Si
Q(KJ/mol.)	264 ± 5	271.7 ± 0.4	264 ± 11	270 ± 11
D ₀ (m ² /s)x10 ⁴	0.66 ± 0.11	1.40 ± 0.07	0.75 ± 0.02	1.29 ± 0.03

Los parámetros de la difusión Q y Do en Fe puro se determinaron entre 1081 y 1201°C, observándose una curvatura del gráfico de Arrhenius a temperaturas bajas (T<1081°C). La difusión del Nb en fase γ del Fe fue investigada previamente por Sparke y col. (1) en un rango de temperatura alto (1150-1350°C), siendo los valores Do=5.30x10⁻² m²/s y Q=344.5 kJ/mol considerablemente mayores que los encontrados en este trabajo. En cuanto a los coeficientes de difusión D, el acuerdo es bueno en la zona de temperaturas común a ambos trabajos apareciendo sin embargo, diferencias que llegan a ser de hasta un orden de magnitud, a T < 1081°C. Fue posible observar la influencia de elementos aleantes sustitucionales -Si y Mn- en la difusión de Nb en Fe-γ: el Mn retarda la difusión de Nb en Fe-γ en aproximadamente un 11%; el Si la acelera en alrededor del 5% y la presencia simultánea de Mn y Si compensa ambas tendencias. Ver Fig. 2.6.1 y 2.6.2.

1. B. Sparke, D.W. James y G.M. Leak: J. Iron Steel Inst. (1965).

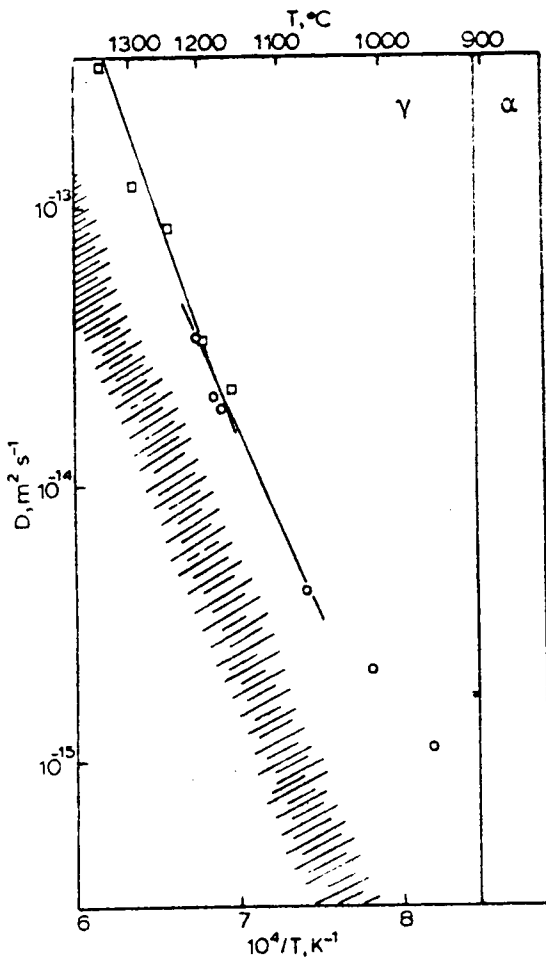


Fig. 2.6.1 Dependencia de la difusividad del Nb en Fe- γ con la temperatura.

o este trabajo.

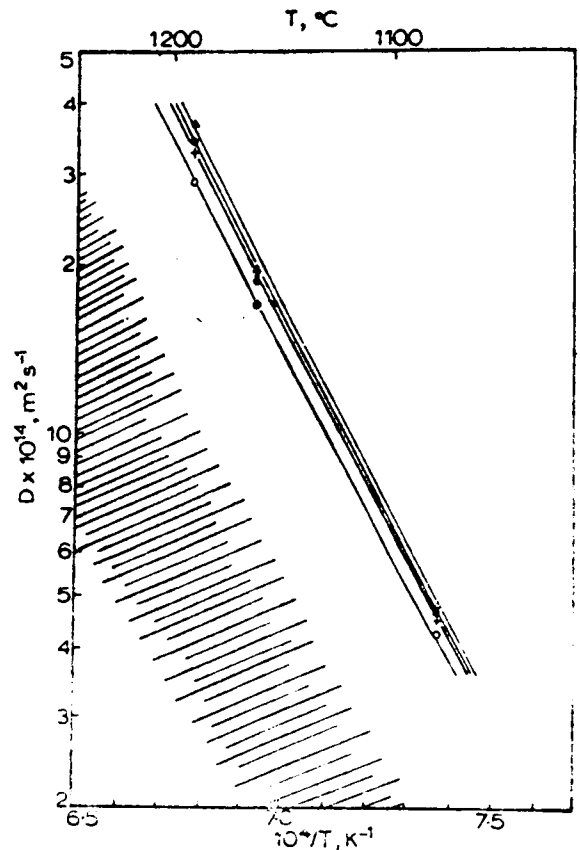
□ Sparke y col.

// banda de autodifusión del Fe.

Fig. 2.6.2 Dependencia de la difusividad del Nb con la temperatura en Fe puro y en las aleaciones FeHn, FeMnSi, FeSi.

Δ FeSi • Fe puro + FeMnSi o FeHn

// banda de autodifusión del Fe.



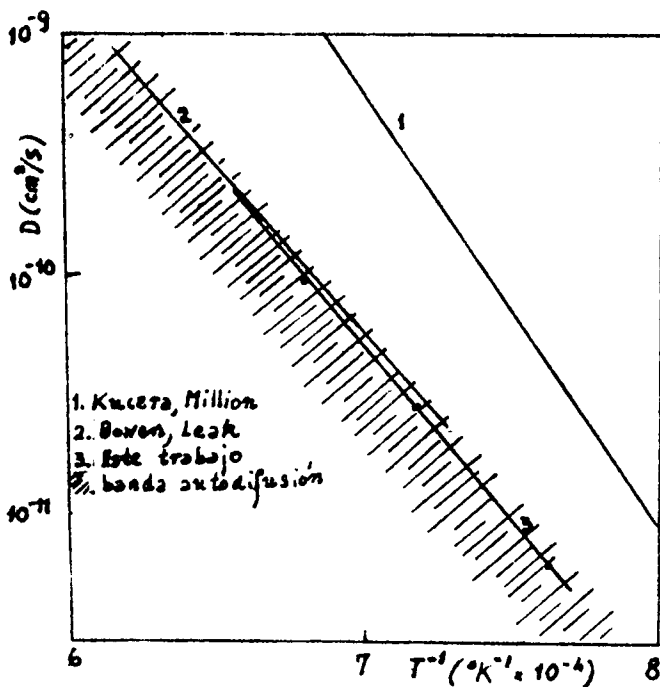
2.7. DIFUSION DE V en Fe Y ALGUNAS ALEACIONES DE BASE Fe.

S. Kurokawa, M.D. Moreno Pérez* y F. Dymont.

* CONACYT, México.

Prosiguiendo con el estudio de la difusión de los microaleantes Nb, V y Ti en la fase γ de Fe puro y de algunas aleaciones de base Fe, y a continuación del trabajo realizado con Nb como difundente, se llevaron a cabo las experiencias correspondientes al V aplicando el método de seccionamiento directo y empleando como trazador el isótopo radioactivo V^{48} y como matrices las mismas utilizadas para Nb: Fe puro, Fe1.5Mn, Fe0.6Si, Fe0.6Si1.5Mn. los cálculos preliminares dan los siguientes coeficientes de difusión D:

T(°C)	Fe Mn	Fe Mn Si	Fe puro	Fe Si
	D(cm ² /s)			
1230	1.6×10^{-10}	1.8×10^{-10}	1.7×10^{-10}	1.9×10^{-10}
1200	9.3×10^{-11}	9.3×10^{-11}	9.9×10^{-11}	1.1×10^{-10}
1120	2.8×10^{-11}	2.9×10^{-11}	2.9×10^{-11}	3.0×10^{-11}
1040	6.5×10^{-12}	7.0×10^{-12}	6.5×10^{-12}	7.9×10^{-12}



La determinación de coeficientes de difusión de V en la fase γ del Fe fue necesaria puesto que los valores que figuran en la literatura corresponden a dos trabajos (1),(2) que discrepan entre sí en un orden de magnitud. Tal diferencia en D y los valores encontrados en este trabajo se presentan en el gráfico. Se observa que los últimos están en buen acuerdo con los de Bowen y Leak⁽²⁾ y que contrariamente al Nb que es un difusor rápido, el V tiene un comportamiento normal.

1. J. Kucera y B. Million: Z. Metallkunde, 1970, 61,160.
2. A.W. Bowen y G.M. Leak: Met. Trans., 1970, 1, 1695.

2.8. DIFUSION EN INTERFASES. SISTEMA Cu-Al. ESTUDIO DE LAS FASES β y β_1 POR MICROSCOPIA ELECTRONICA DE TRANSMISION.

C. Sá*, A. Pochettino y F. Dymant.

* CIC.

En trabajos anteriores (1,2) se demostró que contrariamente a lo sostenido por Aaron y Weinberg (3), todas las interfases β/γ_2 de la aleación Cu 14,3 w/o Al proveen caminos rápidos para la difusión. Las autoradiografías de alto poder de resolución utilizadas en (2) mostraron nítidamente delineadas todas las interfases y una mayor acumulación de Ni^{63} - radiotrazador empleado - en los bordes de interfases lisos. Aaron y Weinberg consideraron a esos bordes semi-coherentes o coherentes; por lo tanto allí no debía haber tal acumulación de Ni^{63} según el modelo de dichos autores.

Las observaciones efectuadas con el S.E.M. muestran que los bordes lisos corresponden a zonas enriquecidas con fase β'_1 (proviene de la fase β por templado). Se pensó, entonces, estudiar las fases β y β'_1 con T.E.M. para determinar si a las temperaturas de recocidos de difusión, la fase β presente conserva una alta densidad de dislocaciones provenientes de la fase martensítica β'_1 . Para ello se prepararon muestras delgadas de la fase β'_1 . Las láminas delgadas fueron observadas en un Microscopio Electrónico Philips Em 300, utilizando la platina goniométrica con soporte de calentamiento para las observaciones de la fase β ($T > 565^\circ\text{C}$).

Los resultados obtenidos fueron los siguientes:

- 1) a Temp. ambiente: fase β'_1 , se observaron las características típicas de la microestructura martensítica, con una alta densidad de fallas de apilamiento que se extienden a través de las placas de martensita.
- 2) a alta Temp: la observación se hizo entre 700 y 750°C . La micrografía que se adjunta muestra la estructura de la fase β a 715°C . Se observó una distribución heterogénea de dislocaciones en la fase transformada



Fig. 2.8.1

existiendo zonas con alta concentración de estos defectos. Esa alta densidad de dislocaciones en la fase β explicaría la mayor acumulación de Ni^{63} observada en (2). Fig. 2.8.1. Aumento 35.000X.

1. J.E. Ruzzante, S. Kurokawa, E.A. García and F. Dymont, Acta Met. 28, 699, (1980).
2. R. Piotrkowski, C. Neuman and F. Dymont, Scripta Met. 15, 303, (1981).
3. H.B. Aaron and F. Weinberg, Acta Met. 20, 339, (1971).

2.9. DIFUSION EN INTERFASES: SISTEMA Zr-Nb.

R. Piotrkowski y F. Dymont.

El objetivo de este trabajo es estudiar la difusión en interfases en un material de interés nuclear. La importancia de la difusión a lo largo de interfases radica en el hecho de que este fenómeno controla la cinética de muchos procesos metalúrgicos, particularmente en el amplio campo de las transformaciones de fase sólido-sólido. Al mismo tiempo brinda información fundamental acerca de la estructura atómica local. El sistema elegido fue Zr 2,5% Nb y los radiotrazadores elegidos fueron Ni^{63} , por su aptitud para las técnicas autoradiográficas, y Nb^{94} para estudiar la autodifusión.

Las muestras fueron solubilizadas en fase β a 1050°C, recocidas en el campo bifásico ($\alpha + \beta$) durante 80 días y finalmente templadas. Se prepararon metalográficamente mediante pulido mecánico y químico y se observaron con el microscopio óptico y en el microscopio electrónico de barrido. La estructura de dos fases obtenida es resoluble con el microscopio óptico. En muestras separadas se depositó Nb^{94} y Ni^{63} . Se hicieron los respectivos recocidos de difusión a $T=801^\circ\text{C}$. Para Nb^{94} , $t=1470$ min; para Ni^{63} , $t=40$ min. (El Ni es un difusor ultrarápido en Zr). Se comenzó el seccionamiento de las muestras difundidas en Ni^{63} , extrayendo capas de un espesor del orden del micrón y de caras paralelas, midiéndose la actividad remanente en la muestra (método de Gruzin). Al mismo tiempo se montaron autoradiografías de rayos X y "stripping film" a distintas profundidades. Las mismas muestran claramente la distribución del radiotrazador, como se puede apreciar en la fi-



Fig. 2.9.1

gura, donde se ve una autoradiografía de stripping film. Las zonas más oscuras corresponden a mayor concentración de radiotrazador y coinciden en la muestra con la localización de la fase α' (por templado, la fase β transforma martensíticamente en α'). Las zonas más claras coinciden en la localización de la fase α , que creció en los bordes de grano β y en el interior de los mismos. Esta autoradiografía fue obtenida a una profundidad de 11 μm con respecto al depósito inicial, exposición de 3 1/2 días. El aumento es de 78x. Fig. 2.9.1.

2.10. DETERMINACION DE LOS COEFICIENTES DE DIFUSION DE O EN Zr y EN Zr-2,7%at. Sn A TEMPERATURAS ENTRE 200 y 350°C.

C.O. González* y E.A. García.

* C.I.C.

La determinación de los coeficientes de difusión de O en Zr y aleaciones Zr-Sn a temperaturas de trabajo de los reactores ($\sim 300^\circ\text{C}$) es dificultosa con las técnicas clásicas de radiotrazadores. En este trabajo se determinaron dichos coeficientes en Zr puro y en Zr-2,7% at Sn para temperaturas entre 200 y 350°C mediante mediciones con XPS.

Se partió de muestras oxidadas con capas de óxido de $14 \pm 2 \text{ \AA}$ de espesor. Las oxidaciones se realizaron "in situ" a 10^{-8} Torr. de oxígeno puro y temperatura ambiente. Las muestras fueron posteriormente calentadas a las diversas temperaturas de difusión y por XPS se siguió la disolución del óxido midiendo el espesor del mismo.

Para interpretar la cinética de disolución se desarrolló un modelo de simulación que permitió a partir de las mismas, calcular el coeficiente de difusión de oxígeno en la fase α del circonio.

Los valores así calculados se detallan en la tabla siguiente.

Temperatura °C	Zr puro D_2 cm ² /seg	Zr-2,7%at Sn D_2 cm ² /seg
200		$4,16 \times 10^{-19}$
250	$1,28 \times 10^{-17}$	$1,1 \times 10^{-18}$
300	$3,08 \times 10^{-17}$	$1,3 \times 10^{-17}$
350		$1,4 \times 10^{-16}$

El análisis mediante deconvolución de los espectros 3d del Zr durante la disolución permitió determinar que de los componentes originales que formaban la capa de óxido inicial: ZrO y ZrO₂, es el ZrO el que se disuelve más lentamente aparentando ser más estable que el ZrO₂.

2.11. ESTUDIO POR XPS DE LA OXIDACION A BAJA PRESION Y TEMPERATURA AMBIENTE DE Zr Y ALEACIONES Zr-Sn.

C.O. de González* y E.A. García.

*CIC

El objeto de este trabajo fue contribuir a dilucidar la cinética de formación y la composición de las primeras capas de óxido en Zr puro y aleaciones Zr-Sn oxidados en oxígeno seco.

Se aplicó la técnica de espectroscopía de fotoelectrones producidos por excitación con rayos X (XPS) que permite el estudio superficial de las muestras, ya que su profundidad de análisis no excede los 30 Å y brinda información composicional.

Las muestras de Zr puro, Zircaloy-2 y Zr-2,7% at Sn fueron pulidas mecánicamente hasta papel 600 y luego se les hizo un recocido de 2 horas a 800°C en vacío de 10^{-6} Torr. Se finalizó la preparación superficial con pulido químico en una mezcla de HF, NO₃H y glicerina.

Las oxidaciones se realizaron a 10^{-8} Torr. y temperatura ambiente en la cámara de preparación del equipo de mediciones XPS mediante la inyección controlada de oxígeno, el cual era evacuado por el sistema de vacío.

El equipo utilizado, VG ESCA III MK 2, posee una cámara de preparación, que opera con un vacío de 5×10^{-10} Torr, separada de la cámara del espectrómetro.

La variación de los porcentajes atómicos de O, determinados utilizando la formulación desarrollada en un trabajo anterior (1) mostró un rápido aumento inicial hasta 250 segundos de oxidación. A partir de allí el aumento fue más lento hasta alcanzar saturación luego de 500 segundos en atmósfera oxidante. Este comportamiento, común al Zr puro y a las aleaciones con distinto tenor de Sn, podría asimilarse a una cinética logarítmica.

La evolución de los picos 3d del Zr se observa en la fig.2.11.1. La curva a corresponde al Zr metálico y las b, c y d a 120, 500 y 2000 segundos de oxidación, respectivamente. En los casos c y d los picos correspondientes al ZrO_2 , ubicados en 182,7 y 185,2 eV se destacan netamente.

Mediante la deconvolución de estos espectros se determinó la presencia de un tercer doblete 3d cuya posición en energías se ubicaba entre la del ZrO_2 y el Zr metálico. El corrimiento respecto al Zr metálico permitirá suponer que se trata de un óxido posiblemente de tipo metálico, que se formaría en las primeras etapas de las oxidaciones. Existen referencias en la bibliografía sobre la existencia de ZrO por lo que podría suponerse que el óxido formado en las primeras etapas de la oxidación está formado por ZrO y ZrO_2 . Fig. 2.11.2.

Se comprobó la presencia de Sn en el óxido formado sobre las aleaciones, en igual concentración atómica que en el material en volumen.

Los barridos con iones de argón provocaron renovación selectiva de material lo que se tradujo en concentraciones anormalmente altas de Sn en los estudios en función de la profundidad.

1. C.O. de González y E.A. García. Anais do Coloquio Latinoamericano de Física de Superficies. Niteroi. Brasil (1980), 203.

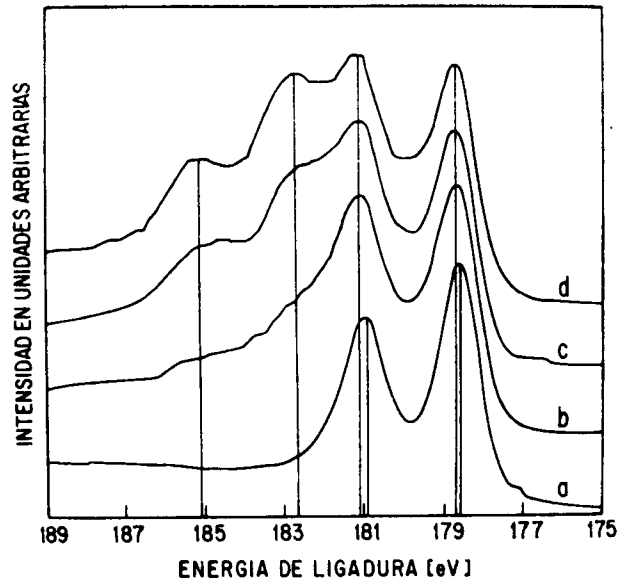


Fig. 2.11.1

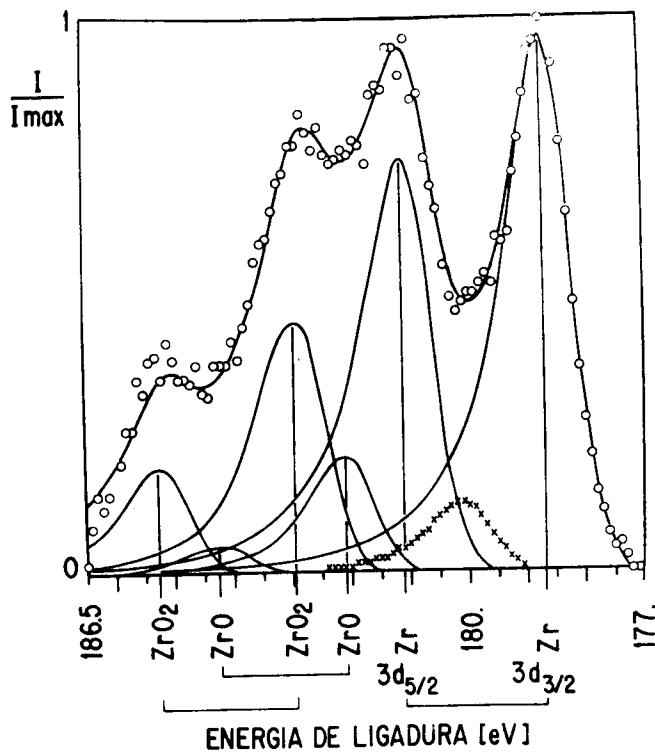


Fig. 2.11.2

2.12. MODELO PARA DESCRIBIR LA INTERACCION UO_2 Y ZIRCALLOY EN EL RANGO DE TEMPERATURA DE 1000 a 1700°C.

A. Denis y E.A.García.

Durante transitorios a alta temperatura la vaina de Zircaloy de los elementos combustibles en un reactor nuclear de potencia puede interactuar químicamente con su entorno tanto en su superficie externa como en su superficie interna. La oxidación externa debida a la interacción con el refrigerante ha sido muy estudiada y descripta por modelos. Mientras que la interacción de su superficie interna con el óxido de uranio es menos conocida y hasta ahora no ha sido satisfactoriamente descripta por modelos. En este trabajo se analiza la oxidación interna, que resulta de la reducción de las pastillas de UO_2 por la vaina de Zircaloy. Se propone un modelo que resuelve solamente el problema de la difusión de oxígeno en las cinco fases que se forman debido a la interacción UO_2 -Zry sin tener en cuenta la difusión de Circonio y de Uranio (fig.2.12.1). El coeficiente de difusión de oxígeno en cuatro de estas fases ha sido determinado y las concentraciones de oxígeno en algunas de las interfases han sido calculadas de forma que el movimiento de las mismas esté en concordancia con los resultados experimentales publicados en la literatura para el rango de 1000 a 1700°C. (1) (fig. 2.12.2). El modelo pretende solamente simular la cinética del sistema durante las primeras etapas del proceso cuando los movimientos de las interfases obedecen a leyes parabólicas.

1. P. Hofmann y C. Politis, J. of Nucl. Mater. 87 (1979) 375.

2.13. MODELO PARA SIMULAR CINETICAS DE OXIDACION DE Zry-4 DURANTE TRANSITORIOS DE TEMPERATURA ENTRE 600 y 800°C.

A. Denis y E.A. García

Muchos métodos numéricos han sido usados para resolver ecuaciones diferenciales en problemas de difusión, particularmente el método de diferencias finitas en su versión explícita. Una modificación sustancial se introduce aquí

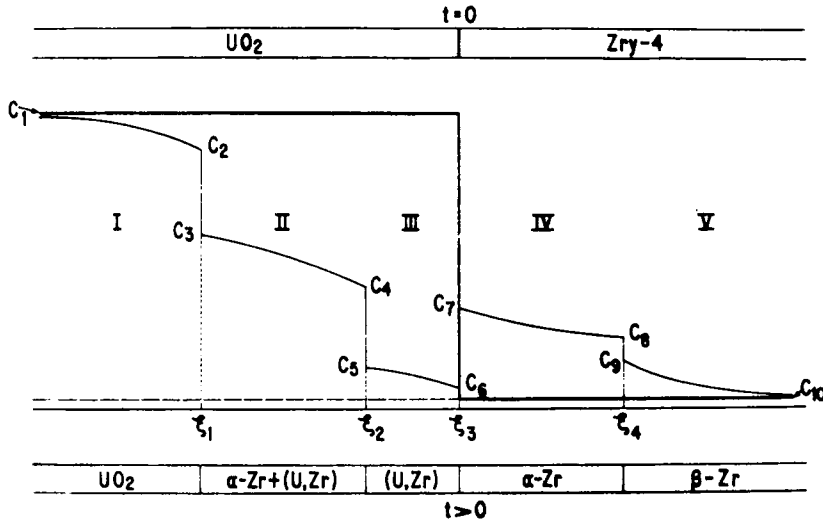


Fig. 2.12.1 - En $t=0$ UO_2 y $Zry-4$ se ponen en contacto (esquema superior). La concentración de oxígeno está indicada por la línea llena. Después de un cierto tiempo ($t>0$) de recocido varias fases se han formado (esquema inferior) separadas por las interfases móviles ξ_1 , ξ_2 y ξ_4 .

En todo momento $\xi_3 = 0$; este se elige como origen del sistema de coordenadas. El perfil de concentraciones muestra un pozo en la fase III que corresponde a la aleación (U, Zr).

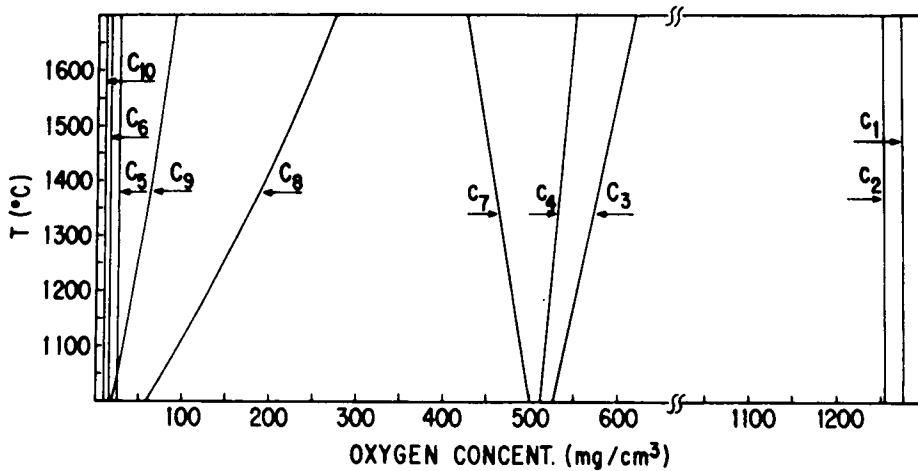


Fig. 2.12.2 - Dependencia con la temperatura de las concentraciones en las interfases. C_1 y C_2 se supone que son constantes y dadas por la composición del óxido estequiométrico y por el límite inferior en el diagrama U-O, respectivamente. C_8 y C_9 dependen de la temperatura de acuerdo al diagrama Zr-O. C_{10} es el contenido de oxígeno presente en el Zry sin reaccionar. C_3 , C_4 , C_5 , C_6 y C_7 se les dieron valores estimativos dentro de ciertos rangos de validez. La dependencia con la temperatura de C_3 , C_4 y C_7 se determinó de forma que los coeficientes de difusión verifiquen ciertos requerimientos.

en el método de diferencias finitas implícito (interpolación parabólica en la interfase) para permitir una descripción precisa del movimiento de la interfase aún cuando la misma no coincide con la grilla. Esto permite contar con un código adecuado para simular cualquier movimiento de una interfase con buena precisión y bajo tiempo de cálculo.

Este código fue empleado para simular una oxidación de Zircaloy-4 en vapor de agua durante su comportamiento lineal para varios tipos de transitorios: rampa de subida figura 2.13.1, rampa de bajada figura 2.13.2 y diente de sierra figura 2.13.3.

La hipótesis fundamental de este modelo es que la transición parabólico-lineal es debida a la interconexión de poros generados en el óxido y a su vez estos conectados con la masa gaseosa.

El modelo asume que como consecuencia de la interconexión de poros dos zonas pueden ser reconocidas en el óxido: una región con canales formada por un óxido estequiométrico y una zona de difusión, separadas por otra interfase móvil. Se supone que la velocidad de interconexión de poros es la variable que controla todo el proceso.

Los resultados experimentales sugieren que en condiciones de temperatura variable, la oxidación de Zr o Zry no es sólo dependiente de la temperatura sino que además muestra efectos de memoria. Esto se ve reflejado en el modelo a través de la variable que determina la velocidad de interconexión de poros V_c a la cual se le permite retrasarse con respecto a las variaciones de temperatura, Figura 2.13.4.

Los resultados obtenidos con este modelo parecen ser satisfactorios pero serían necesarios más datos experimentales para verificar las predicciones del mismo.

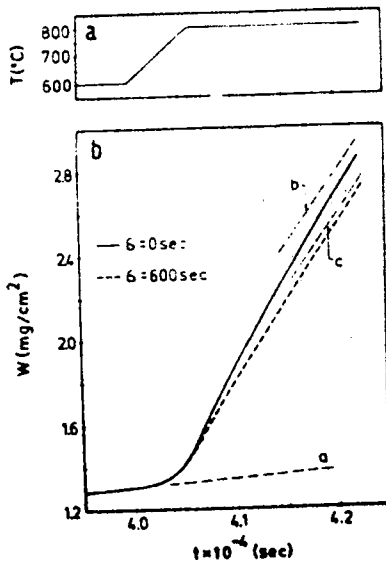


Figura 2.13.1. - a) La temperatura se mantiene constante (600°C) en la región de cinética lineal para $t \leq t_1 = 4 \times 10^4$ seg. momento en el cual una rampa de subida se inicia hasta los 800°C y con una duración de 600 seg. b) El peso (W) se incrementa debido a la absorción de oxígeno, para $t \leq t_1$, su pendiente coincide con $k_L(600^{\circ}\text{C})$ (línea a). Después de t_1 la pendiente gradualmente se aproxima a $k_L(800^{\circ}\text{C})$. La velocidad de aproximación depende de δ (líneas b y c).

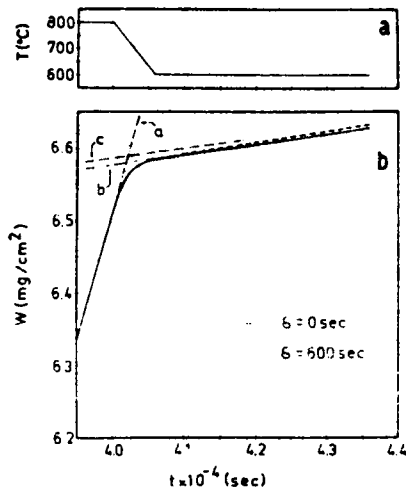


Figura 2.13.2. - a) La temperatura se mantiene constante (800°C) en la región de cinética lineal para $t \leq t_1 = 4 \times 10^4$ seg. momento en el cual una rampa de bajada se inicia hasta los 600°C en 600 seg. b) El peso (w) se incrementa debido a la absorción de oxígeno, para $t \leq t_1$, su pendiente coincide con $k_L(800^{\circ}\text{C})$ (línea a). Después de t_1 la pendiente gradualmente se aproxima a $k_L(600^{\circ}\text{C})$. La velocidad de aproximación depende de δ (líneas b y c).

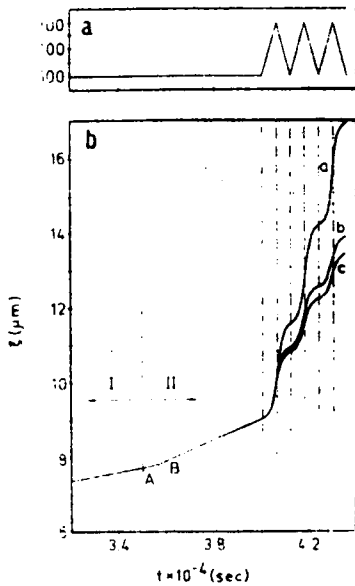


Figura 2.13.3. - a) La temperatura se mantiene constante (600°C) para $t \leq t_1 = 4 \times 10^4$ seg., esto es durante la región parabólica y, parte de la región de cinética lineal. En $t = t_1$ una sucesión de rampas de subida y bajada comienza cubriendo tres ciclos de período de 1200 seg. y amplitud 200°C . b) La zona I representa el comportamiento parabólico a 600°C ($t \leq 3,5 \times 10^4$ seg.); zona II corresponde a la región lineal. La transición parabólica-lineal puede observarse que es gradual entre A y B. En t , el diente de sierra comienza. Las líneas verticales indican el máximo y el mínimo de temperatura. Estos corresponden a las inflexiones de la curva ξ versus t . A altos valores de la temperatura le corresponden altos valores de $\frac{d\xi}{dt}$. Las curvas a, b y c representan la posición de la interfase en función del tiempo para valores de $\delta=0$, 2.400 y 100.000 seg., respectivamente.

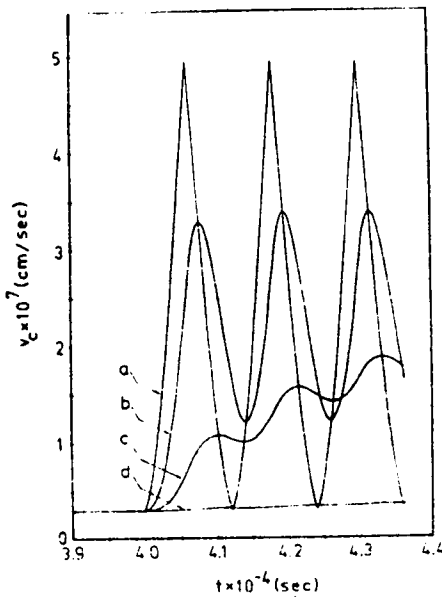


Figura 2.13.4. - La velocidad de interconexión de poros V_c propuesta aquí se grafica en función del tiempo para diferentes valores de δ en el caso de un transitorio tipo diente de sierra. Las curvas a, b, c y d corresponden a $\delta = 0$, 300, 2400 y 100.000 seg. respectivamente. Los máximos y mínimos de V_c coinciden con aquellos de las temperaturas sólo cuando $\delta = 0$ seg. (curva a). En los otros casos los máximos están retrasados y se encuentran en la intersección con la curva a. La amplitud de las oscilaciones de V_c se hacen menores a medida que δ aumenta. La oscilación tiende a ser armónica alrededor del valor central V_c (973K).

2.14. APLICACIONES ENERGETICAS DE LOS HIDRUROS DE COMPUESTOS INTERMETALICOS

I. FeTi.

A. Ozols* y E. Zuzek

* FCEN-UBA

El objetivo esencial de este trabajo consiste en el desarrollo de métodos de almacenamiento de la energía por intermedio de hidruros de los compuestos intermetálicos. A modo de una primera etapa, se ha optado por el desarrollo de la técnica de preparación de un intermetálico conocido, como es el FeTi, a los fines de adquisición de la experiencia propia en el tema.

Se ha proseguido con la búsqueda de las condiciones óptimas para la síntesis del compuesto intermetálico FeTi, a partir de sus constituyentes, mediante la fusión por haz electrónico en vacío. A esos efectos se tomó cuenta de la forma de segregación de los constituyentes (polvos, laminillas, virutas, trozos), del vacío residual previo y durante la fusión, parámetros del haz de electrones, número de refusiones, etc.

Se trató de caracterizar el producto de esas fusiones esencialmente mediante el análisis por microsonda electrónica y rayos X (difractometría); y, finalmente, mediante EDAX cuantitativo. Se observó que el análisis por emisión de rayos X característicos (microsonda y EDAX) trae aparejados numerosas dificultades, cuando se intenta realizar determinaciones cuantitativas exactas. Dichas dificultades no están aún resueltas al presente. Como consecuencia de ello queda aún pendiente de resolución la cuestión de la determinación de la homogeneidad del producto obtenido en lo referente a la estequiometría.

Mediante la difracción de rayos X se logró determinar en las muestras -en proporción variable- la presencia de subóxidos del tipo $\text{Fe}_m\text{Ti}_n\text{O}$, donde m y n son enteros y bastante mayores que la unidad. Lo cual indicaría un cierto grado de contaminación del producto por oxígeno; no sabiéndose al presente, en qué etapa habría sido incorporado el mismo.

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

A.C. Mari* y E. Zuzek

*CIC

Se está desarrollando un método analítico cuantitativo para la determinación de la variación en la composición de mezclas hidrógeno-deuterio que son puestas en contacto con el compuesto intermetálico TiNi.

A tal efecto se reinició la puesta a punto de un método basado en la espectrometría de masas, mediante analizadores cuadrupolares (primero QRG VARIAN mod. 974 y, al presente, EAI QUAD/1210). La primera fase de esta puesta a punto consistió en la determinación de las condiciones óptimas de operación para la configuración particular del dispositivo experimental utilizado; siguiendo luego la de la determinación de las sensibilidades del sistema respecto de las especies H_2^+ , D_2^+ , DH^+ y de elementos de la atmósfera residual, como N_2^+ , H_2^+ , O^+ , etc.

A medida que se iba aumentando la precisión de las mediciones aparecían dificultades adicionales para la determinación exacta de la relación DH^+/D_2 en una misma mezcla. Se cree que ello es debido a los efectos de interacción de ambos picos en el espectro de masas y ese cociente es afectado en unidades por ciento de variación relativa con la presión a la entrada al cabezal cuadrupolar. Al presente se está tratando de resolver esta cuestión, como paso previo a la de la determinación de las sensibilidades del sistema al deuterio y al DH.

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

E.A. Heredia* y E. Zuzek.

* FCEN-UBA

El objetivo de este trabajo consiste en la determinación de la incidencia relativa de una atmósfera de hidrógeno sobre el grado de transferencia del

calor por radiación desde las paredes de una cámara hacia el material que se encuentra en tratamiento térmico en vacío. La incorporación a este proceso de transferencia de un efecto competitivo podría significar importantes ventajas en lo referente a la cinética de calentamiento y a la obtención de perfiles térmicos más homogéneos dentro de la carga que se está tratando termicamente.

Se diseñó un dispositivo experimental que constará, esencialmente, de una cámara tubular al vacío y cuyas paredes serán mantenidas a una temperatura constante, por intermedio de un horno circundante.

Para los ensayos de transferencia de calor se utilizará secciones de vainas de elementos combustibles tipo Atucha-I, las que serán ubicadas sobre el eje de la cámara mencionada y soportadas de manera tal que su calentamiento por conducción en sólido sea despreciable. La instrumentación de las probetas permitirá determinar cinéticas de calentamiento y los perfiles térmicos longitudinales en vacío y en atmósferas de hidrógeno ($P \leq 1$ torr) correspondientes a flujos estacionarios predeterminados. La construcción de dicho dispositivo se encuentra en su etapa inicial.

3. PROPIEDADES DE MATERIALES BAJO IRRADIACION

3.1. DISPOSITIVO PARA MEDICION DEL CRECIMIENTO BAJO IRRADIACION A 350°C.

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

Este dispositivo tiene como objeto la medición de la cinética de crecimiento del Zr mientras es sometido a radiación neutrónica. Será instalado en la loop de irradiación para altas temperaturas del reactor RAI y permitirá la realización de experiencias hasta 350°C según el plan previsto de irradiaciones. El diseño desarrollado prevee como material constitutivo una aleación de Zr para evitar al máximo los problemas de dilataciones relativas con respecto a la probeta. Como no existen en el mercado traductores diferenciales de desplazamiento (LVDT), resistentes a la radiación, de las dimensiones necesarias en las mediciones "in situ" y que resistan las temperaturas de trabajo, se modificó sustancialmente el diseño previo de un dispositivo de la misma naturaleza con el que se obtuvieron datos a -196°C, 100°C y temperatura ambiente. (1), (2). Fue necesario asimismo diseñar un horno para la facilidad de irradiación que diera cabida al dispositivo. Este horno ya está construido y será instalado a la brevedad. Fig. 3.1.1.

1. H.C. González, A.M. Fortis, T. Blewitt, Jour. of Nucl. Mat. 108 y 109 (1982) 485.
2. A.M. Fortis, E. Mezzabolta, H.C. González, High Temperature Loop and Irradiation Growth Device in RAI Reactor - a publicarse -

3.2. DISPOSITIVO DE CREEP POR TORSION BAJO IRRADIACION.

F.J. Justus y H.C. González.

La relajación Zener es un fenómeno anelástico que tiene su origen en el reordenamiento local en una aleación binaria de sustitución inducido por la

ESQUEMA DEL DISPOSITIVO DE MEDICION

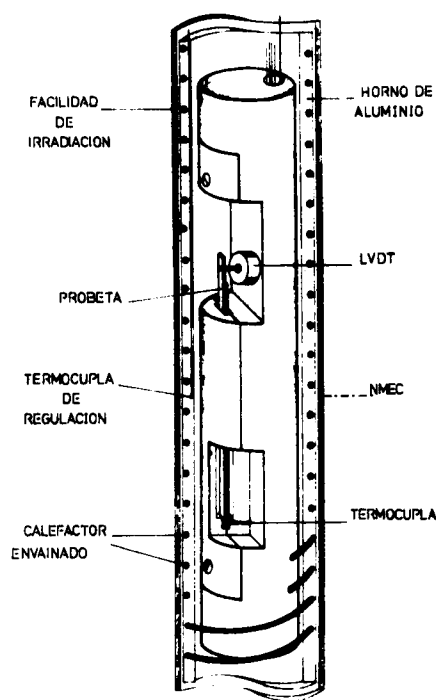
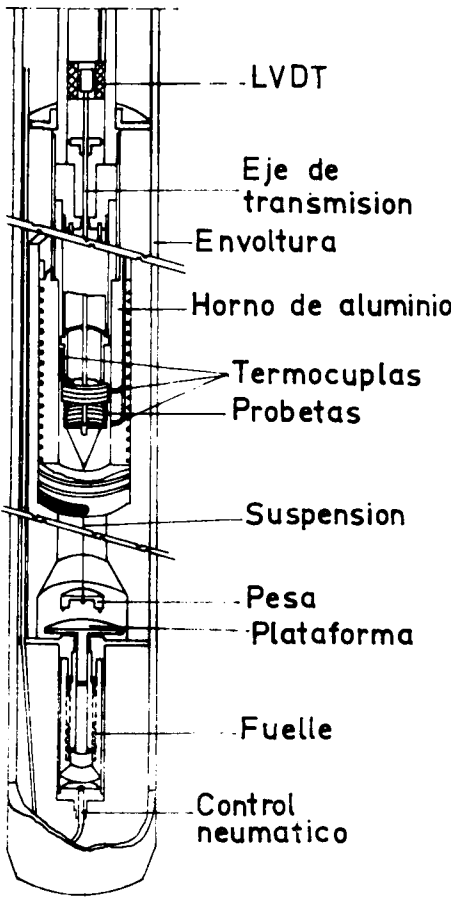


Fig 3.1.1

Fig 3.2.1



aplicación de un esfuerzo. Su cinética está ligada directamente a la movilidad atómica. Se ha determinado que la constante de tiempo de la relajación es inversamente proporcional a la concentración de vacancias. El primer dispositivo destinado a medir la concentración de defectos bajo irradiación (1) mostró que la misma era cuasi estacionaria como consecuencia de los sumide-ros (loops de dislocaciones) creados por irradiación (2).

Se ha diseñado y hecho construir en talleres de la CNEA un dispositivo de creep por torsión para ser utilizado en la facilidad RAI a temperaturas controladas hasta 400°C (fig. 3.2.1). Este diseño tiene como elementos importantes el uso de transformadores lineales diferenciales en lugar de cavidades resonantes que son muy costosas. Además permite medir los transitorios como consecuencia de los cambios de flujo. La probeta es en forma de resorte y permite realizar creep por torsión en espacios reducidos, además de lograr uniformidad de temperatura y de flujo neutrónico en la misma. Durante 1982 se ha hecho el ajuste fino de las piezas componentes, el armado parcial de las partes, la reducción de espesores para minimizar la activación, la compensación de dilataciones, etc. Su puesta en funcionamiento se hará en breve.

1. M. Halbwachs, G. Casali, G. Martin, H.C. González, J. Hillairet, Appareils pour la mesure directe des effets anelastiques sous bombardement neutronique. CEN-Grenoble N°7, 170-175 (1975)
2. M. Halbwachs, J. Hillairet, H.C. González, J. Cost, Rad. Effects 30 (1976)

3.3. PROPIEDADES MECANICAS A 77°K Y ETAPAS DE RECUPERACION EN Zn IRRADIADO A BAJAS TEMPERATURAS.

C.J. Iriart, A.M. Fortis y H.C. González.

Se irradiaron monocristales de Zn de alta pureza a dosis neutrónicas de hasta 3.10^{21} n.m⁻², en el criostato a nitrógeno líquido instalado en el Reac tor RAI de CNEA (1). Se los sometió a tracción uniaxial a 77°K en una máqui-na INSTRON hasta la rotura y se estudió su comportamiento plástico y fractura. Fig. 3-3-1.

La tensión crítica resuelta de corte a 77°K se incrementó alrededor de 9.5 MPa con una dosis de $4.5 \cdot 10^{20} \text{ n.m}^{-2}$, en cristales con una tensión inicial de 0.2 MPa, no observándose dependencia con la orientación cristalográfica. Se comparó el endurecimiento por radiación neutrónica en N_2 líquido de monocristales de Zn y Cu. Se obtiene que la interacción dislocaciones-barreras creadas por irradiación, es igual en ambos metales.

Para dosis por encima de $4.5 \cdot 10^{20} \text{ n.m}^{-2}$ la ductilidad en los cristales con orientaciones de fácil deslizamiento basal, disminuyó rápidamente en más de un orden de magnitud. Los cristales rompieron por despegue en planos basales o prismáticos. La tensión de fractura se incrementó con la dosis y presentó dependencia con la orientación cristalográfica. Esto muestra que es necesario el movimiento de dislocaciones previo a la fractura. Se realizaron experimentos de recocido midiendo la tensión de fluencia. Se localizaron tres importantes etapas de recuperación alrededor de 110°K, 160°K y 210°K. Las dos primeras han sido localizadas midiendo la resistividad eléctrica por Nihoul (2). La última, que es la más pronunciada en nuestro caso, no se aprecia claramente por recuperación de la resistividad. Fig. 3.3.2.

Se utilizó la plasticidad para determinar energías de activación de procesos en las dos primeras etapas. Se obtuvieron 0.30 eV y 0.49 eV, respectivamente.

1. H.C. González, T.H. Blewitt, E.A. Bisogni, Micromáquina de tracción y crióstato que operan en el reactor RAI, CNEA, Ny 29/76.
2. J. Nihoul, Phys. Stat. Sol. 3, 2061 (1963).

3.4. PROPIEDADES MECANICAS A 77°K Y ETAPAS DE RECUPERACION EN Mg IRRADIADO A BAJAS TEMPERATURAS.

C.J. Iriart y H.C. González.

Se estudió el comportamiento plástico a 77°K de monocristales de Mg puro, irradiados en N_2 líquido en el reactor RAI a dosis de neutrones rápidos de

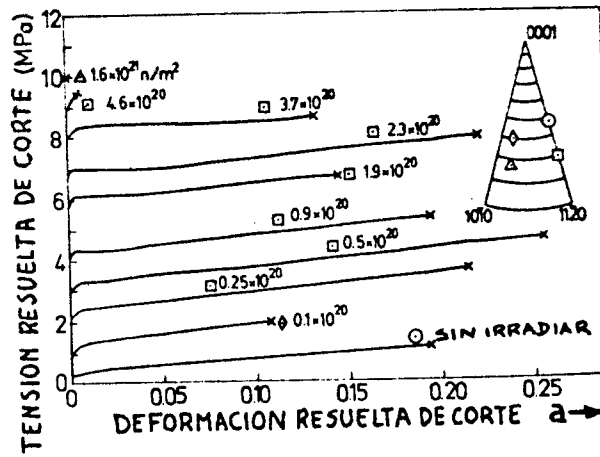


Fig. 3.3.1

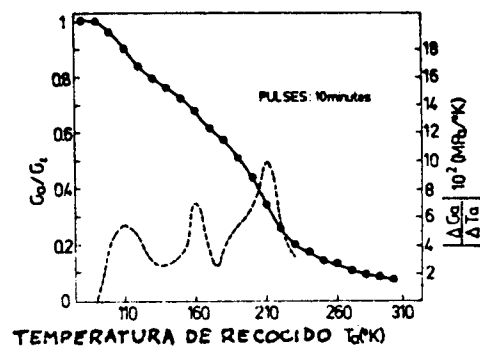


Fig. 3.3.2

hasta $1.2 \times 10^{22} \text{ n/m}^2$.

Se obtuvieron curvas de tracción total post-irradiación. La deformación resuelta "a" a la fractura fue poco dependiente de la dosis ($a \sim 1.7$). Para dosis por encima de $5 \times 10^{20} \text{ n/m}^2$ se tiene un comportamiento plástico anómalo para valores de "a" por debajo de 0.6, que consiste en la aparición de importantes caídas de tensión. Fig. 3.4.1. Estas se hacen más pronunciadas al aumentar la dosis con un mínimo aparente de "a" por encima de 0.03. El seguimiento de la formación de líneas de deslizamiento mostró que cada caída de tensión observada en estos casos corresponde a la aparición de por lo menos un nuevo paquete de líneas de deslizamiento. Experimentos de medición "in situ" nos indican que los defectos responsables del endurecimiento son inestables a la deformación por encima de la dosis citada. El fenómeno descrito se asocia al de "dislocation channeling". Experiencias de recocido a la dosis de transición mencionada nos permiten localizar dos picos de recuperación importantes: uno alrededor de 140°K y otro alrededor de 240°K , que es el más pronunciado. Se demuestra que es posible la medición de la energía de migración de los defectos responsables de estas etapas, utilizando técnicas de plasticidad. Fig. 3.4.2.

3.5. CRECIMIENTO POR IRRADIACION.

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

En el proyecto de medición de las variaciones dimensionales que sufre un material al ser sometido a radiación neutrónica, se cumplen varias etapas experimentales. Estas están delimitadas por el tipo de daño que sufre un material irradiado a diferentes temperaturas. A bajas temperaturas (relativas a las movilidades atómicas) son congelados la mayoría de los defectos creados por irradiación. A temperaturas intermedias el aumento de movilidad atómica aumenta la recombinación y parte del daño desaparece mientras se favorecen mecanismos como, por ej. el trepado de dislocaciones. Defectos como loops de dislocaciones desaparecen a temperaturas mayores. Continuando con las mediciones de crecimiento en Zr a temperaturas bajas e intermedias (1)

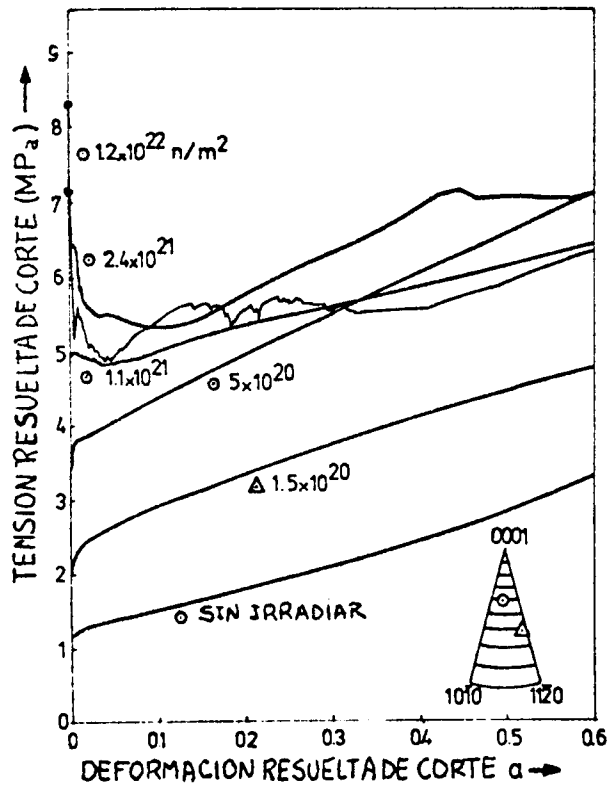


Fig. 3.4.1

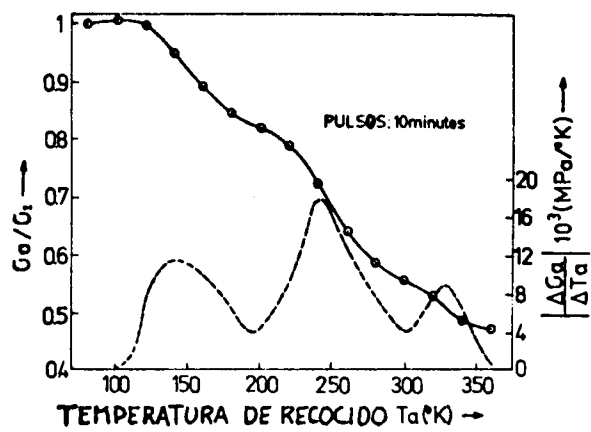


Fig. 3.4.2

se realizaron irradiaciones a 85°C y 40°C y ciclajes de temperaturas, con paradas del reactor. Estas irradiaciones fueron de aproximadamente 170 hs. para cada temperatura y con detenciones del reactor de 10' hasta 5 hs. Las medidas se hicieron en la facilidad de irradiación RAI con un dispositivo de medición de cinética del crecimiento y con probetas dopadas con material fisiónable con lo que se obtienen flujos rápidos equivalentes a los de un reactor de potencia. El sistema usado permite detectar variaciones de longitud de 0.01µm (2). En todos los casos se obtuvieron pendientes iniciales del crecimiento del mismo orden e incrementos totales diferentes. Esto nos permite establecer, a) la relación entre el rápido crecimiento obtenido al comienzo de la irradiación con el ritmo de producción de defectos que son estables a estas temperaturas; b) la relación entre las pendientes de crecimiento cuando se llega al estado estacionario; c) cómo afectan los transientes de temperatura y la parada del reactor el ritmo del crecimiento. La próxima etapa del trabajo será la irradiación a altas temperaturas (350°C).

1. H. González, A. Fortis, T. Blewitt, Jour. Nucl. Mat. 108 y 109 (1982) 485.
2. A.M. Fortis, E. Mezzabolta, H.C. González, "High Temperature Loop and Irradiation Growth Device in RAI Reactor", a publicarse.

3.6. SIMULACION DEL DAÑO PRODUCIDO POR NEUTRONES EN ACEROS A-508 MEDIANTE RADIACION γ DE ALTA ENERGIA

M.A. Mondino, A.A. Pochettino y P. Vedoya*

* Tesis de Licenciatura, FCEN, UBA.

El objetivo de este trabajo es estudiar los cambios microestructurales producidos por radiación γ de alta energía en aceros. Estos cambios se traducen a nivel macroscópico en la fragilización del material estudiado, lo que puede tener peligrosas consecuencias tecnológicas y económicas en una central nuclear.

Inicialmente se está trabajando con muestras de acero A-508, similar al

del recipiente de Atucha I, las que son irradiadas utilizando el acelerador lineal (LINAC) que posee la CNEA en el C.A.B.. El mismo produce pulsos de electrones de alta energía (25 Mev), los que al incidir sobre un blanco de Al refrigerado producen un espectro de radiación y centrado en los 8 Mev. A su vez, la radiación y al interactuar con el material ha de producir principalmente electrones Compton y pares electrón-positrón, los que introducirán el daño en la red. La utilización de radiación y de alta energía presenta la ventaja de no necesitar la utilización de celdas calientes para el tratamiento post-irradiación del acero, ya que no producen radioisótopos como ocurre al irradiar en un reactor nuclear.

Los primeros resultados muestran que la radiación y de alta energía produce considerables efectos sobre el comportamiento mecánico del material, habiéndose determinado un corrimiento de aproximadamente 15°C de la temperatura de transición frágil-dúctil para una dosis equivalente a 15 Coulombios sobre el plano de Al. La figura adjunta (Fig.3.6.1), correspondiente a una imagen de Microscopía Electrónica de Barrido de una superficie de fractura de una probeta Charpy V irradiada a la dosis citada y ensayada a temperatura ambiente, pone de manifiesto dicha transición. A diferencia de la muestra sin irradiar y ensayada a temperatura ambiente, donde la fractura es completamente dúctil, la micrografía muestra la existencia de una zona de fractura por clivaje (frágil) y una ruptura dúctil con formación de "dimples". Actualmente se están realizando experiencias de Microscopía Electrónica por Transmisión a fin de caracterizar microestructuralmente el material y los defectos introducidos por irradiación.

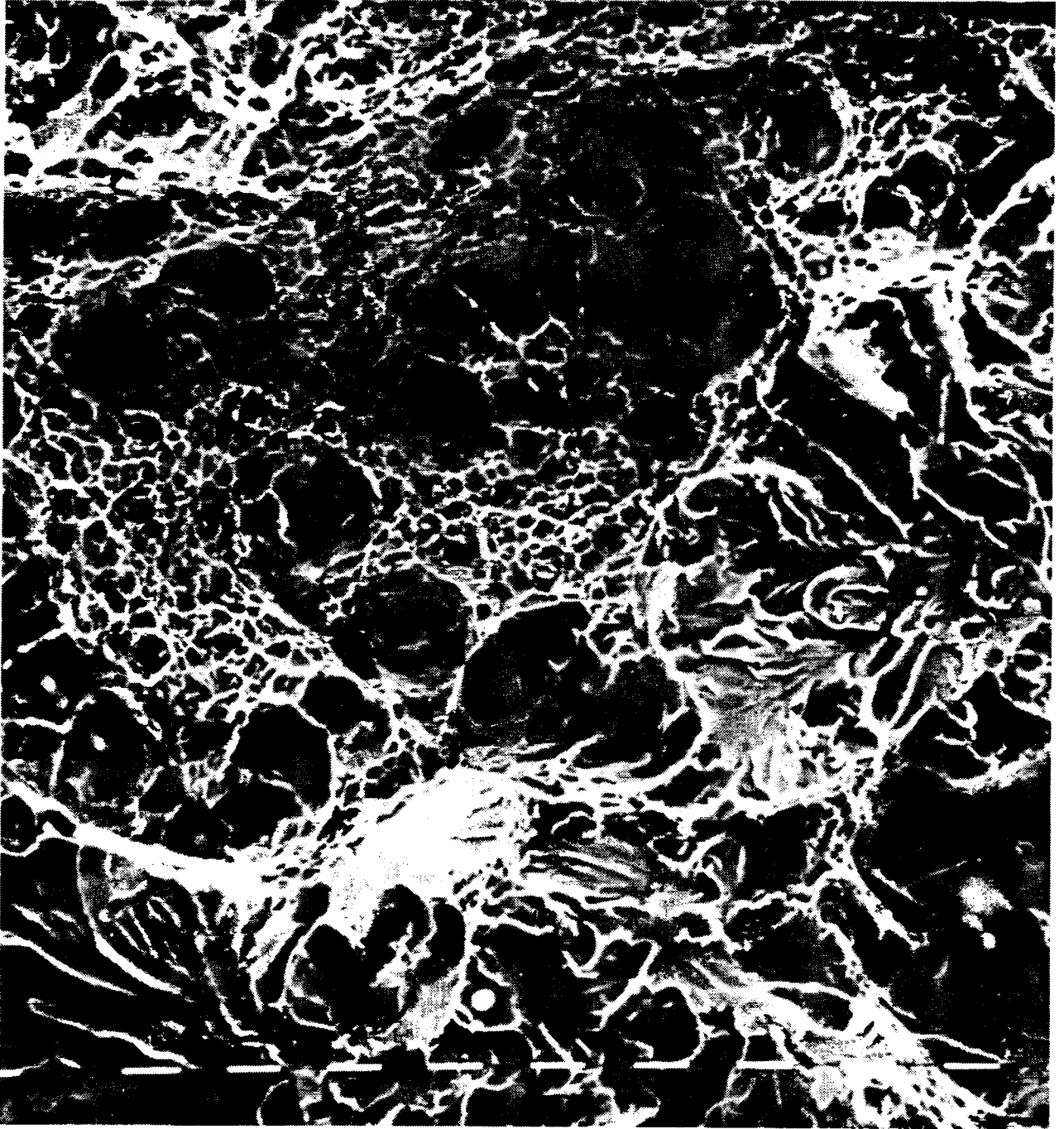


Fig.3.6.1 Micrografía obtenida por Microscopía Electrónica de Barrido. Magnificación 1000 X. En la misma se puede observar la superficie de fractura de una probeta Charpy V ensayada a temperatura ambiente. El efecto de la radiación γ de alta energía se traduce en la aparición de zonas de fractura por clivaje (frágil).

4. PROPIEDADES MECANICAS DE METALES

4.1 LONGITUD DE FISURAS CRITICAS EN TUBERIAS DE MATERIALES PLASTICOS Y ELASTO-PLASTICOS.

A.F. Iorio (Trabajo realizado durante la misión permanente en AECL, CRNL, Ontario, Canadá).

Se analiza la importancia de fisuras superficiales en tuberías de alta presión de reactores de potencia. Mediante algún mecanismo de crecimiento éstas fisuras pueden extenderse hasta atravesar la pared del tubo, dando por resultado una pérdida o una extensión inestable de la misma, dependiendo de las propiedades de tenacidad del material en servicio y del espesor de la pared del tubo.

En tubos de presión de reactores tipo CANDU se hubo verificado que la longitud de fisura crítica es más de quince veces el espesor del tubo, aunque recientes trabajos realizados por japoneses indicaría un menor valor del mismo.

Se concluye que el comportamiento de una larga fisura (más de 15 veces el espesor) no está correctamente caracterizada y por consiguiente se sugieren propuestas de ensayos y análisis que permitirían dar una respuesta a dos problemas básicos: el cálculo real de longitud de fisuras críticas y el uso de pequeñas probetas fractomecánicas en la predicción de dichos valores.

1. W.J. Langford and L.E. Mooder. "Fracture Behavior of Zirconium alloys Pressure Tubes for Canadian Nuclear Power Reactors". Int. J. Pres. Ves. and Piping (6), 1978.
2. L.A. Simpson and B.J. Wilkins. "Prediction of fast Fracture in Zr-2.5wt% Nb Pressure Tubes Using Elasto-plastic Fracture Mechanics". ICM, vol.3 Cambridge, England, August 1979.
3. R.J. Eiber, A.R. Maxey, Duffy A.R. and T.J. Atterbury "Investigat ion of the Initiation and Extend of Ductile pipe Rupture" Final Report BMI-1908, June 1971.

4.2 EFECTO DEL TAMAÑO DE PROBETA SOBRE J_{IC} Y CURVAS R EN ACEROS DE CAÑERÍAS.

A.F.Iorio*, R.R.Hosbons**

* Trabajo realizado durante la misión permanente en AECL, CRNL, Ontario, Canadá. ** CRNL

La norma ASTM sobre medida de tenacidad a fractura, J_{IC} , requiere que las dimensiones de las probetas sean superiores a ciertos valores mínimos, sin embargo los reactores tipo CANDU poseen cañerías del circuito primario de refrigeración con espesores entre 50 a 75mm y la gran mayoría de otras tuberías poseen menos de 50mm. Es importante entonces conocer la influencia del espesor y profundidad de fisura sobre los valores de J_{IC} y curvas R.

Se ensayaron más de 40 probetas de flexión en tres puntos de A 106 Gd. B con espesores que variaron de 10 a 53mm, alturas de 20 a 70mm y relaciones de profundidad de fisura a altura de probeta desde 0,25 a 0,7.

La determinación de J_{IC} con una sola probeta ha fallado en todos los casos, dado que el método de variación de compliance medido durante las descargas parciales da grandes dispersiones, debido a la alta ductilidad de este material. Por lo tanto todos los resultados son extraídos a partir del método de probeta múltiple.

Se han ensayado también probetas con acanalado lateral observándose que esto produce un cambio de forma en el frente de fisura y da al mismo tiempo menores valores de J_{IC} y menores pendientes de las curvas R. Se ha notado también que contrario a lo esperado pequeños tamaños de probeta pueden dar menores valores de J_{IC} y curvas R más bajas. Para el tamaño de probetas ensayado las curvas R siempre son elevadas con el incremento de la longitud del ligamento.

En general similares valores de J_{IC} pueden ser obtenidos con diferentes tamaños de probetas para una determinada combinación de longitud del ligamento y espesor de probeta.

Para los mayores tamaños de probeta con y sin acanalado lateral, J_{IC} tiende a ser constante.

4.3 FRACTOTENACIDAD DE LOS ACEROS INOXIDABLES AISI 403 DE LAS BOQUILLAS TERMINALES DE LOS REACTORES CANDU.

M. Ipohorski* y R.R. Hosbons**

* Trabajo realizado durante la misión permanente en AECL, CRNL, Ontario, Canadá. **CRNL

El acero inoxidable AISI 403 con 12% de Cr utilizado en las boquillas terminales (End Fittings) de los Reactores CANDU debe tener suficiente resistencia para asegurar que en el laminado de los tubos de presión con las boquillas, sea el tubo de Zr-2,5%Nb el que deforma y la junta no tenga pérdidas. El tratamiento térmico original asegura las propiedades mecánicas deseadas, pero a costa de una baja fractoténacidad, p.ej. energía Charpy de 20ft lb. Se desarrolló entonces un tratamiento de doble austenizado para mejorar las propiedades fractomecánicas, y se encontró que después de un austenizado a una temperatura mayor (1300K) y a una temperatura menor después (1150K) la energía Charpy absorbida aumentaba hasta un 75 ft lb, valor considerado satisfactorio por las normas.

Para determinar cuales son los parámetros microestructurales que determinan esta variación de las propiedades fractomecánicas se realizaron experiencias sistemáticas de microscopía electrónica. Una vez obtenidas las láminas delgadas por el método de ventana-pulido electrolítico, se observaron imágenes electrónicas de numerosas boquillas. De cada partida se observaron por lo menos cuatro láminas. A partir de las micrografías (58200x) se obtuvieron las curvas de distribución de tamaño de carburos visibles dentro de los granos y en borde de grano. La microestructura de las boquillas recibidas de fábrica consta de láminas de martensita con alto contenido de dislocaciones, típica de los aceros templados y revenidos. En los bordes de grano martensíticos se observó una distribución, a veces continua, de carburos elongados y pequeños, que en algunos casos cubrían más de la mitad del borde de grano. Las curvas de distribución de tamaño indican que la mayoría de estos carburos son menores que 1000 Å.

Después de un tratamiento de doble austenizado las micrografías electrónicas muestran que se disuelve la mayoría de los carburos en borde de grano, y que aparecen carburos de mayor tamaño dentro de los granos. A partir

de las curvas de distribución de tamaño se ha podido confirmar la influencia de los pequeños carburos ($<1000 \text{ \AA}$) en las propiedades fractomecánicas de los aceros inoxidables martensíticos utilizados en las boquillas terminales de los reactores CANDU. El material original no cumple las especificaciones de fractoténacidad debido a la gran cantidad de pequeños carburos elongados en borde de grano martensíticos. Un tratamiento de doble austenizado y revenido remueve la mayoría de estos carburos, y la energía Charpy absorbida aumenta desde el valor inicial hasta un 75 ft lb.

Observaciones de láminas delgadas de boquillas terminales que cumplían inicialmente con las propiedades de impacto mostraron que no existían carburos en borde de grano martensítico. El tratamiento de doble austenizado no varía apreciablemente esta microestructura, indicando que el tratamiento elegido, mejora las propiedades fractomecánicas de boquillas inicialmente frágiles, y que no afecta las propiedades de aquellos componentes que cumplen inicialmente con las especificaciones.

4.4 LA PREDICCIÓN DE LAS PROPIEDADES DE FATIGA DE BAJO CICLO DE LA ZONA AFECTADA POR EL CALOR DURANTE EL PROCESO DE SOLDADURA DE ACEROS ESTRUCTURALES TIPO SA 508 Clase 2 y DIN 22NiMoCr37.

D.A. Di Bella y J.C. Crespi.

El objetivo del presente trabajo ha sido el estudio del efecto de la zona afectada térmicamente (ZAT) sobre las propiedades de fatiga de bajo número de ciclos en aceros estructurales del tipo SA-508 clase 2 y 22NiMoCr37.

Para ello se han relacionado las propiedades cíclicas de la microestructura de la ZAT y la del material base, este último en condiciones de templado y revenido.

La microestructura de la ZAT se reprodujo convenientemente con un tratamiento de simulación.

Se ha concluido que el ciclo térmico introducido por la soldadura deteriora la estructura de la región afectada. Consecuentemente se demuestra la pérdida de propiedades monotónicas y cíclicas.

Finalmente se ha tratado de determinar en estos materiales los micromecanismos operativos de los fenómenos inherentes a la fatiga de bajo número de ciclos.

La figura 4.4.1 muestra las curvas cíclica y monotónica en acero SA 508 Clase 2 en condición as-received y la figura 4.4.2 con tratamiento de simulación.

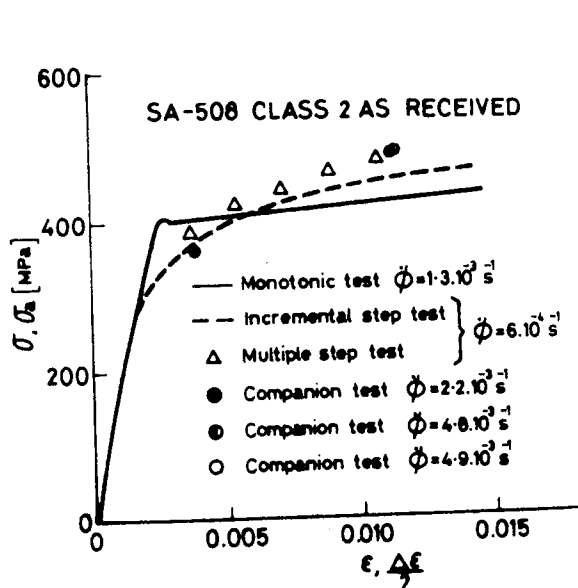


Fig. 4.4.1

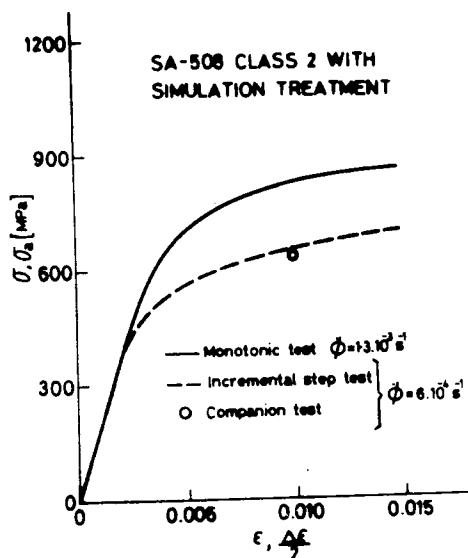


Fig. 4.4.2

4.5 DEFORMACION DIAMETRAL POR TERMOFLUENCIA DE VAINAS DE ZIRCALLOY-4.

E. Toscano y C. Rodríguez

El proceso de fabricación de tubos de Zry-4 destinados a vainas de elementos combustibles exige el recocido, en hornos de alto vacío y a diversas temperaturas.

peraturas, de un apilamiento de tubos.

El propósito del presente trabajo es evaluar las deformaciones diametrales de los tubos, que se producirán por termofluencia bajo la acción del peso del apilamiento.

Se estimó el estado de tensiones del tubo sometido a la máxima carga. Se expresó la relación entre la velocidad de aplastamiento y la deformación por extensión de la fibra del material más exigida. Usando expresiones de termofluencia de vainas de Zry-4 existentes en la literatura, se obtuvieron ecuaciones para obtener el número de capas del apilamiento de vainas, para que la deformación producida durante recocidos a distintas temperaturas y tiempos sea menor que la distorsión diametral admitida por la norma de fabricación de las mismas. Se aplicaron las expresiones obtenidas a vainas tipo Atucha, tipo Candu, y a tubos denominados última pasada, sometidas a las condiciones de los recocidos típicos del proceso de fabricación, obteniéndose las cargas máximas admisibles en cada caso.

Se efectuaron pruebas experimentales de aplastamiento diametral de tubos sometidos a las cargas predichas por las expresiones obtenidas. Estas pruebas se efectuaron a temperaturas y tiempos típicos de los recocidos a los que se someten los tubos durante el proceso de fabricación. Las deformaciones diametrales que se produjeron en cada caso fueron menores que las admitidas en las especificaciones de las mismas.

Se concluye que las expresiones obtenidas son adecuadas para evaluar las condiciones, de los tratamientos térmicos de un apilamiento de vainas, que se produzcan distorsiones diametrales menores que las admitidas por las especificaciones de fabricación.

4.6 DEPENDENCIA DE LA FRICCIÓN INTERNA, MEDIDA CON PENDULO AUTOMATICO, CON LA TEMPERATURA Y LA AMPLITUD.

F. Povolo, B.J. Molinas* y A.F.Armas*

* UNR, Fac. Ingeniería.

Se discute la influencia de variaciones en la frecuencia de oscilación con la temperatura, sobre la constante de calibración de un péndulo de fricción interna automático. Se propone un método para obtener el amortiguamiento y el defecto en módulo intrínsecos, en función de la temperatura, para datos obtenidos en torsión y en flexión.

El método evita mediciones del amortiguamiento versus la deformación aplicada, a diferentes temperaturas.

1. D. Lemerrier, Thesis, Universidad de Grenoble, Francia, 1969.
2. F. Povolo, Scripta Metall 16 (1982)
3. K.W. Sprugmann and Ritchie I.G., Atomic Energy of Canada Limited, Report AECL-6438 (1980)

4.7 RELAJAMIENTO ZENER EN ALEACIONES COBRE-ORO.

F. Povolo y A.F. Armas*

UNR, Fac. Ingeniería.

Medición del relajamiento Zener en aleaciones cobre-oro, tanto en monocristales como policristales.

Se utilizaron tres frecuencias: bajas (1Hz), medianas (70Hz) y altas (50kHz).

Se estudió la dependencia del tiempo de relajamiento y la fuerza de relajamiento con la temperatura, la orientación cristalina y la concentración.

Los valores medidos del cociente de anisotropía anelástica difieren del predicho por las teorías y deben tenerse en cuenta interacciones de orden superior.

El tiempo de relajamiento, para Cu_3Au , muestra una dependencia con la orientación.

1. A.D. Le Claire and W.M. Lomer, Acta Metall. 2 (1954) 731.
2. A.F. Armas, Tesis Doctoral, Universidad de Rosario (1980).
3. A.S. Nowick y B.S. Berry, Anelastic Relaxation in Crystalline Solids. Academi Press (1972).

4.8 FRICCIÓN INTERNA A ALTAS TEMPERATURAS EN CIRCONIO Y ZIRCALOY-4 POLICRISTALINOS.

F. Povoletto, B.J. Molinas*
UNR, Fac. Ingeniería

Se obtuvieron datos sobre la fricción interna del Circonio y Zircaloy-4 a frecuencias bajas e intermedias. En circonio, para policristales recocidos, se encuentra un pico de fricción interna relacionado al relajamiento de los bordes de grano o subgrano.

En el Zry-4 aparecen dos picos: uno cerca de pico de borde de grano del metal puro y otro a temperaturas más altas.

El estudio del fondo de altas temperaturas muestra que, tanto en el metal puro como en la aleación, la entalpía de activación aparente depende del tamaño de grano.

Se concluye que el máximo observado en el metal puro está asociado al movimiento de dislocaciones, controlado por difusión, en los bordes de grano o subgrano. El segundo pico, observado en Zry-4, está ligado a los precipitados en borde de grano.

1. S. Mishra and M.K. Asundi, Trans. Indian Inst. Metals, September 1970, p.73
 2. I.G. Ritchie and K.W. Sprugmann, Atomic Energy of Canadá Limited Report, AECL-6810 (1981).
- J. de Fouquet, J. Woignard, J.L. Gacougnolle and A. Riviere, J. Phys. Suppl. 10,36 (1975) C4-291.

4.9 RELAJACION DE TENSIONES POR CURVADO DE ZIRCALOY-4, a 673K, EN FUNCION DEL TRABAJADO EN FRIO.

F. Povoło y N. Peszkin*

*CIC

Se estudió la relajación de tensiones del Zircaloy-4, a 673K, con diferentes deformaciones previas. Se utilizaron seis tensiones iniciales diferentes y tiempos del orden de hasta 1000h, con el objeto de entender a los mecanismos que controlan la termofluencia de esta aleación a 673K.

Se demuestra que los resultados pueden ser descriptos por un mecanismo de termofluencia que involucra arrastre de muescas y formación de celdas. El trabajado en frío influencia la formación de celdas en las redes de dislocaciones.

1. J.H. Gittus, Phil. Mag. 34 (1976) 401
2. J.H. Gittus, Phil. Mag. 35 (1977) 293
3. F. Povoło and E.H. Toscano, J. Nucl. Mater. 74 (1978) 76

4.10 RELACION DE POISSON EN MONOCRISTALES DE CIRCONIO

F. Povoło y R.E. Bolmaro*

*UNR Fac. Ingeniería

A partir de las constantes elásticas dadas en la literatura, se calcula la relación de Poisson en función de la temperatura y para cualquier orientación cristalina. Los valores obtenidos se comparan con resultados experimentales para aleaciones de Zirconio, como en probetas con diferentes texturas.

Se discuten las incoherencias encontradas entre los valores de la relación de Poisson, determinada por diferentes técnicas experimentales. En efecto, los valores medidos en policristales son mayores que los resultados para el monocristal.

1. E.S. Fisher and C.J. Renken, Phys. Rev. 135(1964) A482.

2. J.F. Nye, Physical Properties of Crystals (Clarendon Press, Oxford, 1964).
3. H.S. Rosenbaum and J. Lewis, J. Nucl. Mater 67(1977)273

4.11 RELACION DE TRASLACION EN LAS CURVAS $\log \sigma - \log \dot{\epsilon}$, PARA TERMOFLUENCIA Y RELAJACION Y LA ECUACION PLASTICA DE ESTADO.

F. Povoło y G.H. Rubiolo*

UNR Fac. Ing.

En este trabajo teórico se discute si la relación de traslación es condición suficiente para asegurar la existencia de una variable de estado, dependiente de σ y $\dot{\epsilon}$. Los resultados se aplican a algunas ecuaciones constitutivas usadas para describir el comportamiento plástico de los metales y a datos de termofluencia y relajación de tensiones en Zry-4.

Se concluye que las ecuaciones constitutivas consideradas definen una variable de estado en un cierto rango de σ y $\dot{\epsilon}$.

1. E.W. Hart, Acta Met. 18 (1970) 599
2. E.W. Hart, C.Y. Li, H. Yamada and G.L. Wire. Constitutive Equations in Plasticity, Ed. A.S. Argon (MIT Press, Cambridge, 1975)p. 149
3. F. Povoło and A.J. Marzocca, J. Nucl. Mater. 99 (1981) 317.

4.12 INFLUENCIA DE LA TEMPERATURA Y EL RELEVADO DE TENSIONES SOBRE LA RELAJACION DE TENSIONES, POR CURVADO, DEL ZIRCALOY-4 CERCA DE 673K.

F. Povoło y J.C.Capitani*

*CIC

Se obtuvieron datos sobre la relajación de tensiones por curvado, a 633 y 673K, en Zry-4 deformado, relevado de tensiones y recocido. Se estudió la influencia de la temperatura sobre los parámetros del modelo de termofluencia

que describe a las curvas de relajación. Este modelo incluye el arrastre de muescas y la formación de celdas.

Se obtuvieron los valores $H_v \sim 87 \text{ kJ/mol}$ y $D_0 \sim 3.3 \times 10^{-15} \text{ m}^2 \text{ s}^{-1}$, para la entalpía de activación y el factor pre-exponencial, respectivamente, para la auto-difusión del Zirconio a cerca de 673K.

1. J.H. Gittus, Phil.Mag. 34(1976) 401.
2. F. Povolo and M. Higa, J. Nucl. Mater. 91 (1980) 189.
3. S. Takeuchi and A.S. Argon, J. Mater. Sci 11(1976) 1542.

4.13 COMENTARIOS A "CALCULO DE LA FRICCION INTERNA Y EL DEFECTO EN MODULO INTRINSECOS"

F. Povolo y B.J. Molinas*

*UNR Fac. Ingeniería

Se muestra que el método propuesto por Atrens para calcular la fricción interna y el defecto en módulo intrínsecos, a partir de las curvas experimentales obtenidas por excitación longitudinal, no es adecuado. Se propone otro método de cálculo.

1. A. Atrens, Scripta Met. 11(1977) 497
2. F. Povolo y R. Gibala, Phil. Mag. 27 (1973) 1281
3. F. Povolo, Scripta Met. 8 (1974) 949

4.14 RELAJACION DE TENSIONES POR CURVADO EN ACEROS TIPO AISI 304 y A-286 a 773K

F. Povolo y R. Tinivella*

*UTN Regional San Nicolás

Se midió la relajación de tensiones, a 773K, en aceros 304 y A-286 con di

ferentes tratamientos termomecánicos.

Se encontró que las curvas de relajación dependen fuertemente del tratamiento previo dado a las muestras. Los datos se interpretan en términos de una ley parabólica de la tensión. Para determinados tratamientos térmicos, en acero 304, la tensión interna depende de la tensión aplicada pues la microestructura cambia durante la relajación.

1. M.J. Anciaux, Metall. Trans. 12A (1981) 1981
2. W.G. Johnston and J.J. Gilman, J. Appl. Phys. 30(1959) 139
3. R.W. Swindeman, Residual Stresses and Stress Relaxation, Ed. E. Kula and W. Weiss (Plenum Publishing Corp., 1982) p.157

4.15 MEDICION DEL MODULO DE YOUNG DE TUBOS MEDIANTE LA PROPAGACION DE ONDAS LONGITUDINALES

F. Povoło y R.E. Bolmaro*

*UNR Fac. Ingeniería

Se resolvió numéricamente la ecuación que describe a la propagación de ondas elásticas, para la vibración longitudinal de tubos. Los resultados se utilizan para calcular el módulo de Young de vainas de Zry-4, a partir de las frecuencias medidas.

Los resultados se comparan con los valores obtenidos a partir de las ecuaciones aproximadas propuestas en la literatura. Las diferencias observadas son menores del 0.5% para la frecuencia fundamental. Para las armónicas, la solución numérica lleva a frecuencias de resonancia que están dentro del 1% de los valores experimentales y las ecuaciones aproximadas dan errores mayores que el 10%.

1. Lord Rayleigh, Theory of Sound (Dover Publications, New York, 1945)
2. D.G. Gazis, J. Acoust. Soc. Am. 31 (1959) 568
3. F. Sorrentino, Report CEA-R-3986 (C.E.N., Grenoble, 1971)

4.16 RELACION ENTRE LA ANISOTROPIA DE LA DEFORMACION PLASTICA Y LA TEXTURA DE ACEROS.

A.A. Pochettino y N. Mingolo*

* Tesis de Licenciatura, FCEN-UBA

La anisotropía de la deformación plástica de chapas metálicas es caracterizada a partir del análisis del coeficiente de Lankford o coeficiente de anisotropía plástica el cual está definido según:

$$R(\alpha) = \delta E_{22} / \delta E_{11}$$

donde δE_{22} y δE_{11} son respectivamente, las deformaciones en las direcciones transversal y normal de una probeta de tracción. La dirección longitudinal de la probeta, coincidente con la de tracción, forma un ángulo α con la dirección de laminado de la chapa.

El coeficiente de Lankford puede ser determinado experimentalmente y también calculado utilizando una representación cuantitativa de la textura y el modelo de Taylor de la deformación plástica. La Función Distribución de Orientaciones Cristalinas es utilizada a fin de introducir en los cálculos una descripción cuantitativa de la textura, poniendo de manifiesto el peso y la dispersión de sus componentes.

Los resultados obtenidos en aceros muestran que el modelo de Taylor, sumado a la hipótesis de deslizamiento no cristalográfico (pencil glide) en los granos, permite una descripción aceptable de la deformación plástica y pone de manifiesto la dependencia del comportamiento del coeficiente de Lankford con la textura del material. La figura 4.16.1 presenta los valores experimentales y los calculados del coeficiente de Lankford para una chapa de Acero calmado al Aluminio.

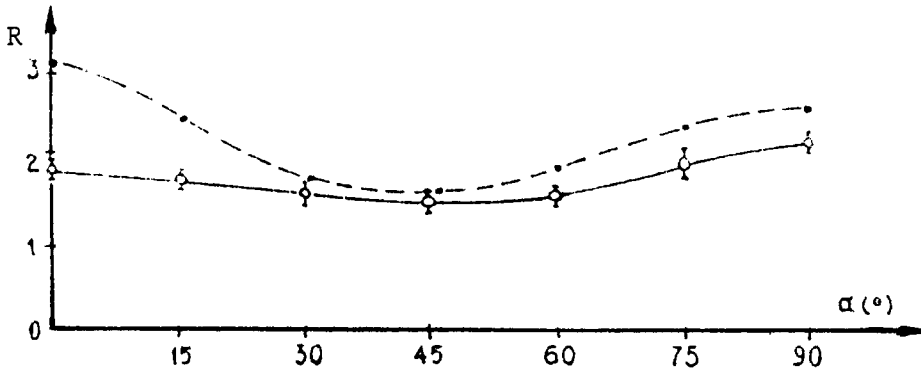


Fig. 4.16.1.

Variación del coeficiente de Lankford (R) en el plano de una chapa de acero calmado al Al. Valores calculados o Experimentales.

4.17 SOBRE LA RELACION DE TRASLACION EN UN DIAGRAMA $\log \sigma - \log \dot{\epsilon}$

F. Povoletto y A.J. Marzocca*

*CIC

Se estudió y se analizó el significado de la existencia de una relación de traslación en las curvas de termofluencia y relajación de tensiones $\log \sigma - \log \dot{\epsilon}$.

Experimentalmente se obtiene un conjunto de curvas $\log \sigma - \log \dot{\epsilon}$ a temperatura cte., en función de un tercer parámetro γ , que puede ser la tensión inicial en experiencias de relajación de tensiones, la deformación en termofluencia o el parámetro "hardness" utilizado por Hart en su teoría fenomenológica para la deformación plástica.

En la figura 4.17.1 se muestra un diagrama $\log \sigma - \log \dot{\epsilon}$ a diferentes γ . Si las dos curvas cumplen una relación de traslación, el punto A puede trasladarse al B siguiendo una recta de pendiente:

$$\mu = \tan \phi = \Delta \log \sigma / \Delta \log \dot{\epsilon} = \text{cte} \quad (1)$$

Siendo μ el mismo para todas las curvas y, para cualquier par de curvas en el diagrama $\log \sigma - \log \dot{\epsilon}$ a diferentes γ :

$$\begin{aligned} (\Delta \log \sigma)^2 + (\Delta \log \dot{\epsilon})^2 &= (1 + \mu^2) (\Delta \log \dot{\epsilon})^2 \\ &= F(\Delta \gamma) = \text{cte} \end{aligned}$$

Las diversas expresiones teóricas, utilizadas en la literatura, pueden representarse en un diagrama normalizado por:

$$f(\alpha \sigma ; \dot{\epsilon}/\dot{\epsilon}^* ; \beta) = 0 \quad (2)$$

donde f es una función general y $\alpha; \dot{\epsilon}/\dot{\epsilon}^*$ y β son parámetros que dependen del modelo utilizado.

Tomando incrementos en la ec.(2) se puede llegar a:

$$\frac{\partial \log \beta}{\partial \log(\alpha \sigma)} \Delta \log(\alpha \sigma) + \frac{\partial \log \beta}{\partial \log(\dot{\epsilon}/\dot{\epsilon}^*)} \Delta \log(\dot{\epsilon}/\dot{\epsilon}^*) = \Delta \log \beta \quad (3)$$

Esta última ecuación relaciona los diversos incrementos entre parámetros y variables.

En la Tabla 4.17.1 se presentan las relaciones de traslación obtenidas a partir de la ec.(3) para diversos casos.

Desde el punto de vista teórico, una relación de traslación en las curvas del diagrama $\log \sigma - \log \dot{\epsilon}$ impone restricciones sobre los parámetros del modelo teórico.

Utilizamos como ej. la ecuación fenomenológica de Hart:

$$\sigma = \sigma^* \exp \left| -(\dot{\epsilon}/\dot{\epsilon}^*)^{-\lambda} \right| \quad (4)$$

Siendo $\alpha = 1/\sigma^*$ y $\beta = \lambda$, para trabajar en el diagrama normalizado.

De acuerdo con la Tabla N° 1 se obtiene:

$$\Delta \log \lambda = 0$$

$$\Delta \log \sigma^* = \Delta \log \sigma$$

$$\Delta \log \dot{\epsilon}^* = \Delta \log \dot{\epsilon}$$

y utilizando la relación (1) se llega a:

$$\sigma^* = C (\dot{\epsilon}^*)^\mu \quad (5)$$

donde C es uno cte. Esta última ecuación fue presentada por Hart, pero sin demostración.

Por lo tanto, si ciertos datos de termofluencia o relajación de tensiones, son descritos por la ec. de Hart (4) y presentan una relación de traslación en el diagrama $\log \sigma - \log \dot{\epsilon}$, el parámetro λ debe ser el mismo para todas las curvas individuales y los parámetros σ^* y $\dot{\epsilon}^*$ se relacionan a través de la ec. (5).

1. E.W. Hart; C.Y.Li; H. Yamada y G.L. Wire; "Constitutive Equations in Plasticity" Ed. A.S. Argon (Mit Press, Cambridge 1985) p.149
2. W.G. Jonhston y J.J. Gilman, J. Appl Phys.30 (1959) 139.
3. N. Nir; F.H. Huang; E.W. Hart y C.Y. Li; Met.Trans S.A.(1977) 533.

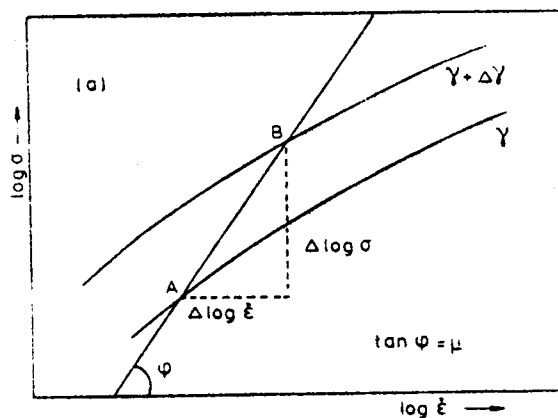


Fig. 4.17.1

$f(\alpha\sigma, \dot{\epsilon}/\dot{\epsilon}^*, \beta) = 0$	$h = \frac{\partial \log \beta}{\partial \log (\alpha\sigma)}$	$g = \frac{\partial \log \beta}{\partial \log (\dot{\epsilon}/\dot{\epsilon}^*)}$	Scaling conditions
$\beta = A[(\alpha\sigma)(\dot{\epsilon}/\dot{\epsilon}^*)]$	$h = g$	$h = g$	No scaling or any translation path
$\beta = C(\alpha\sigma)^{k_1} (\dot{\epsilon}/\dot{\epsilon}^*)^{k_2}$	k_1	k_2	
$\beta \neq A[(\alpha\sigma)(\dot{\epsilon}/\dot{\epsilon}^*)]$	$\neq k_1 + H\left(\alpha\sigma, \frac{\dot{\epsilon}}{\dot{\epsilon}^*}, \beta\right)$	$\neq k_2 + G\left(\alpha\sigma, \frac{\dot{\epsilon}}{\dot{\epsilon}^*}, \beta\right)$	$\Delta \log \beta = 0$ $\Delta \log \alpha = -\Delta \log \sigma = -\mu \Delta \log \dot{\epsilon}$ $\Delta \log \dot{\epsilon}^* = \Delta \log \dot{\epsilon}$ $\alpha(\dot{\epsilon}^*)^\mu = \text{constant}$ $F(\Delta\gamma) = (1 + \mu^2)(\Delta \log \dot{\epsilon}^*)^2$ $= (1 + 1/\mu^2)(\Delta \log \alpha)^2$
	$= k_1 + H$	$\neq k_2 + G$	
	$\neq k_1 + H$	$= k_2 + G$	
	k_1	$\neq k_2 + G$	$\Delta \log \alpha = \frac{(b - \mu k_1)}{(k_1 - a)} \Delta \log \dot{\epsilon}$ $\Delta \log \dot{\epsilon}^* = \Delta \log \dot{\epsilon}$ $\Delta \log \beta = \frac{k_1(b - \mu a)}{(k_1 - a)} \Delta \log \dot{\epsilon}$ $F(\Delta\gamma) = (1 + \mu^2) \left[\frac{(k_1 - a)}{k_1(b - \mu a)} \right]^2 (\Delta \log \beta)^2$
	$\neq k_1 + H$	k_2	$\Delta \log \alpha = -\mu \Delta \log \dot{\epsilon}$ $\Delta \log \dot{\epsilon}^* = \frac{(k_2 + \mu a)}{(b + k_2)} \Delta \log \dot{\epsilon}$ $\Delta \log \beta = \frac{k_2(b - \mu a)}{(b + k_2)} \Delta \log \dot{\epsilon}$ $F(\Delta\gamma) = (1 + \mu^2) \left[\frac{(b + k_2)}{k_2(b - \mu a)} \right]^2 (\Delta \log \beta)^2$

Tabla 4.17.1. Relaciones que deben satisfacer los parámetros de la ecuación del modelo teórico, expresado por, la ecuación (2), cuando las curvas experimentales $\log \sigma - \log \dot{\epsilon}$, parametrizadas en γ , presentan una relación de traslación.

K_1 ; K_2 y C son ctes. G y H son funciones generalizadas que no incluyen constantes aditivas. A es una función del producto $(\alpha\sigma)(\dot{\epsilon}/\dot{\epsilon}^*)$.

$a = \partial \log \beta / \partial \log \alpha$ y $b = \partial \log \beta / \partial \log \dot{\epsilon}^*$ en la relación adicional $\beta = \beta(\alpha; \dot{\epsilon}^*)$ que provee el modelo teórico.

4.18 CONEXION ENTRE LA ECUACION PLASTICA DE ESTADO Y LA RELACION DE TRASLACION.

F. Povolo, A.J. Marzocca* y G.H. Rubiolo**

*CIC

** U.N.R. CONICET

En este trabajo se analizan diferentes ecuaciones constitutivas, propuestas en la literatura, utilizadas en la descripción de la deformación plástica a alta temperatura. Además, se estudian las condiciones que tales ecuaciones deben cumplir para considerarlas ecuaciones de estado.

Se puso especial interés en las ecuaciones de Hart para altas temperaturas análogas, de Barret y Nix (movimiento no conservativo de "jogs" en dislocaciones de hélice), de Gittus (arrastre de joys y formación de celdas) y de Dorn, concluyéndose que esta última presenta las características de una ecuación plástica de estado. Si bien todas las ecuaciones que describen los modelos antes presentados pueden presentar una relación de traslación en el diagrama $\log \sigma - \log \dot{\epsilon}$, esta condición no implica que sean ecuaciones de estado.

Se estudiaron las relaciones de traslación que deben ser utilizadas en el modelo de Gittus. Este modelo es descripto por la ecuación:

$$\alpha \sigma = (\dot{\epsilon}/\dot{\epsilon}^*)^{1/3} + \sinh^{-1} |(\dot{\epsilon}/\dot{\epsilon}^*)^{1/3} \beta| \quad (1)$$

donde α ; $\dot{\epsilon}^*$ y β son parámetros del modelo, $\dot{\epsilon}$ es la velocidad de deformación y σ la tensión aplicada. Además, el modelo impone una relación entre los parámetros de la forma:

$$\beta = C \dot{\epsilon}^* \alpha^2 \quad (2) \quad C = \text{cte}$$

Si las curvas $\log \dot{\epsilon} - \log \sigma$, para diversos modelos de deformación ϵ , presentan una relación de traslación, tal que:

$$\Delta \log \sigma = \mu \Delta \log \dot{\epsilon}$$

donde μ es la pendiente de la recta de traslación, se demuestra que las relaciones de traslación, para el modelo de Gittus, son:

$$\begin{aligned}\Delta \log \beta &= 0 \\ \Delta \log \alpha &= -\mu \Delta \log \dot{\epsilon} \\ \Delta \log \dot{\epsilon} &= \Delta \log \dot{\epsilon}\end{aligned}\quad (3)$$

y de la relación (2):

$$\Delta \log \beta = \Delta \log \dot{\epsilon}^* + 2 \Delta \log \alpha \quad (4)$$

De las relaciones (3) y (4) se obtiene que, si existe traslación, μ debe ser 1/2.

Sin embargo, si en la ec. (1) $\sinh^{-1} |(\dot{\epsilon}/\dot{\epsilon}^*)^{1/3} \beta| \gg (\dot{\epsilon}/\dot{\epsilon}^*)^{1/3}$ las relaciones de traslación serán:

$$\begin{aligned}\Delta \log \beta &= (\mu - 1/2) \Delta \log \dot{\epsilon} \\ \Delta \log \alpha &= -\mu \Delta \log \dot{\epsilon} \\ \Delta \log \dot{\epsilon}^* &= (3\mu - 1/2) \Delta \log \dot{\epsilon}\end{aligned}\quad (5)$$

de donde se obtiene que $\Delta \log \beta = 0$ para $\mu = 1/2$.

Finalmente este formalismo se aplicó a los datos de termofluencia en Zry-4 a 673K. Se obtiene la variación de los parámetros α ; $\dot{\epsilon}^*$ y β con la deformación ϵ (fig. 4.18.1) destacándose que éstos se saturan a medida que se llega al estado estacionario de las curvas de termofluencia.

1. E.W. Hart, C.Y. Li, H. Yamada y G.L. Wire. "Constitutive Equations in Plasticity" Ed. A.S. Argon CMIT Press, Cambridge(1975) p.149
2. H. Gittus, Phil Mag. 34 (1976) 401.
3. F. Povolo y G.H. Rubiolo. J. Mater Sci. 18 (1983) 3.

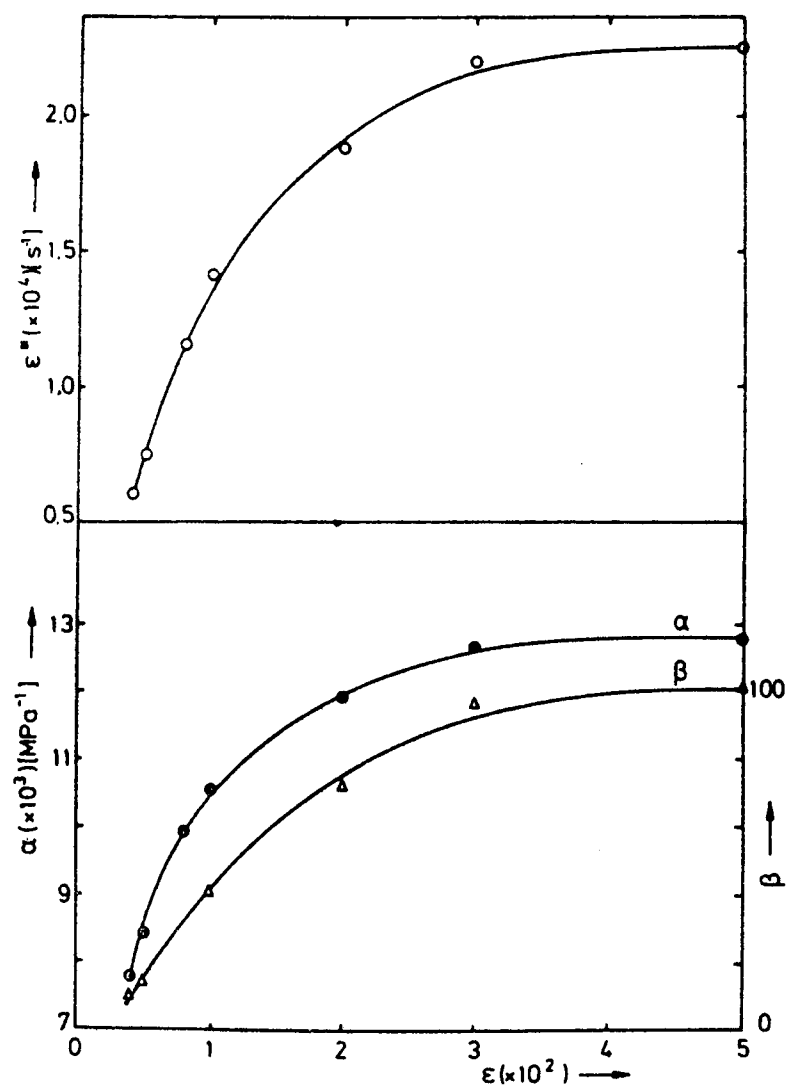


Fig. 4.18.1

4.19 SOBRE LA DESCRIPCION DE LA CONDUCTA DE LA RELAJACION DE TENSIONES A TRAVES DE UNA LEY DE POTENCIAS DE LA TENSION

F. Povoio y A.J. Marzocca*

*CIC

En este trabajo se discuten los resultados obtenidos en relajación de tensiones por Fonone y Matsuda en molibdeno y por Swearengen y col. en Hierro. En ambos casos los resultados fueron analizados siguiendo una ley de potencias entre la velocidad de deformación $\dot{\epsilon}$ y la tensión aplicada σ

En el presente trabajo se dan las relaciones de traslación para aquel tipo de dependencia entre σ y $\dot{\epsilon}$.

La ecuación de Jonhston y Gilman:

$$\dot{\epsilon} = \rho_m b (\sigma - \sigma_c)^{m*} \quad (1)$$

puede escribirse en forma normalizada de manera:

$$\alpha \sigma = 1 + (\dot{\epsilon}/\dot{\epsilon}^*)^\beta \quad (2)$$

donde $\alpha = \sigma_c$; $\beta = 1/m^*$ y $\dot{\epsilon}^* = \rho_m (1/\alpha)^{1/\beta}$

Se puede demostrar que si una expresión como (2) presenta una relación de traslación en el diagrama $\log \sigma - \log \dot{\epsilon}$ se llega a las condiciones:

$$\Delta \log \beta = 0 \quad (3)$$

$$\Delta \log \alpha = -\Delta \log \sigma \quad (4)$$

$$\Delta \log \dot{\epsilon}^* = \frac{1}{\mu} \Delta \log \sigma \quad (5)$$

donde μ es la pendiente de traslación.

De estas últimas relaciones se obtiene

$$\alpha (\dot{\epsilon}^*)^\mu = \text{cte}$$

Por lo tanto si la ec. (1) presenta una relación de traslación en el diagrama $\log \sigma - \log \dot{\epsilon}$, m^* debe ser el mismo para cada curva indicada de relajación de tensiones.

Además si la densidad de dislocaciones ρ_m permanece cte, se llega a que $m^* = 1/\mu$. De lo contrario si ρ_m varía para curva individual se tiene:

$$\Delta \log \dot{\epsilon}^* = \Delta \log \rho_m - \frac{1}{\beta} \Delta \log \alpha$$

pudiéndose llegar a:

$$m = m^* + \left(\frac{\Delta \log \rho_m}{\Delta \log \sigma_c} \right)$$

resultado obtenido por Tonone y Matsuda utilizando expansiones en serie de la ec. de Hart para altas temperaturas homólogas.

Utilizando el formalismo propuesto por Povolo y Rubiolo se puede demostrar que la ec. de Jonbston y Gilman, con m^* cte. es una ecuación de estado a temperatura constante.

La ecuación propuesta por Swearengen y col. para explicar la relajación de tensiones en Hierro es:

$$\dot{\epsilon} = B^* p^{m^*} \left| \frac{(1-q)}{P} \sigma - 1 \right|^{m^*} \quad (6)$$

con $p; q$ y $B^* = \text{ctes}$,

lo cual puede escribirse en la forma normalizada de la ec. (2) con:

$$\begin{aligned} \dot{\epsilon}^* &= B^* p^{m^*} \\ m^* &= 1/\beta \\ \alpha &= (1-q)/P \end{aligned}$$

Utilizando las relaciones de traslación se llega:

$$\begin{aligned} \Delta \log \dot{\epsilon}^* &= \Delta \beta \Delta \log \alpha + \beta \Delta \alpha = \Delta \log \dot{\epsilon} = 0 \\ \Delta \log \alpha &= \Delta \log \sigma = 0 \end{aligned}$$

pues α es cte. Por lo tanto no se tienen relaciones de traslación en el diagrama $\log \sigma - \log \dot{\epsilon}$, aún para m^* cte. Este resultado es consistente con el obtenido por Swearengen y col., que encuentran varias pendientes de traslación para sus curvas, lo que es incompatible con una única recta de traslación.

Sin embargo utilizando el formalismo de Povolo y Rubiolo, en el caso de la ec. (6) también se demuestra que es una ecuación plástica de estado similar a la que han utilizado Swearengen y col.

1. K. Tonone y H. Matsuda, Trans. Japan Inst. Metals 23 (1932), 234
2. C. Swearengen, R.W. Rhode y D. L. Hicks, Acta Met. 24 (1976) 969
3. F. Povolo y G.H. Rubiolo, J. Mater. Swen. 18 (1983) 3

4.20 CREEP EN ZIRCALOY-4 RELEVADO DE TENSIONES A 673K.

F. Povolo, A.J. Marzocca*

*CIC

Se estudió el comportamiento que presenta el Zry-4, predeformado 64% por laminación en frío y sometido a un tratamiento térmico de una hora en vacío a 813K, frente a un ensayo de creep a 673K.

Los ensayos se realizaron a tensión constante en el rango entre 120 y 242 MPa durante tiempos del orden de 400 horas. En la fig. 4.20.1 se pueden observar las curvas de deformación ϵ versus tiempo obtenida para diversas tensiones aplicadas.

Se obtuvo que las curvas $\log \sigma - \log \dot{\epsilon}$ a diversos niveles de deformación presentan una relación de traslación, mediante la cual puede construirse una curva "maestra" similar a la obtenida para ensayos en el mismo material sin tratamiento térmico previo.

Los datos se interpretan dentro del modelo, propuesto por Gittus, basado en el arrastre de "jogs" y la formación de celdas. Este modelo presenta una relación en la velocidad de deformación $\dot{\epsilon}$ y la tensión aplicada σ de la for

ma:

$$\alpha\sigma = (\dot{\epsilon}/\dot{\epsilon}^*)^{1/3} + \sinh^{-1} |(\dot{\epsilon}/\dot{\epsilon}^*)^{1/3} \beta|$$

donde $\alpha; \dot{\epsilon}^*$ y β son parámetros que dependen de la distancia media entre "jogs", l , y de la relación entre diámetro de celda y distancia media entre dislocaciones K .

Se encontró que los parámetros l y K dependen de la deformación saturándose al llegar al estado estacionario (fig. 4.20.2).

Se encontró, por análisis de microscopía óptica de las probetas, que el deslizamiento de borde de grano a sólo una pequeña contribución a la deformación total en el rango de tensiones considerado.

Además se pudo calcular un coeficiente de autodifusión $D_v = 1,03 \times 10^{-21} \text{ m}^2/\text{seg.}$, directamente de los datos experimentales que estaría dentro de los valores estimables por técnicas de difusión.

1. F. Povoło y A.J. Marzocca, J. Nucl. Mater 97(1981) 323.
2. J.H. Gittus, Phil.Mag. 34 (1976) 401.
3. F. Povoło, A.J. Marzocca y G.H. Rubiolo, enviado a Res. Mechanica.

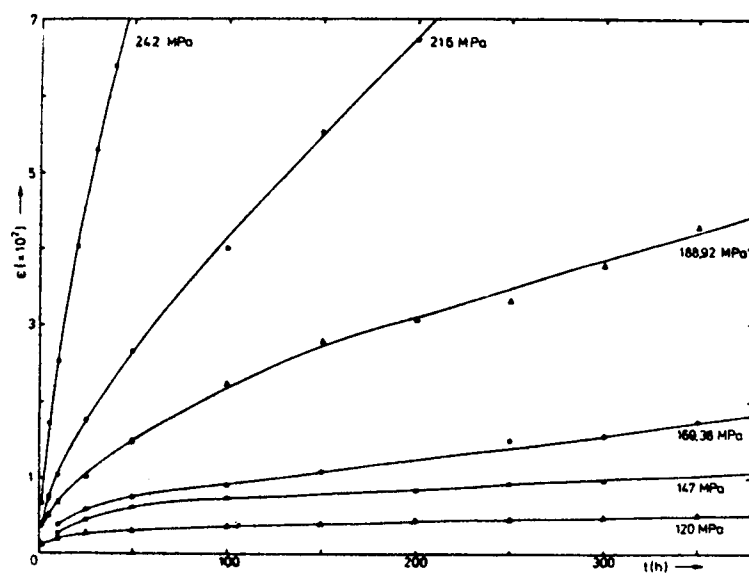


Fig. 4.20.1

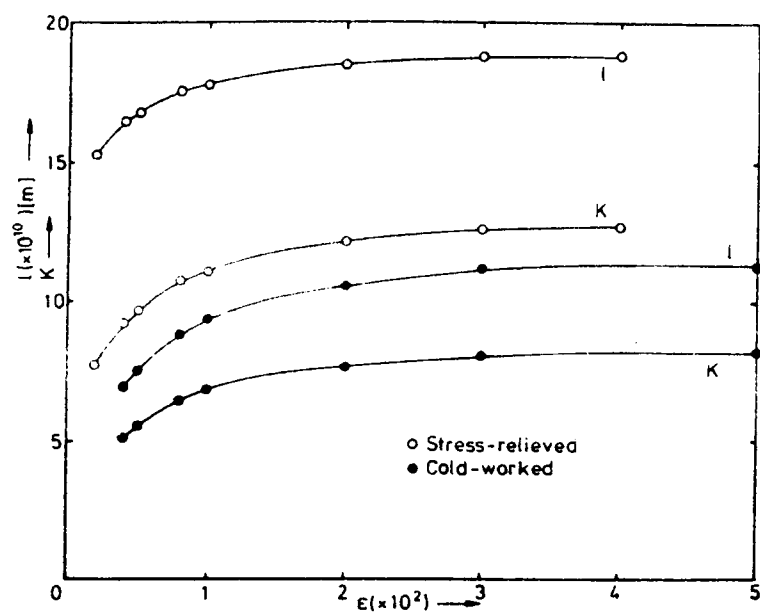


Fig. 4.20.2

4.21 ESTUDIO SOBRE METODO PARA DETERMINAR TENDENCIA AL ENVEJECIMIENTO DE PRODUCTOS PLANOS DE ACERO

A.M. Hey - R.D. De Simone* - C.A. Andreone

* C.I.C. Pcia. de Bs.As.

Las chapas de acero de bajo carbono son susceptibles de sufrir envejecimiento estando almacenadas luego del proceso de fabricación. Este se caracteriza, cuando son sometidas a operaciones de conformado, por la aparición de bandas o estrías de deformación. El origen de este fenómeno reside en la segregación de elementos presentes en solución sólida intersticial (carbono y nitrógeno), en la estructura de dislocaciones.

El trabajo, coordinado por el Instituto Argentino de Siderurgia, consistió en establecer un método de ensayo para determinar la tendencia al envejecimiento de productos planos de acero. Para ello se realizaron envejecimientos artificiales variando la temperatura, el tiempo y la predeformación, en probetas destinadas a ensayos de tracción.

Los tratamientos térmicos se realizaron alternativamente en calefactores con circulación forzada de aire, estufas sin circulación de aire y calefactores termostatzados con baños de agua o aceite.

Se definió el índice de envejecimiento artificial J% como:

$$J\% = 100 \frac{Re - Rr}{Rr},$$

donde Rr es la carga correspondiente al alargamiento total de predeformación y Re la correspondiente al límite de fluencia inferior, luego de producido el envejecimiento artificial.

Teniendo en cuenta los resultados obtenidos en nuestro laboratorio y en los laboratorios de Propulsora Siderúrgica, ADEFA y SOMISA, se adoptaron los siguientes valores de ensayo, como representativos de la tendencia al envejecimiento:

- 1) Predeformación uniaxial: 6%.
- 2) Tratamiento de envejecimiento: 100°C mantenido durante 120 minutos.
- 3) Recomendar, para el tratamiento térmico de las probetas, un baño de acei-

te termostatzado con circulación forzada de fluído.

El resultado de estos trabajos fundamenta la NORMA IRAM-IAS u 500-15 aprobada en noviembre de 1982 en la 6a. Convención Nacional para Racionalizar el Consumo de Aceros.

4.22 TRANSFORMACIONES DE FASE INDUCIDAS POR EL HIDROGENO EN UN ACERO AUSTENITICO.

E. Pardo* , D. Hermida, C.A. Andreone

* FCEN - UBA

Con el objeto de establecer el rol que juega la aparición de nuevas fases en el fenómeno conocido como fragilización por hidrógeno, se estudiaron las condiciones de nucleación y posterior evolución de transformaciones martensíticas, inducidas por carga catódica de hidrógeno, en el acero austenítico 304L. El estudio se llevó a cabo mediante difracción de rayos X con un difractómetro Philips horizontal y radiación de $\text{CoK}\alpha$.

En una primera etapa se sometieron las probetas a carga catódica con un electrodo ácido a temperatura ambiente, durante 24 hs. y con una densidad de corriente de $100\text{mA}/\text{cm}^2$. El diagrama de difracción obtenido inmediatamente después de la carga, revela la formación de abundantes martensita ϵ y α' , esta última en cantidad algo inferior a la primera. La red cristalina de todas las fases se manifiesta muy distorsionada a través del notorio ensanchamiento de los picos de difracción. Además existe, en las fases austenítica y martensítica, un estado de expansión de la red cristalina, revelado por el corrimiento de los picos hacia bajo ángulo.

Como consecuencia de la evolución del fenómeno a temperatura ambiente, disminuye la proporción de martensitas al tiempo que se recupera progresivamente la red cristalina de la austenita. Al cabo de dos meses, mientras la α' desaparece totalmente, la ϵ aún subsiste, en un pequeño porcentaje y la austenita ha pasado a estar ahora en compresión. Se atribuye esto al hecho de que la desorción del hidrógeno no se produce totalmente, quedando el mismo retenido en trampas mas estables, las que, al permanecer en expansión, comprimen la matriz austenítica. Una de tales trampas es precisamente la

fase ϵ , inducida por el descenso de la energía de fallas de apilamiento debida al hidrógeno.

En una segunda etapa se analizaron varias probetas cargadas a 100°C durante 1h con una densidad de corriente de 100mA/cm² en un electrolito básico. En ninguna de ellas se producen transformaciones de fase. Existen aspectos a considerar en relación a los fenómenos observados. Durante la carga a temperatura ambiente el gradiente de concentración de hidrógeno en las adyacencias de la superficie del metal es elevado debido a la escasa difusividad de ese elemento. La expansión de la red cristalina provocada por el hidrógeno crea esfuerzos de corte considerables en la estrecha interfase que separa a la matriz sin hidrógeno, de la de alta concentración, esfuerzos que, asistidos por la presencia del hidrógeno, serían suficientes para nuclear las martensitas. En segundo lugar, siendo $M_d < 0^\circ\text{C}$ para este acero, las martensitas no se pueden producir por deformación a 100°C aún en presencia de altas concentraciones de hidrógeno. Sin embargo se comprobó que esas transformaciones sí se producen cuando, posterior a la carga catódica a 100°C, se deforma el material a temperatura ambiente.

Se concluye que el hidrógeno, en elevadas concentraciones en el acero 304L, induce las transformaciones martensíticas al ser aplicados esfuerzos de corte relativamente bajos, produciendo una elevación de la temperatura de transformación M_d .

4.23 PERDIDA DE DUCTILIDAD ASISTIDA POR HIDROGENO EN UN ACERO AUSTENITICO METAESTABLE.

E. Pardo*, C. Andreone

*FCEN, UBA.

Se estudiaron los efectos producidos por el hidrógeno en la deformación y rotura de un acero inoxidable austenítico 304L. Los ensayos efectuados fueron de tracción a temperatura ambiente, en probetas planas de 0,5mm de espesor. El hidrógeno fue introducido, previo al ensayo, mediante carga catódica a 100°C. Se utilizó como electrolito una solución 1N de NaOH con 500

mg/lt de $\text{As O}_3 \text{ Na}_2$ como promotor. La corriente de carga empleada fue de 100mA/cm^2 , variando el tiempo de carga entre 0,5 y 18 horas.

Debido a la relativa baja difusividad del hidrógeno en la austenita, las probetas sometidas a carga durante un tiempo t , presentan un gradiente de concentración que puede expresarse como:

$$C = C_0 \operatorname{erf} \left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}} \right)$$

donde x es la distancia a la superficie; D es el coeficiente de difusión del hidrógeno en la austenita a 100°C y C_0 es la concentración de hidrógeno en la superficie de la muestra durante la carga catódica. El valor de C_0 , calculado a partir de medidas del contenido total de hidrógeno, resultó ser: $C_0 = 0,8\%$ at. de hidrógeno en el metal.

Se comprobó igualmente, que la concentración total de hidrógeno en el metal es proporcional a la raíz cuadrada del tiempo de carga.

La ductilidad y la resistencia a la tracción disminuyen de manera aproximadamente lineal con el aumento del contenido total de hidrógeno. Cuando ésta es de $0,1\%$ at (luego de 16 horas de carga), la deformación a rotura disminuye un 65% y la resistencia un 44% , respecto al material traccionado sin hidrógeno.

Un análisis de las superficies de fractura obtenidas, muestran la existencia de una zona contigua al borde externo de la probeta, en que la fractura es frágil. Se ha determinado que esa zona rompe a muy bajas deformaciones, luego de sufrir una transformación martensítica.

El origen de esta zona se debe a la alta concentración de hidrógeno en la cercanía a la superficie de carga. Esta concentración crítica de fragilización se ha determinado igual a aproximadamente $0,4\%$ at de hidrógeno en el metal.

Una corrección efectuada en las probetas sometidas a tracción, que toma en cuenta la reducción de la sección inicial, por rotura de la capa frágil, muestra que la resistencia del material a la tracción no se modifica por in

corporación de hidrógeno en solución a concentraciones inferiores a la crítica de fragilización.

Un análisis de las curvas de tracción a partir de la ecuación empírica $\sigma = K (\epsilon + \epsilon_0)^n$, para el material traccionado sin hidrógeno, muestran que para el material hidrogenado, las curvas de tracción pueden ser representadas por la ecuación $\sigma = \sigma_H + K (\epsilon + \epsilon_0 - \epsilon_H)^n$, donde σ_H y ϵ_H dependen de la concentración de hidrógeno en el metal.

σ_H es interpretado como el incremento en la tensión de deformación debido a las interacciones elásticas del hidrógeno con las dislocaciones; mientras que ϵ_H , asociado al incremento de la tasa de endurecimiento $d\sigma/d\epsilon$ observada, es atribuido al hidrógeno segregada en trampas.

4.24 INFLUENCIA DEL HIDROGENO EN LA DEFORMACION PLASTICA Y FRACTURA DE UN ACERO INOXIDABLE FERRITICO.

E. Blanco*, C. Andreone

*FCEN, UBA

El estudio se realizó en base a ensayos de tracción efectuados a temperatura ambiente en un acero inoxidable ferrítico 430. El hidrógeno fue introducido mediante carga catódica en electrolito de SO_4H_2 1N con el agregado de 5mg/l de AS_2O_5 como promotor. La corriente de carga fue fijada en 20mA/cm^2 , variando el tiempo de carga de 0 a 900 minutos.

El análisis realizado sobre las curvas racionales de tracción, correspondientes a probetas cargadas con distintas concentraciones de Hidrógeno lleva a modificar la ecuación empírica de Hollomon con la introducción de dos nuevos parámetros macroscópicos σ_H y ϵ_H :

$$\sigma = \sigma_H + K (\epsilon + \epsilon_0 + \epsilon_H)^n$$

El primer parámetro σ_H , tiene en cuenta el cambio en las fuerzas de fric-

ción causado por el Hidrógeno en solución sólida mientras que el segundo refleja la segregación de Hidrógeno en trampas débiles (como ser dislocaciones). La variación positiva de dichos parámetros conduce a un incremento en el límite elástico σ_0 . El parámetro σ_H alcanza su valor máximo para tiempos de hidruración relativamente cortos, del orden de 60 minutos, indicando una saturación de Hidrógeno en solución sólida; mientras que ϵ_H se manifiesta luego de haber transcurrido un tiempo de carga superior a los 30 minutos, creciendo hasta alcanzar su valor máximo a los 120 minutos. Este comportamiento indicaría que recién cuando el Hidrógeno en solución sólida comienza a saturarse se inicia su segregación en las trampas débiles.

ϵ_H y σ_H maximizan sus efectos para un tiempo de hidruración de aproximadamente 100 minutos coincidente con el tiempo para el cual σ_0 alcanza su máximo y la pérdida de ductilidad llega a estabilizarse. Esto muestra que la acción fragilizante del Hidrógeno alcanza un máximo al completarse la saturación de la solución sólida y de las trampas creadas por las dislocaciones (trampas débiles). Las trampas profundas (inclusiones, precipitados de segunda fase, bordes de grano, etc.) influyen apreciablemente en la ductilidad sólo para tiempos de carga catódica superiores a los 600 minutos. En ese caso, el Hidrógeno segregado en ellas provoca decohesión con la matriz y genera cavidades. Sin embargo el descenso de σ_H y ϵ_H para tiempos superiores a 80 y 380 minutos respectivamente, indica que las trampas profundas están activas desde tiempos de hidruración inferiores a los 600 minutos (y probablemente desde el comienzo de la carga catódica). Las discontinuidades así formadas, capaces de alojar volúmenes de hidrógeno molecular a elevada presión, embocan la concentración de hidrógeno en la matriz y en las trampas débiles.

Conforme a la interpretación anterior, el comportamiento de pérdida de ductilidad con el tiempo de carga puede explicarse como sigue: para bajos tiempos de carga catódica, el hidrógeno incorporado en solución sólida y en trampas débiles, es transportado por las dislocaciones durante la deformación plástica, a zonas de concentración de esfuerzos provocando así un rápido descenso de la ductilidad. Cuando el tiempo de carga catódica alcanza un valor aproximadamente igual a 100 minutos, tanto el Hidrógeno en solución sólida como el que se encuentra en trampas débiles llegan a saturación: la pér-

dida de ductilidad observada adquieren un valor constante de un 48% respecto al material sin hidrógeno.

A medida que se incrementa el tiempo de hidruración, el Hidrógeno proveniente de la carga catódica segrega en distintas trampas de la estructura cristalina, sin modificar significativamente la ductilidad. Para tiempos de hidruración superiores a los 600 minutos, la pérdida de ductilidad se incrementa por la elevada concentración de Hidrógeno generada en las trampas profundas. Ello provoca la nucleación de fisuras en las mismas y su propagación por la acción combinada de las altas presiones del Hidrógeno molecular segregado y el descenso de la energía superficial de labios de fisuras.

La resistencia a la tracción desciende muy poco con el tiempo de carga catódica. Su variación es lineal y alcanza una reducción de 8,3% para un tiempo de carga de 900 minutos.

5. SOLIDIFICACION, FUNDICION Y SOLDADURA

5.1. FUNDICION DE ANODOS DE ZINC.

R.A. Morando y H. Rafaeli.

El objetivo del trabajo es determinar las condiciones que permitan obtener ánodos para protección catódica que cumplan con las normas establecidas.

El ánodo que está constituido por una pieza de zinc con un alma de hierro, debe cumplir con dos requisitos básicos: pureza del zinc ($\text{Fe} < 14 \text{ ppm}$) y buena adherencia del alma de hierro con el zinc ($> 30\%$).

Las etapas a desarrollar en este estudio son:

- Fundición del zinc.
- Galvanizado del alma de hierro.
- Colado del zinc sobre el alma de hierro.

Hasta el presente fueron cumplidas las dos primeras etapas.

- Fundición del zinc:

Fueron realizados ensayos de fusión y colada de Zn para determinar el grado de contaminación con hierro durante el proceso. Se utilizaron crisoles comerciales y se realizaron coladas en moldes de grafito y hierro.

Los análisis químicos indicaron que no hubo variación en el contenido de hierro con respecto al material original.

- Galvanizado del alma de hierro:

El método utilizado fue el de inmersión del alma de hierro en zinc fundido.

Se realizaron ensayos variando la temperatura del Zn fundido y el tiempo de permanencia en el baño líquido; determinando que las mejores condiciones para obtener un galvanizado adecuado son: temperatura del Zn 450°C y tiempo de permanencia 5 seg.

5.2. OBTENCION DE NUCLEOS CON ALTA CONCENTRACION DE U PARA COMBUSTIBLES NUCLEARES TIPO PLACA.

R.A. Morando, H. Raffaeli y D.E. Balzaretto.

Debido a las restricciones impuestas por los países proveedores de U de alto enriquecimiento, fue necesario desarrollar elementos combustibles con U enriquecido al 20% de U^{235} .

Esta modificación, obliga a aumentar considerablemente la densidad de uranio total en el núcleo del combustible para mantener similar reactividad en el reactor. Fue necesario entonces desarrollar una nueva tecnología de fabricación.

La técnica empleada fue la de pulvimetalurgia y las etapas que se estudiaron fueron:

- Obtención de los compuestos.
- Fabricación del polvo.
- Preparación de la dispersión.
- Preparación de los compactos.

Se emplearon aleaciones U-Si y U-Al trabajando con los compuestos intermetálicos UAl_3 ; UAl_2 y U_3Si los que fueron obtenidos por fusión en horno de inducción con atmósfera de argón de 0,537 Bar. Se utilizó crisol de alúmina y se coló entre 1650 y 1680 °C en molde de grafito.

El pulverizado de las aleaciones fue realizado por trituradoras de corte, obteniendo en una primera etapa virutas que luego se procesaban en una trituradora de cuchilla rotativa hasta obtener la granulometría deseada.

La dispersión de la fase portadora de U se efectuó por mezcla de polvos de UAl_x y USi en polvo de aluminio. El mezclado fue realizado en tambor rotatorio a 35 rpm durante 2 horas.

Los compactos se fabricaron por prensado de las mezclas y se ensayaron diferentes granulometrías y presiones de compactado con el objeto de determinar las condiciones de mayor densidad.

Se fijó una granulometría de: 25% de malla -325 y el resto entre -120 y

- 325. La presión de compactado se fijó en 400 MPa.

Las concentraciones que se obtuvieron fueron:

UAl_3 2450 Kg. U/m³

UAl_2 3090 Kg. U/m³

U_3Si 6100 Kg. U/m³

Los compactos fueron colaminados en el Dto. de Comb. Nucleares utilizando la técnica de marcos y tapas obteniendo buenos resultados desde el punto de vista de fabricación.

Las placas fueron irradiadas en OAK RIDGE. Las de UAl_3 llegaron al final del ensayo con un quemado de 87% sin inconvenientes y las de UAl_2 y U_3Si que aún se encuentran en irradiación están con un quemado de alrededor del 60% sin presentar problemas.

5.3. RESOLUCION NUMERICA DE UN PROBLEMA DE STEFAN UNIDIMENSIONAL:

SOLIDIFICACION DE METALES PUROS EN MOLDES REFRIGERADOS.

E.A. Moyano, E.E. Vicente y D.E. Balzarette

Resolver un problema de Stefan (1) (también llamado de borde móvil), consiste en hallar la solución de una ecuación diferencial de tipo parabólica, en un dominio variable, dependiente de la solución incógnita. Las transformaciones de fase controladas por difusión (de calor o de soluto), constituyen una clase muy amplia de problemas de borde móvil.

En el presente trabajo se estudia la evolución temporal del perfil de temperaturas $T(x,t)$ y la cinética de la interfase sólido-líquido $X(t)$ durante la solidificación unidireccional de un metal puro inicialmente a la temperatura de fusión (sin sobrecalentamiento), en contacto con un sumidero perfecto de calor (molde refrigerado) y con una resistencia térmica en la interfase metal-molde (pintura, "gap" de aire). Se resuelve en forma adimensionalizada la ecuación de conducción del calor:

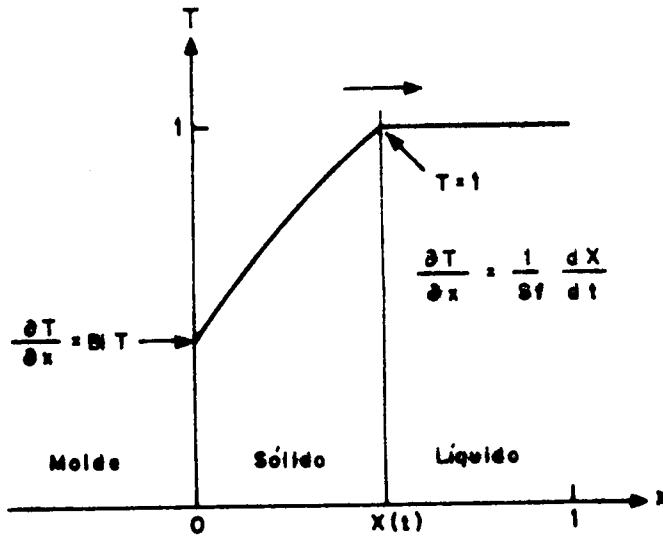


Fig. 5.3.1

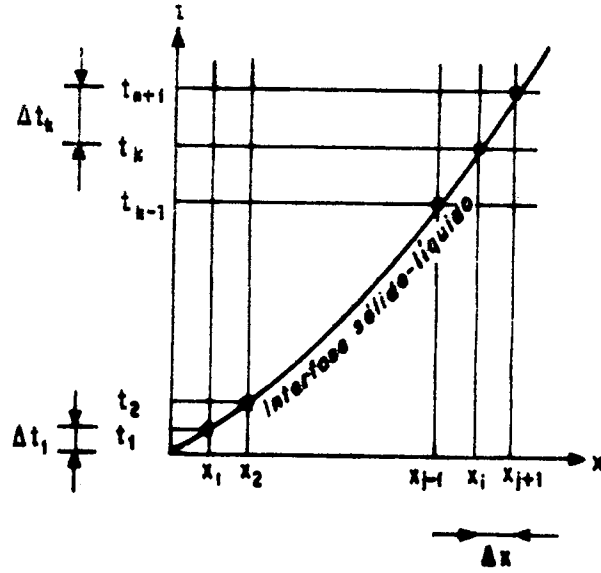


Fig. 5.3.2

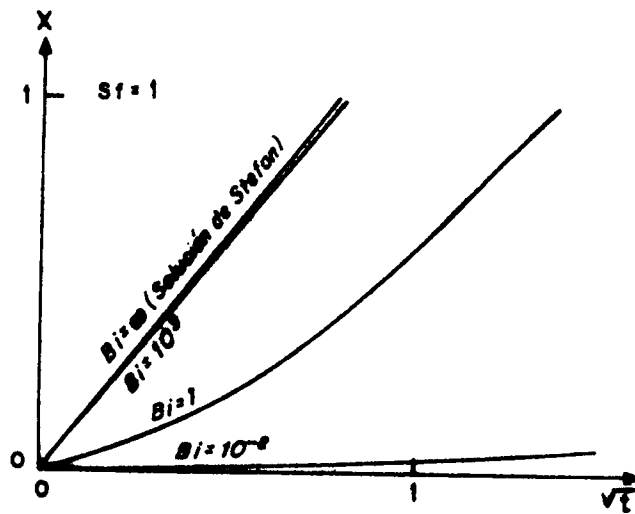


Fig. 5.3.3

fundente y diseño de junta sobre las propiedades mecánicas. En la presente etapa se analizaron los elementos de estructura obtenidos en depósitos efectuados con consumibles comerciales, variando los contenidos de Mn, Mo, así como adicionando Ni al aporte; se empleó en todos los casos un fundente básico. Se efectuaron ensayos de tracción e impacto (1,2),

Los elementos de estructura considerados fueron:

- Zona columnar: contenido de los distintos tipos de microestructura producto de la transformación $\gamma \rightarrow \alpha$. En la clasificación y cuantificación de estructuras se siguió la metodología adoptada por el Instituto Internacional de Soldadura(3).
- Zona equiaxial: Porcentaje, tamaño de grano equiaxial.
- Tamaño de grano primario.
- Contenido inclusionario.

De los resultados obtenidos hasta el presente, surge claramente el efecto beneficioso del níquel sobre las propiedades de impacto; a diferencia de los otros solutos sustitucionales el níquel aumenta la resistencia y al mismo tiempo incrementa la energía absorbida en el rango frágil. Esta diferencia en las propiedades de impacto no puede explicarse considerando sólo los elementos de estructura habitualmente usados a tal fin (contenido de ferrita acicular, ferrita en borde de grano y ferrita con M-A-C alineada) pues en los cordones analizados son equivalentes.

De los resultados obtenidos hasta el presente se concluye que es necesario considerar el efecto simultáneo de factores composicionales sobre las propiedades mecánicas, así como incrementar el número de elementos de estructura considerados.

Por lo anterior se propone una ecuación que correlacione en forma simultánea factores microestructurales y composicionales con las propiedades mecánicas del tipo:

$$\sigma_p = \{a + \sum b_i X_i + \sum c_i Y_i + \sum d_{ij} X_i Y_j + e d_{AF}^{-1/2} + \sum P_i R_i\} \alpha_{CZ}^n + \\ + \{a'_o + \sum b'_i X_i + \sum c'_i Y_i + e' d_{EF}^{-1/2} + f' (FC)\} (1 - \alpha_{CZ}^n) + I^m$$

$$\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} = \frac{\partial T}{\partial t} \quad \text{en } 0 \leq x \leq X(t) \quad \text{y } t > 0$$

con las condiciones de borde dadas en la figura 5.3.1 y condición inicial $X(0)=0$.

No existe solución analítica a este problema no lineal, excepto en dos casos particulares (1):

- a) $X(t)=2\sqrt{t}$, para $Bi=\infty$ (solución de Stefan)
- b) $X(t)=SfBi t$, para $SfBi \ll 1$ (solución de Flemings)

La no linealidad obliga a resolverlo mediante un método iterativo. Se empleó el método de diferencias finitas (2) con un esquema implícito de paso espacial fijo y paso temporal variable (3) (Fig. 5.3.2). Los cálculos, efectuados en una computadora IBM 370, tuvieron como objetivo el estudio de la influencia de los parámetros adimensionales de Biot y de Stefan, en el rango de interés práctico ($10^{-3} \leq Bi \leq 10^3$, $1 \leq Sf \leq 10$ y $0 \leq X \leq 1$).

Los resultados preliminares obtenidos (Fig. 5.3.3), muestran que el avance de la interfase sólido-líquido se aproxima satisfactoriamente hacia los casos particulares mencionados.

1. H.S. Carslaw y J.C. Jaeger: "Conduction of heat in solids", 2nd ed., Oxford Univ. Press, London, 1959.
2. A. Caracino, G. Marshall y E.A. Moyano: CNEA-NT 22/81, (1981)
3. R.S. Gupta y D. Kumar: Comput. Meths. Appl. Mech. Eng., 23, (1980), 101-109.

5.4. SIMULACION COMPUTACIONAL DEL CAMPO ELECTROMAGNETICO Y DE LA GENERACION DE CALOR EN LA REFUSION DE METALES POR ELECTROESCORIA .

G. Sánchez Sarmiento* y E.E. Vicente

* ENACE S.A.

La simulación computacional es una herramienta de gran utilidad para el estudio de los fenómenos de transporte en diversos procesos metalúrgicos. En

este trabajo (1) se presenta un modelo computacional para el cálculo del campo electromagnético y de generación de calor por efecto Joule en la escoria durante la refusión de metales por electroescoria. Las principales hipótesis son: la escoria electroconductora se comporta como un fluido iónico con número de Reynolds magnético mucho menor que uno, lo cual implica que el campo electromagnético es independiente del campo de velocidades. La conductividad eléctrica de la escoria es constante y conocida, lo que permite que el campo electromagnético sea independiente del campo de temperaturas. La geometría del sistema, particularmente la interfaz electrodo-escoria, es conocida y dada "a priori". Estas hipótesis permiten desacoplar las ecuaciones de Maxwell de las ecuaciones de Navier-Stokes y de la ecuación de difusión del calor. Por último, se supone que el horno opera en régimen estacionario con corriente continua, lo cual posibilita derivar el campo electromagnético de un potencial escalar eléctrico Φ . Se resuelve la ecuación de Laplace en coordenadas cilíndricas axisimétricas con condiciones de borde dadas en la figura 5.4.1, empleando la técnica de elementos finitos. A partir del potencial eléctrico Figura 5.4.2, se obtiene luego el campo eléctrico, la densidad de corriente, la producción de calor (o densidad de potencia). Figura 5.4.3., la intensidad del campo magnético Figura 5.4.4., la fuerza de Lorentz, el rotor de la fuerza de Lorentz (contribución electromagnética a la vorticidad de la escoria) (Fig. 5.4.5.), resistencia eléctrica, corriente y potencia totales.

El modelo fue confrontado con algunas mediciones (2) obtenidas en un horno de laboratorio y con otro modelo computacional (3) que emplea la técnica de diferencias finitas y aplicado al mismo experimento, obteniéndose satisfactorio acuerdo (tabla I).

Por último, el modelo ha sido utilizado para presentar varios gráficos que muestran la dependencia de los grupos adimensionales característicos para diferentes configuraciones geométricas del sistema que dan información general valiosa. Los principales resultados de este estudio son: a) Los parámetros que más influyen en la resistencia eléctrica son la distancia electrodo-pileta y la relación de secciones electrodo- molde (Fig. 5.4.6). La inmersión del electrodo en la escoria y la formación de una "piel" de escoria sólida (aislante) alrededor del electrodo sólo es importante para bajas relaciones de

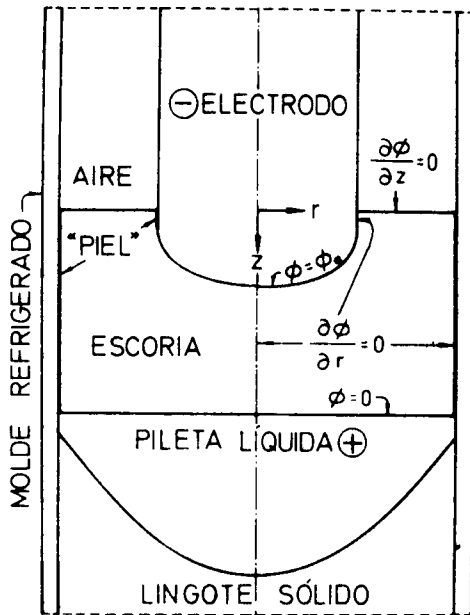


Fig. 5.4.1

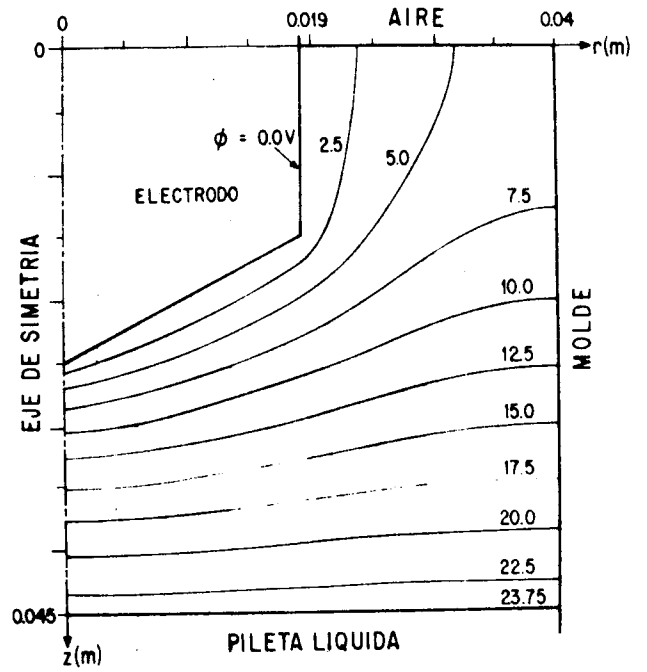


Fig. 5.4.2

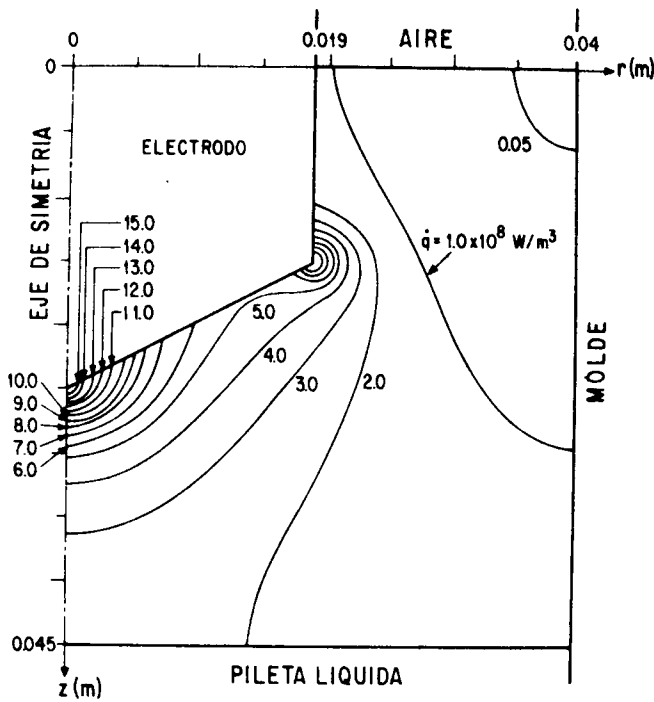


Fig. 5.4.3

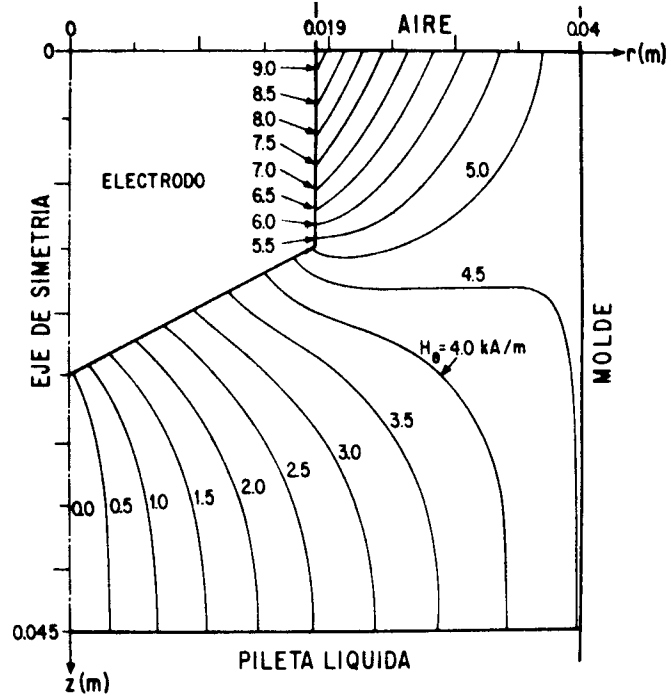


Fig. 5.4.4

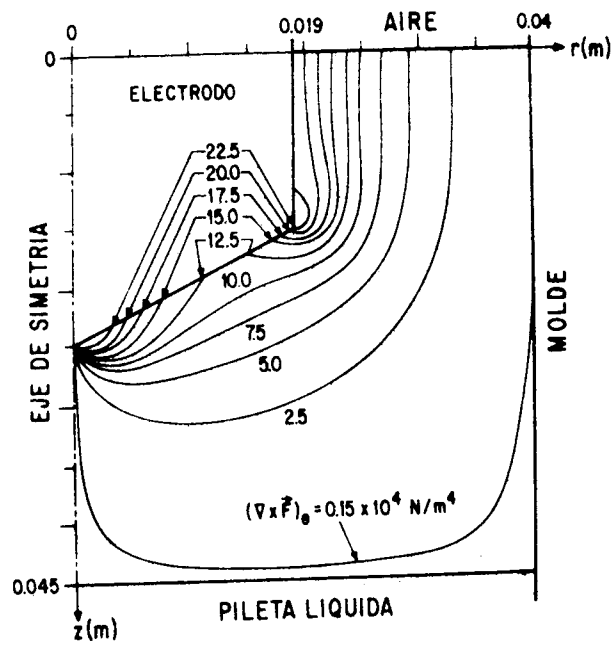


Fig. 5.4.5

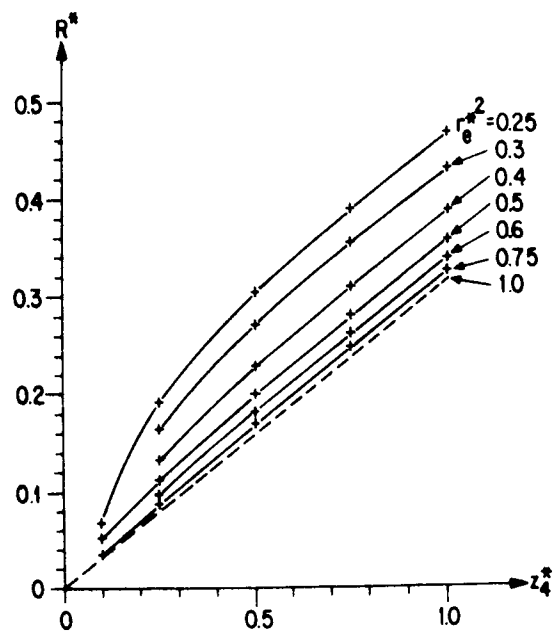


Fig. 5.4.6

secciones-electrodo-molde. b) La mayor parte de la generación de calor tiene lugar en la inmediata vecindad del electrodo, particularmente en las puntas y aristas filosas. c) Se observan fuertes no-linealidades en la resistencia electrolítica de la escoria para electrodos de baja sección operando próximos a la superficie libre de la escoria.

1. G. Sánchez Sarmiento y E.E. Vicente: Publicación del Programa Multinacional de Tecnología de Materiales OEA-CNEA, 1983. (en prensa).
2. A. Mitchell y S. Joshi: Metall. Trans., 1973, Vol. 4, pp.631-642.
3. A.H. Dilawari y J. Sxekely: Ironmaking and Steelmaking, 1977, Vol. 5 pp. 308-312.

TABLA I

Intensidad de corriente medida (2):	1150	A
" " calculada (3):	1132	A
" " " (1):	1134	A

5.5. ANALISIS DE LOS ELEMENTOS DE ESTRUCTURA PRESENTES EN METAL DE SOLDADURA DEPOSITADO POR EL PROCESO DE ARCO SUMERGIDO; EFECTO SOBRE LAS PROPIEDADES MECANICAS.

T.E. Pérez y M. Solari*

* CNEA - Dpto. INEND

El conocimiento de la relación entre variables operativas estructura-propiedades mecánicas resulta una herramienta indispensable en el desarrollo de la formulación de consumibles de soldadura. El objeto de la presente línea de trabajo es analizar la influencia de las variables operativas del proceso de arco sumergido sobre las propiedades mecánicas del metal de soldadura a través de los cambios producidos en los elementos de estructura. En trabajos anteriores se estudió el efecto del calor aportado, índice de basicidad del

Siendo:

X_i = porcentaje de solutos intersticiales.

Y_i = porcentaje de solutos sustitucionales.

d_{AF} = tamaño de grano de la ferrita acicular (AF).

R = porcentaje de elementos de estructura distinto de AF.
(AC - GF - PF - FC).

α_{cz} = porcentaje de zona columnar.

d_{EF} = tamaño de grano equiaxial.

I = fracción en volumen de inclusiones no metálicas.

Los coeficientes de esta ecuación serán obtenidos por análisis regresional en base a datos de ensayos a realizar en la siguiente etapa del trabajo.

En el planteo de este tipo de ecuaciones para distintas propiedades mecánicas de interés (resistencia a la tracción, ductilidad, resistencia al impacto), la información aportada por la metalurgia física resulta imprescindible para determinar cuales serán los elementos de estructura a considerar en cada caso.

Con la finalidad de tratar de dilucidar los mecanismos que permitan explicar el comportamiento del níquel, no aclarado en la literatura, se encara el estudio a nivel de microscopía óptica y electrónica de metal de soldadura con distinto contenido de dicho aleante.

1. Solari M., Pérez T., Esperón J. : 4th International Conference on Welding in Nuclear Engineering, organizado por la German Welding Society, Aache noviembre 1982.
2. Solari M., Pérez T., IV Congreso Argentino de Soldadura Bs.As., noviembre 1982.
3. Abson D., Dolby R: IIW doc IX 5-29-80.

5.6. INFLUENCIA DEL CONTENIDO DE FERRITA δ EN EL METAL DE SOLDADURA SOBRE LA SUSCEPTIBILIDAD A LA FRAGILIZACION POR HIDROGENO.

T.E. Pérez, A. Funes* J. Ovejero García*

* CNEA Agua Pesada.

A pesar del extenso uso de estructuras soldadas de aceros austeníticos en medios hidrogenados, existen muchos aspectos de la "performance" de dichas uniones aún no clarificados; así por ejemplo el rol de la ferrita delta aún no está aclarado en la literatura (1,2,3).

En el presente trabajo se analiza el efecto del contenido de ferrita delta en la susceptibilidad a la fragilización por hidrógeno del metal de soldadura, empleando ensayo de plegado.

Se efectuaron cordones sobre chapa, mediante electrodo manual. Los electrodos seleccionados fueron del tipo E310, E308L y E312, con la finalidad de obtener distintos contenidos de fase δ . La medición de ferrita se realizó empleando el método magnético. De los distintos cordones se maquinaron probetas de plegado de 20x50x2,2mm, las cuales, luego de pulidas hasta papel 400 fueron sometidas a carga catódica. Pares de probetas extraídas de cada cordón se ensayaron empleando densidades de corriente de 1,5 y 20 mA/cm².

Las probetas cargadas con menor densidad de corriente fueron levemente deformadas por plegado y luego se observaron los lugares de nucleación de microfisuras empleando microscopía electrónica de barrido.

En el caso de las probetas cargadas con 20 mA/cm², se las sometió a un ensayo de plegado con radio de curvatura 6,25mm. El nivel de fisuración inducida por el hidrógeno se evaluó por conteo de 1500 puntos en micrografías obtenidas a 200 aumentos, evaluando el porcentaje de zona fisurada.

Las probetas soldadas con E 310 presentaban una estructura completamente austenítica, con algo de fase delta en las proximidades de la línea de fusión (número ferrítico FN=0,10-0,15). En este caso las microfisuras nucleaban en el borde de grano austenítico, pero se producían en la interfase δ/γ en la zona con presencia de ferrita.

En las probetas soldadas con E 308 y E 312 los valores medios de número ferrítico fueron 5 y 15 respectivamente; en ambos casos los sitios preferenciales de nucleación de fisuras fueron las interfases δ/γ .

En el caso de estructura duplex, las diferencias de difusividad (D) y solubilidad (S) entre ambas fases causa la segregación de hidrógeno a la interfase, siendo por ende los sitios preferenciales para la nucleación de microfisuras. En la estructura totalmente austenítica son los bordes de grano γ los sitios diferenciales de difusión.

Los porcentajes medios de fisuración en las probetas cargadas con 20mA/cm^2 fueron

FN	% fisuración
0,10-0,15	7,4
5	30
15	29

Estos resultados muestran que aumentar el contenido de ferrita de 0 a 5% implica un marcado incremento de la susceptibilidad; no pudiendo detectarse diferencias entre 5 y 15%, con el ensayo utilizado; por el cual se considera necesario la utilización de otro tipo de ensayo mecánico.

1. "Hydrogen induced ductility losses in austenitic stainless steel weld".

Brooks J.A., West A.J.; Metall. Trans. A, 12A (1981), 213-223.

2. "Cracking due to hydrogen in weldments of a pressure vessel for hydrogen service" Second International Congress on Hydrogen in metals, 3 (1977).

3. Hydrogen transport by deformation and hydrogen embrittlement in selected stainless steels". Chene J. Aucouturier M Third International Conference on Effect of Hydrogen on Behaviour of Materials, Jackson Lake Lodge, Wyoming (1980).

5.7. DESARROLLO DEL PROCESO DE SOLDADURA POR RESISTENCIA ELECTRICA DE TAPONES A TUBOS.

D. Balzaretti*, R. Martínez**, J. Valesi** E. Carella**, H. Tamanini***.

* Dpto. Materiales.

** Proyecto SUCOEM.

*** INVAP S.E.

Se describe el análisis, desarrollo y puesta a punto del proceso de soldadura por resistencia eléctrica, aplicado al sellado de barras combustibles y el desarrollo simultáneo del equipamiento requerido.

Las primeras experiencias de soldadura de tapones por resistencia eléctrica se efectuaron adaptando una antigua máquina trifásica de 75KVA, para lo cual se modificó el cabezal transformándolo en "baja inercia" mediante un seguidor mecánico. Se utilizaron corrientes de 560 A/mm^2 , dos ciclos, uno de presoldadura y otro de soldadura, y, aceleraciones de 300 m/s^2 . Se obtuvieron soldaduras con buenas propiedades y deformación plástica adecuada.

De las experiencias obtenidas se diseñó una máquina prototipo con cabezal de baja inercia por accionamiento electro-magnético independiente del circuito de soldadura. El control electrónico se desarrolló para trabajar con tiempos de soldadura de un ciclo y con regulación independiente de energía para cada semi-ciclo. Con esta máquina se obtuvieron excelentes soldaduras tanto en propiedades mecánicas como metalúrgicas utilizando tiempos de soldadura de un ciclo desbalanceado, corrientes de 750 A/mm^2 y aceleraciones superiores a 700 m/s^2 .

A partir de la puesta a punto de esta máquina prototipo se diseñó y se construyó una máquina automática para producción con dos estaciones de soldadura; con alimentador de vainas de 0,50 m de longitud de tipo circular (carrousel). Esta máquina efectúa el ciclo completo de alimentación de vainas cargadas con la columna activa y de los tapones en una cámara estanca donde se evacúa hasta $1,0 \times 10^{-4}$ bar y luego se llena con He. Esta máquina efectúa una soldadura cada 10 segundos, suficiente para efectuar los Combustibles Nucleares para la Central Embalse Río II (Candú 600 MWe).

6. TEORIA DE COMPORTAMIENTO DE MATERIALES

6.1. CALCULO DE CONFIGURACIONES DE PUNTOS DE ENSILLADURA DE DEFECTOS DE LA RED CRISTALINA.

E.J. Savino y A.M. Monti

El estudio de la dinámica de defectos de la estructura cristalina requiere el conocimiento de configuraciones atómicas correspondientes a puntos de ensilladura, y la evaluación de magnitudes físicas (tales como energías, entropías, factores isotópicos, frecuencias de salto) asociadas a dichas configuraciones.

A tal fin se ha desarrollado en el presente trabajo un método numérico que localiza y calcula configuraciones de puntos de ensilladura en el espacio 3N dimensional de las coordenadas atómicas, utilizando para ello un potencial interatómico adecuado. En dichas configuraciones, las fuerzas sobre cada átomo de la red son nulas y la matriz de constantes de fuerzas tiene 3N-1 autovalores positivos y uno negativo; el autovector correspondiente a este autovalor

es la coordenada de reacción. El método numérico desarrollado encuentra la coordenada de reacción y minimiza autoconsistentemente la energía del sistema en un hiperplano de dimensión 3N-1 normal a dicha coordenada. Se utiliza el método de gradientes conjugados bajo ciertas restricciones impuestas.

El método es usado para obtener las energías de migración de vacancias y divacancias en una red h.c.p.; el correspondiente factor ΔK (1) (que cuantifica la energía cinética concentrada en el átomo que salta en el proceso de migración); la frecuencia inestable asociada al salto y la coordenada de reacción. La figura 6.1.1 muestra rota-

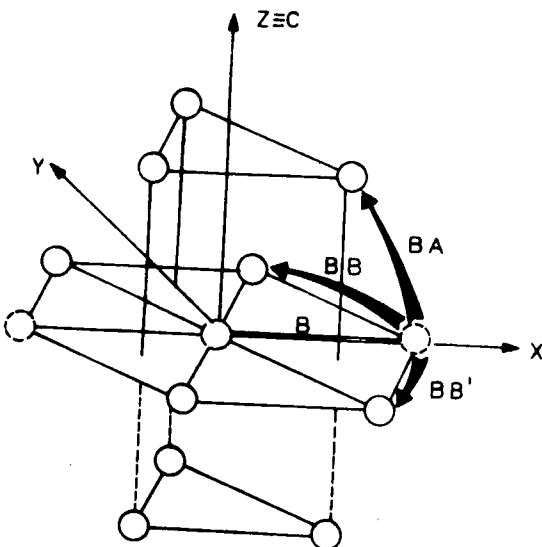


Fig. 6.1.1

La figura 6.1.1 muestra rota-

ciones posibles de la divacancia basal B. Las energías asociadas calculadas con el presente método se indican en la tabla como $\Delta H^{(1)}$, y como $\Delta H^{(2)}$ las calculadas utilizando un método aproximado propuesto en la literatura (2) que no considera el carácter colectivo del proceso de migración. Se incluyen valores del ΔK calculado con el presente método.

Tipo de rotación	(1)	(2)	ΔK
	ΔH (ev)	ΔH (eV)	
BB'	.61	.85	.78
BB	.45	.86	.80

Se observa que el presente método predice valores de energías de migración 50% menores que el método aproximado y favorece al salto de tipo BB. La diferencia tan marcada en energías (debida a las diferencias en configuraciones) entre los saltos BB' y BB ha sido omitida en la literatura (3) y aparentemente no es revelada por cálculos a menos que el método utilizado halle la coordenada de reacción correcta.

1. A.M. Montí y E.J. Savino, Phys. Rev. B 23, 6494 (1981).
2. A. Fastenau, L.M. Caspers, A. Van Veen, Delft. Progr. Rep. Series A: Chem. and Phys; Chem. and Phys. Eng. 1, 65 (1974).
3. H. Mehrer, A. Seeger y E. Steiner, Phys. Stat. Sol. (b), 73, 131 (1976).

6.2. ANALISIS CUANTITATIVO DE TEXTURAS DE TUBOS DE ZIRCALOY.

A.A. Pochettino y J.D. Hermida.

El análisis de la Función Distribución de Orientaciones Cristalinas (F.D.O.C.) permite poner de manifiesto el peso y la dispersión de las diferentes componentes de textura cristalográfica que presenta un material policristalino. Este análisis, aplicado a diferentes etapas de producción de tubos de Zircaloy, no solo sirve para controlar la evolución de las diferentes componentes de textura que presentan los tubos, sino que también brinda in-

formación sobre los mecanismos de deformación plástica actuantes y su correlación con las propiedades finales obtenidas.

Se ha puesto a punto el cálculo de la F.D.O.C. para estructuras hexagonales. Dicha función es calculada utilizando desarrollos en serie en armónicos esféricos generalizados, cuyos coeficientes son determinados a partir de resultados experimentales: figuras de polos obtenidas por difracción de Rayos X según el método de reflexión-transmisión. Los resultados obtenidos en vainas de tipo Candú (1) muestran que la componente $(\bar{2}115)\langle 0\bar{1}10 \rangle$ es la más importante, siguiéndole en orden decreciente las componentes: $(\bar{3}128)\langle 1\bar{5}40 \rangle$, $(\bar{1}013)\langle 1\bar{2}10 \rangle$, $(\bar{2}114)\langle 0\bar{1}10 \rangle$, $(0001)\langle 0\bar{1}10 \rangle$ y $(0001)\langle 1\bar{2}10 \rangle$.

1. J.D. Hermida y A.A. Pochettino, "Utilidad de la Función Distribución de Orientaciones Cristalinas en el análisis de la textura cristalográfica", CNEA-NT 19/82.

6.3. CRECIMIENTO Y CREEP BAJO IRRADIACIÓN DE Zr. ANALISIS DE SU DEPENDENCIA CON LA TEXTURA.

N. Smetniansky de De Grande, A.A. Pochettino y E.J. Savino.

El análisis de la Función Distribución de Orientaciones Cristalinas permite conocer, para una muestra dada, las diferentes componentes de la textura, como así también el peso y la dispersión de las mismas. Considerando sólo las componentes de mayor peso, se genera una distribución discreta de orientaciones cristalinas que simulan la textura de vainas combustibles y tubos de presión de Zircaloy. Esta representación se aplica al cálculo de crecimiento y creep bajo irradiación. Se considera una distribución de orientaciones para la cual se toman los ejes $\bar{c}$ sobre el plano radial - tangencial, textura tipo (A), y otra, más realista, con una fracción de éstos fuera de dicho plano, textura tipo (B). De los resultados se concluye que:

Una representación de la textura más realista, textura tipo (B), baja la velocidad de crecimiento con respecto al caso en que se consideran todos los ejes $\bar{c}$ sobre el plano radial-tangencial, textura tipo (A).

Finalmente, la conclusión más importante de este trabajo es que, aceptando la validez del modelo de crecimiento bajo irradiación por atracción preferencial de intersticiales por dislocaciones, se hace evidente, tanto en las vainas combustibles como en los tubos de presión, un incremento del crecimiento en la dirección axial con la dosis de irradiación. Este modelo predice para un tubo de presión con textura tipo (B), un incremento de dos veces y medio en la velocidad de crecimiento axial al cabo de 15 años de irradiación.

6.4. MODELOS BASICOS DE CREEP Y CRECIMIENTO BAJO IRRADIACION EN SIMULACION DE BARRAS COMBUSTIBLES.

S. Harriague, E.J. Savino, N.S. de De Grande y C.A. Baigorria.

El creep y plasticidad de la vaina son en muchos casos determinantes del comportamiento de una barra combustible. Por lo general se utilizan en los códigos de simulación ecuaciones constitutivas para creep provenientes de un ajuste de datos experimentales; dichas correlaciones no toman en cuenta parámetros fundamentales, como microestructura y textura.

Basándose en el trabajo de algunos autores (1), en la simulación de combustibles y en modelos de creep y crecimiento bajo irradiación de Zircaloy (2), se busca en este trabajo incluir en el código BACO modelos de plasticidad, creep y crecimiento basados en la deformación de cada grano y describiendo el comportamiento del policristal dentro de las hipótesis de Taylor. Esto debe ser logrado con un modelo que lleve a tiempos de cálculo razonables.

Se ha incluido en el código BACO de simulación de barras combustibles un modelo de comportamiento mecánico de la barra de Zircaloy que, usando la hipótesis de Taylor de velocidad de deformación uniforme en el policristal, incluye:

a) Expansión térmica anisótropa partiendo de los coeficientes de expansión

térmica del monocristal.

- b) Elasticidad anisótropa a partir de las constantes elásticas del monocristal.
- c) Crecimiento bajo irradiación usando el modelo de Pedraza - Savino - Pedraza.
- d) Creep bajo irradiación por S.I.P.A. y por trepado de dislocaciones, siguiendo el modelo de Savino y Laciana (2).

Se simuló la irradiación de una barra combustible tipo Atucha-I, resultados que serán presentados en este año (3) y que se muestran en las Figs. 6.4.1. y 6.4.2.

En la Fig. 6.4.1 se muestra la velocidad de deformación de la probeta (línea llena) y de los cristales en una de las orientaciones (la 3 del diagrama, línea de rayas) en función del tiempo. Se muestra también las orientaciones de grano en un diagrama polar, con las densidades respectivas.

En la Fig. 6.4.2 se muestran las tensiones medias en la vaina (líneas llenas), y las tensiones intergranulares sobre la orientación 3 (línea rayada). σ_a , σ_b son tensiones en el plano basal (a coincide con la dirección axial del tubo), y σ_c la normal al plano basal.

Como conclusión, se prueba con este trabajo la posibilidad de incluir modelos básicos de comportamiento de materiales a un esquema de cálculo que reproduce las condiciones reales de operación.

1. S. Harriague, G. Coroli, E.J. Savino, Nucl. Eng. and Design, 56, (1980)
2. E.J. Savino, C. Laciana, J. Nucl. Mater. 90, 89 (1980).
3. S. Harriague, E.J. Savino, C.A. Baigorria, N.S. de De Grande, Proceedings SMiRT-7, Chicago (Agosto 1983).

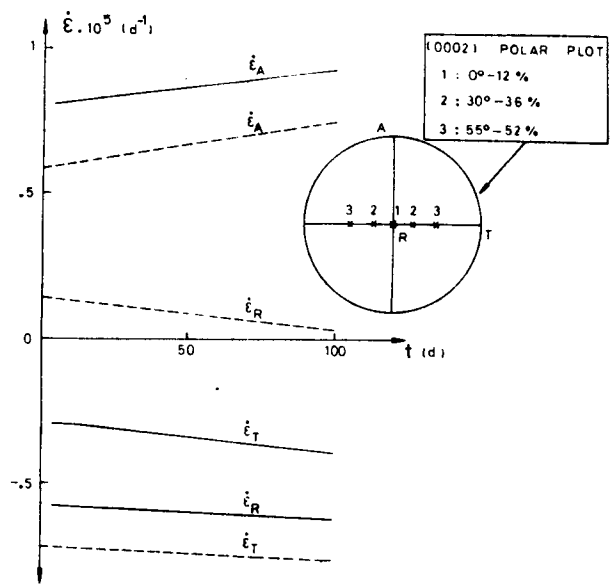


Figura 6.4.1.

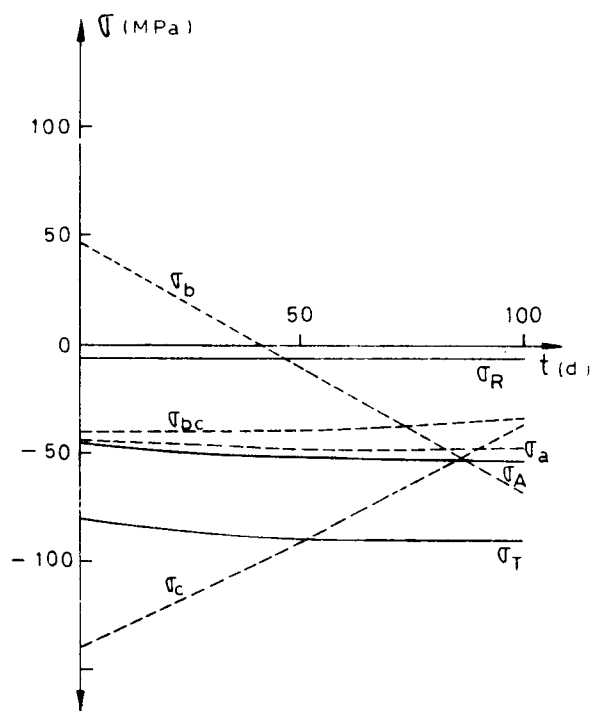


Figura 6.4.2.

6.5. COMPARACION PRELIMINAR ENTRE EL PROGRAMA NUMERICO TRANS Y SOLUCIONES ANALITICAS, EN LA SOLUCION DE UN PROBLEMA TERMICO EN UNA BARRA COMBUSTIBLE.

C. Baigorria.

Se efectúa un análisis y comparación de resultados emergentes del programa numérico TRANS y soluciones analíticas, de un problema térmico consistente en la determinación del perfil de temperaturas y la evolución temporal de las mismas en una barra de combustible nuclear sometida a un cambio brusco en la temperatura del refrigerante.

El programa TRANS resuelve una ecuación de tipo parabólico, no lineal con fuentes internas aplicada a la solución del problema térmico de una barra combustible. Se basa en una continuación de métodos implícitos de diferencias finitas e integrales, de lo que se obtiene una matriz de coeficientes que se resuelve por un sistema de recurrencia. Las condiciones de contorno a imponer al sistema pueden ser de tipo Dirichlet - Neuman o Newton, dependiendo del tipo de problema a tratar. A efectos de probar su potencialidad se han comparado sus resultados con soluciones analíticas correspondientes a un hipotético caso lineal, en el que las propiedades físicas son independientes de la temperatura.

El problema analizado consiste en una barra combustible con vaina, en condiciones normales de funcionamiento, es decir con una generación de potencia dada. En un determinado instante se produce una variación instantánea de la temperatura del refrigerante.

Se analiza cuales son los parámetros del sistema que influyen más notoriamente en la respuesta del mismo a la perturbación. Se encuentra que los mismos son la conductividad térmica, el calor específico de la vaina y el coeficiente de capa límite entre el refrigerante y ésta.

Asimismo como resultado adicional se ha probado la potencialidad del programa TRANS, ya que sus resultados son netamente similares a los valores de las soluciones analíticas.

Del análisis del problema se concluye que la eficiencia térmica del sis-

tema combustible-vaina, en lo que a su evolución frente a perturbaciones exteriores concierne, depende esencialmente de las propiedades térmicas de la vaina y de la característica del contacto vaina-refrigerante.

Asimismo se concluye que el programa TRANS, desarrollado por el autor para resolver casos no lineales, concuerda adecuadamente con soluciones analíticas de casos lineales.

6.6. ESTUDIO DE UN PROBLEMA DE TRANSPORTE TIPO STEFAN EN UN MATERIAL CON FUENTES INTERNAS DE CALOR.

C.A. Baigorria.

Se denomina problema de Stefan al fenómeno de transporte de calor en un sistema en el cual se produce internamente un cambio de fase de primer orden con absorción o emisión de calor. Tal fenómeno implica la existencia de una interfase móvil de separación de dos estados, en la que se produce la transición. La solución del problema consiste en determinar el movimiento de tal interfase como así también las distribuciones de temperatura en ambos estados del material. Según se trate de materiales con una definida temperatura de transición (sustancias simples) o materiales con un rango de temperatura de transición (aleaciones, mezclas, sustancias impuras) se tendrán una o dos interfases de separación respectivamente. En caso de tratarse de un fenómeno en el cual existe una distribución interna de fuentes de calor, el comportamiento descrito cambia debido a que éstas ocasionarán la aparición de zonas en las que el material se mantiene a la temperatura crítica durante un tiempo determinado sin experimentar una transición definida. El tiempo mencionado y el tamaño de la zona de transformación dependerán esencialmente de la generación de calor y de la magnitud del calor latente del material. En el presente trabajo se ha efectuado un estudio de tales casos en un sistema con geometría cilíndrica con fuentes internas de calor homogéneamente distribuídas.

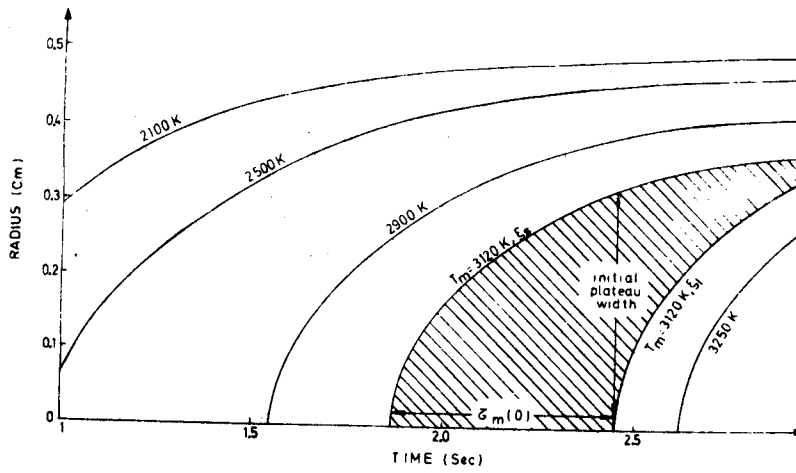


Figura 6.6.1.

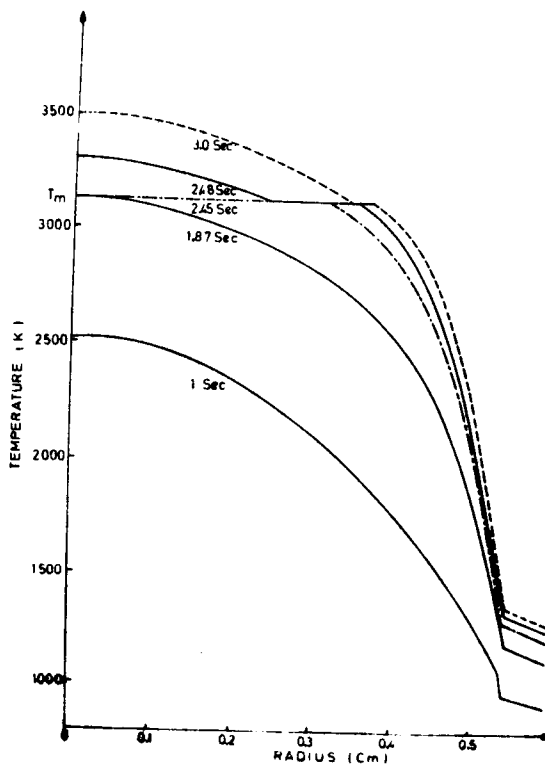


Figura 6.6.2.

En las figuras 6.6.1 y 6.6.2 se muestra un ejemplo de los resultados obtenidos. Corresponden a un sistema cuya temperatura crítica es de 3120°K.

En la primera se presentan las isotermas en el plano $r;t$. Se puede observar la zona de transición y la evolución temporal de la misma. Además el tiempo $T_m(0)$ que corresponde al tiempo necesario para llevarse a cabo la transición de fase en un elemento de volumen alrededor del origen y que surge de la ecuación:

$$\int_{T_m} q(0,t)dt = L$$

donde: $q(0,t)$ es la generación de calor en el origen.

t : tiempo.

L : calor latente por unidad de volumen.

En la figura 6.6.2 se presentan los perfiles de temperatura como función del radio para distintos instantes de tiempo.

Los resultados presentados fueron obtenidos por medio del programa MSA (1) desarrollado por el autor. Se ha aplicado el mismo al estudio de los efectos que un hipotético accidente en una central nuclear ocasionaría a una barra combustible, efectos que incluyen la fusión del UO_2 .

1. C.A. Baigorria, S. Harriague, E.J. Savino - Proceedings SMiRT - 7, Chicago (Agosto 1983).

6.7. COMPORTAMIENTO TERMICO DE ELEMENTOS COMBUSTIBLES SOMETIDOS A CONDICIONES DE TRANSIENTES.

C.A. Baigorria, S. Harriague y E.J. Savino.

Se aplicaron los códigos TRANS y MSA al cálculo de perfiles de temperatura y evolución temporal de los mismos en una barra combustible. El segundo nombrado incluye la posibilidad de la existencia de un cambio de fase de primer

orden con absorción de calor.

Se estudiaron dos casos típicos de accidentes de una central nuclear tipo Atucha I.

En el primero se consideró un caso en que la potencia aumenta en un tiempo del orden de 1 segundo a siete veces su valor nominal retornando en el mismo tiempo a valores normales, acoplado con una variación de la temperatura del refrigerante, la cual cambia en tiempos del orden de 5 segundos a 3 veces su valor normal.

En el segundo se consideró un caso similar al primero, pero en el cual la potencia permanece durante varios segundos en los valores máximos provocando de esta manera la aparición de un cambio de fase en el combustible. Este fenómeno consiste en que se funde parte del elemento combustible.

El programa MSA proporciona en este caso la dinámica del cambio de fase, caracterizada por la aparición de una zona en el material, en la cual el cambio de fase se está llevando a cabo y en la cual la temperatura se mantiene constante e igual a la temperatura de cambio de estado.

Es descripto también el movimiento de las fases líquida y sólida.

7. TRATAMIENTOS TERMOMECAÑICOS

7.1. INCLUSIONES EN ACEROS.

A. Hey, E. Schiapparelli y S. Muro.

El estudio del tamaño, forma, distribución y composición química de las inclusiones en aceros es fundamental para comprender la influencia de las mismas en las propiedades mecánicas, deformación en caliente, soldabilidad y comportamiento frente a la corrosión del material.

A continuación se detallan los trabajos que se realizan sobre distintos aspectos de las inclusiones en aceros.

- a) Comportamiento de las inclusiones en aceros calmados al Al bajo diferentes condiciones de carga catódica.

Se realizó una caracterización de las inclusiones en el material y luego se lo sometió a carga catódica en forma convencional, variando tiempo, corriente catódica y electrolito.

Observaciones: en la superficie tiene una importancia fundamental la composición química de las inclusiones y las microcavidades asociadas a inclusiones en la interfase matriz-inclusión y la interfase de una misma inclusión en medio ácido, a valores de corriente catódica pequeños y grandes.

No tienen influencia en medio alcalino o neutro. Se observaron fenómenos de decohesión matriz-inclusión en los tres electrolitos en el interior de las probetas.

- b) Estudio del mecanismo de sobrecalentamiento en aceros tratados con Ca, Aldur y resulfurado.

Se estudiaron los distintos tipos de inclusiones presentes en los tres aceros sin tratamiento térmico previo.

Utilizando el microscopio electrónico de barrido se observaron cada una de las fracturas para un régimen de enfriamiento similar.

Se realizaron réplicas de extracción de carbono antes y después del tratamiento térmico con el objeto de determinar cambios en la composición química.

mica de las inclusiones.

7.2. CONSIDERACIONES SOBRE UNA TECNICA NO CONVENCIONAL.

E.R. de Schiapparelli y A. Hey.

Se analizan y comparan los resultados obtenidos en el estudio de inclusiones no metálicas, particularmente sulfuros, en aceros. Utilizando una emulsión nuclear de bromuro de plata se analiza una variación microscópica de la tradicional impresión Baumann, que permite analizar la distribución de sulfuros por microscopía electrónica de barrido. Mediante un estudio de las reacciones químicas que ocurren, se hace incapié en los errores de interpretación de los resultados obtenidos.

Se comparan los resultados con dos técnicas alternativas, disolución selectiva de la matriz ferrosa y observaciones fractográficas.

Fuentes de errores de interpretación de microimpresión Baumann.

- 1 - Un acero con inclusiones de diferentes K_{ps} (producto de solubilidad) situación que se presenta en los aceros, diferente composición química, darán distintas respuestas según las condiciones de ensayo.
- 2 - Para una misma composición química la respuesta dependerá del tamaño, de la superficie expuesta y de microcavidades asociadas a inclusiones ya sea en las interfases matriz-inclusión o interfases de una misma inclusión.
- 3 - Posibilidad de fractura y separación de la película de emulsión y o Ag_2S^+ por presión interna de H_2S^+ .

7.3. ESTABILIDAD DE CARBUROS EN ACEROS RAPIDOS.

R. Versaci.

En los aceros rápidos como en el caso del M2 (S6-5-4-2) existen distin-

tos tipos de carburos, siendo el denominado M_6C el que se encuentra en mayor proporción.

Este carburo tiene una estructura FCC con 96 átomos de metal y 16 átomos de carbono. Presentando dos variantes la A_4B_2C y la A_3B_3C donde $A=(Fe,Cr,V,Ni,Ti)$ y $B=(Mo,W,Nb,Zr,Ta)$ con la siguiente distribución:

Estructura	Atomos de metal		Atomos de carbono
	A	B	
A_4B_2C	64	32	16
A_3B_3C	48	48	16

En las experiencias realizadas se utilizaron distintos tratamientos térmicos, la mayor variación de composición de estos carburos se observó entre el material templado de $1220^{\circ}C$ y el templado y recocido 1h. a $700^{\circ}C$, los valores de composición obtenidos, en porcentos atómicos, fueron:

	Fe	Cr	V	W	Mo
templado de $1220^{\circ}C$	45	7	12	12	20
templado y rec. 1 hr a $700^{\circ}C$.	39	10	6	21	20

Estas composiciones fueron medidas sobre réplicas de extracción de carbono utilizando técnicas de microanálisis en láminas delgadas.

Considerando $Fe+Cr+V+W+Mo=96$ se obtuvieron como resultado para el material templado $Fe+Cr+V=A=64$ átomos y $W+Mo=B=32$ átomos estos resultados son consistentes con la fórmula A_4B_2C . Cuando el contenido de hierro disminuye $Fe+Cr+V=A=55$ y $W+Mo=B=42$ siendo esta fórmula más próxima a la A_3B_3C . Este cambio de A_4B_2C a A_3B_3C se produce fundamentalmente por un intercambio entre hierro y tungsteno mientras los demás aleantes se mantienen prácticamente constantes.

7.4. INFLUENCIA DEL NbC SOBRE LA TEXTURA DE RECOCIDO EN ACEROS MICROALEADOS.

G. Domizzi y A. Sarce.

Partículas de segunda fase precipitadas en una matriz afectan las propiedades mecánicas de los materiales, a través del control que ejercen sobre la textura de recocido final. En el presente trabajo se han realizado distintos tratamientos termomecánicos (Tabla I) en una chapa de acero microaleado al Nb (0.05%C, 0.07%Si, 0.06%Mn, 0.035%Nb, <0.01%S y P, 25-55ppm N₂) con el objeto de obtener distintas distribuciones de NbC precipitados y estudiar a posteriori su interacción con los granos de recristalización.

TABLA I

Laminado en caliente → 3hs a 1250°C → templado → 1h a 600°C	(B)
(Temperatura inicial 950°C)	
↓	
(D)	
	enfriado en horno
	(C)

La identificación y el análisis de la distribución de los NbC se realizó mediante diagramas de difracción de electrones y campo oscuro, en réplicas de extracción directas de las muestras (B), (C) y (D) observadas en el microscopio electrónico de transmisión.

La determinación de la textura se hizo por difracción de rayos X. Usando programas de computación se trazaron las figuras de polos (110) y (200). Los resultados obtenidos hasta el momento se presentan en la tabla II:

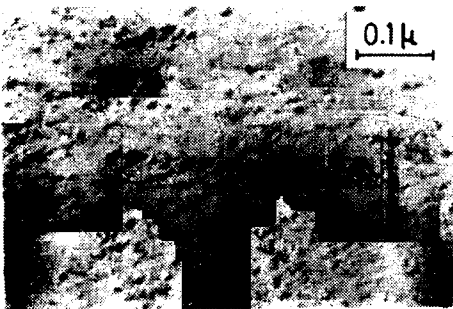


Fig. 7.4.1

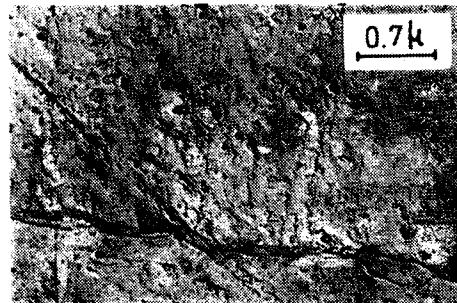


Fig. 7.4.2

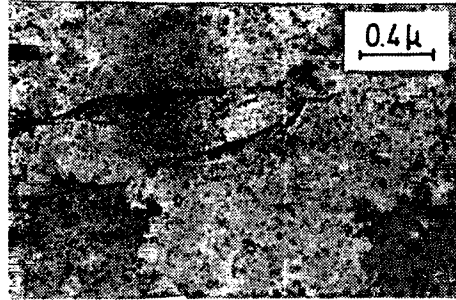


Fig. 7.4.3

TABLA II

Muestra	Textura	Ubicación y Tamaño de los NbC
D	Poco definida $\{111\}(\langle 321 \rangle, \langle 112 \rangle, \langle 110 \rangle)$ $\{112\} \langle 110 \rangle, \{100\} \langle 110 \rangle$.	i) Sucesivas posiciones de interfase $\gamma \rightarrow \alpha$ (alineados). Menor de $100 \text{ \AA}$. (Fig. 7.4.1.) ii) En bordes e interior de granos ferríticos (al azar). 150 a $200 \text{ \AA}$.
C	$\{554\} \langle 225 \rangle, \{332\} \langle 110 \rangle,$ $\{100\} \langle 100 \rangle,$ $\{111\}(\langle 321 \rangle, \langle 110 \rangle, \langle 112 \rangle),$	i) Al azar. Probablemente precipitados en γ inicial. 400 a $600 \text{ \AA}$. Fig. 7.4.2. ii) Sucesivas posiciones de interfase $\gamma \rightarrow \alpha$ (alineados). 150 a $300 \text{ \AA}$.
	$\{100\} \langle 110 \rangle,$ $\{112\}(\langle 110 \rangle, \langle 111 \rangle)$.	i) Borde e interior de martensita revenida. Menor de $100 \text{ \AA}$ (Fig. 7.4.3) ii) Bordos de subgrano. Menor de $100 \text{ \AA}$.

La continuación de los tratamientos termomecánicos con recocidos de recrystalización (luego de un 70% de laminación en frío) permitirá evaluar la influencia de las distribuciones de NbC observadas sobre las texturas finales.

7.5. ESTUDIO DEL PROCESO DE ESFERODIZACION

A.M. Furlani, R. Versaci, A.M. Hey

Se está realizando el estudio del proceso de esferodización en aceros utilizados en los tubos para calderas, con la finalidad de poder determinar su cinética así como la influencia sobre la misma de la deformación, la temperatura y la composición. Asimismo se tratará de relacionar este proceso con el cambio de las propiedades mecánicas del material.

Hasta el presente se han realizado experiencias en aceros con un contenido de 0.3% y 0.8% de carbono en peso. Estos materiales fueron austenizados en vacío a 1000°C y enfriados en horno para luego ser tratados a 700°C durante diferentes tiempos.

Para medir el porcentaje de esferodización se utilizaron técnicas de metalografía cuantitativa sobre micrografías obtenidas mediante microscopía óptica y electrónica de barrido.

Se adoptó como criterio que una partícula es considerada esferodizada cuando el factor de forma, definido como la relación largo sobre ancho, es menor que 2.5.

Los resultados han mostrado que en el acero de mayor contenido de carbono se tiene una cinética más rápida. Esta diferencia en la cinética no ha sido aún claramente explicada. Por lo tanto con la finalidad de eliminar otras variables se están por comenzar experiencias con aceros de 0.1%; 0.4% y 0.6% de carbono obtenidos de la decarburización de un acero de 0.8% de carbono.

7.6. ENVEJECIMIENTO POR TEMPLADO EN ACEROS CALMADOS CON ALUMINIO.

C.Andreone, R. DE Simone* y A. Hey

* C.I.C.

Se estudia el envejecimiento estático en aceros de bajo carbono con formadores de nitruros estables (Al, Si), producido por carbono puesto en solución

mediante tratamientos térmicos.

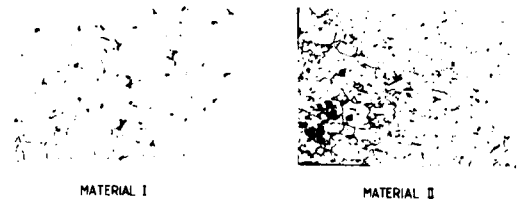
Material Empleado

Se utilizaron probetas de tracción obtenidas mediante matrizado de precisión a partir de chapas de aceros comerciales de 0,8mm de espesor.

Composición en %

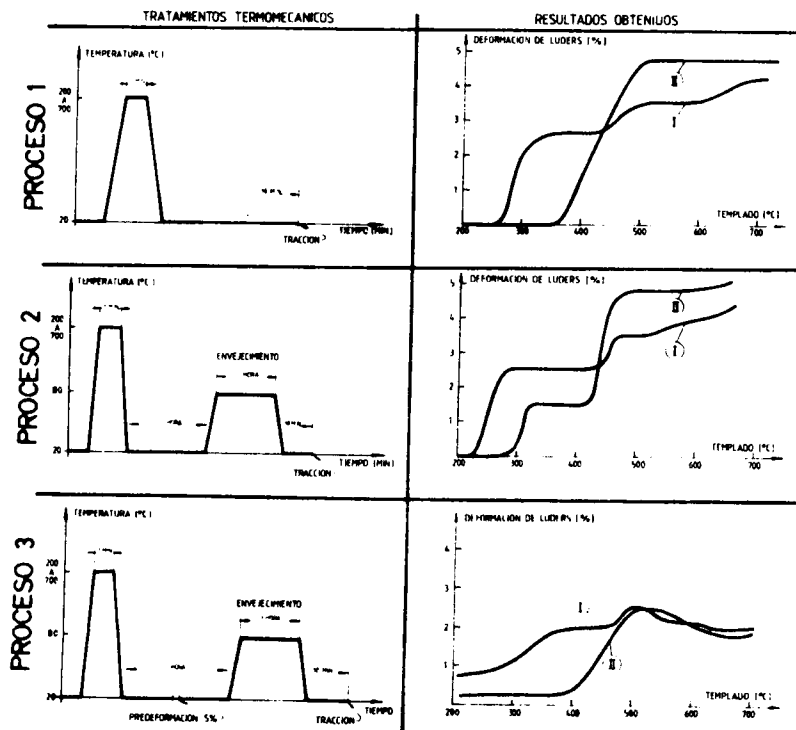
	Fe	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Al	N
MATERIAL I	99.34	0.05	0.29	0.04	0.026	0.017	0.03	0.05	0.05	0.0076
MATERIAL II	99.36	0.05	0.30	0.04	0.012	0.014	0.03	0.03	0.06	0.0103

DISTRIBUCION DE CARBUROS EN LAS MUESTRAS.



Procedimiento Experimental

Los ciclos térmicos se realizaron entre 200 y 700°C seguidos de enfriamientos en agua o aire a temperatura ambiente. Los envejecimientos artificiales (procesos 2 y 3) se efectuaron a 80°C durante una hora. Se evaluó el envejecimiento mediante la extensión de la deformación inhomogénea (deformación de Lüders) en tracción. Los 3 procesos efectuados y los resultados obtenidos se ilustran en el siguiente diagrama.



Interpretación

Proceso 1:

Hasta 400°C segrega el carbono solubilizado de los precipitados ϵ . A mayor temperatura los de la cementita.

El carbono redissuelto segrega en la estructura de dislocaciones superficiales del temper.

El material I es más sensible al envejecimiento que el II por poseer mayor densidad de carbono precipitado en la estructura de dislocaciones de recocido (Carburo ϵ).

Proceso 2:

La redisolución de carbono es puesta anticipadamente de manifiesto mediante un envejecimiento posterior (proceso 2 frente a proceso 1).

Proceso 3:

A alta temperatura el índice de envejecimiento es menor por agotamiento de intersticiales segregados ante una densidad mayor de dislocaciones obtenidas por predeformación.

A menor temperatura el envejecimiento observado es debido a la distribución en volumen de las dislocaciones de predeformación frente a la distribución superficial de las dislocaciones del temper (procesos 1 y 2).

Conclusión

Durante el enfriamiento de un acero, luego de un proceso de recocido, existe una competencia en la precipitación de carbono solubilizado entre dislocaciones y carburos.

Para $t < 450^\circ\text{C}$ es predominante la precipitación (carburos ϵ) en dislocaciones.

Una distribución fina de carburos (caso material II) asegura una menor precipitación de carbono en la estructura de dislocaciones restantes del recocido.

Este hecho disminuye la sensibilidad al envejecimiento por templado por ser el precipitado en dislocaciones el carburo menos estable.

7.7. ENDURECIMIENTO POR TRABAJADO DE ACEROS INOXIDABLES AUSTENITICOS.

A.M. Hey y P. Alvarez.

El endurecimiento por trabajado de varios aceros inoxidables austeníticos (347, 304, 316) se ha analizado utilizando métodos masivos de deformación como lo es la laminación y se ha comparado con el endurecimiento superficial introducido por procesos de maquinado. Se analizó la influencia de distintas variables de deformación, inclusive la temperatura, así como los tratamientos térmicos para la eliminación del daño. Se cuantificó el efecto, a través de ensayos metalográficos, mecánicos y no destructivos (respuesta magnética). La figura 7.7.1 muestra los resultados obtenidos en respuesta magnética variando porcentaje de deformación.

La deformación superficial se evaluó removiéndolo por cepillado una sección en forma de cuña con pasadas de profundidad creciente utilizándose herramientas con ángulos de ataque positivo neutro y negativo según se muestra en la figura 7.7.2. La fig.7.7.3 muestra los perfiles de microdurezas obtenidos sobre cortes transversales en probetas maquinadas para los distintos tipos de herramientas.

Conclusiones

La elevada tendencia de endurecimiento por trabajado de los aceros inoxidables austeníticos ocasiona, durante los procesos de maquinado la formación de una zona endurecida en la superficie. La magnitud y profundidad de dicho endurecimiento depende del material, tipo de herramienta y variables de corte (profundidad y temperatura).

La eliminación del daño requiere tratamientos a temperaturas superiores a 500°.

Trabajos Futuros

Como parte de un programa de comparación entre aceros de uso nuclear se completará el estudio en aceros 304 y 316 estudiándose el efecto sobre el comportamiento en servicio.

Fig. 7.7.1.

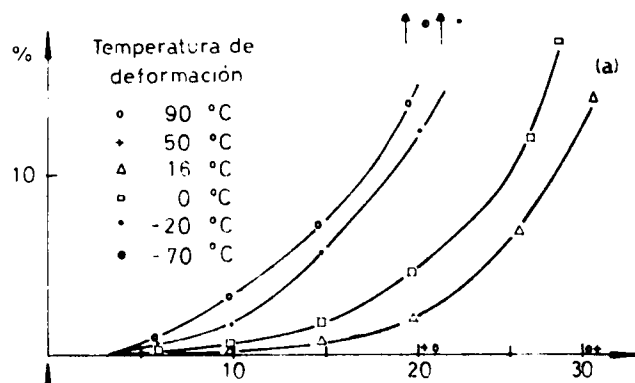


Fig. 7.7.2.

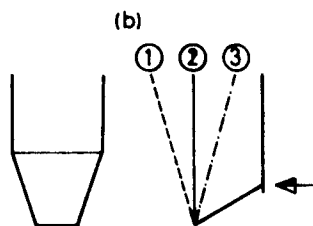
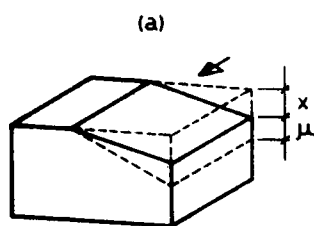
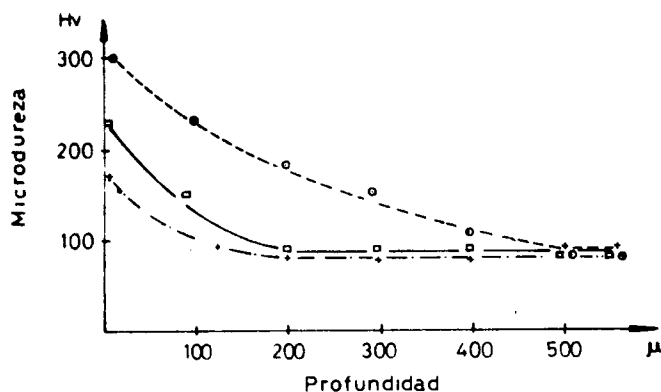


Fig. 7.7.3.



7.8. DEFORMACION EN CALIENTE DE ACEROS

J. Ruzante, G. Carfi*, J. Torno* A. Hey.

*I.A.S.

Los procesos de deformación en caliente son etapas clave para el desarrollo de estructuras apropiadas en aceros de uso comercial. Con el objeto de optimizar dichas estructuras y las propiedades consecuentes y de posibilitar un mejor control sobre los procesos de producción se analizan las siguientes líneas:

- Influencia de la composición química. Se ha completado el estudio de la influencia del C y se encaran distintos aleantes.

- Procesos de restauración dinámica. Se estudian los fenómenos de recuperación, recrystalización y precipitación durante la deformación con particular énfasis en el efecto de microaleantes en austenita.

- Evolución de estructuras. Se analizan los procesos de recrystalización estática, crecimiento de grano austenítico, transformación austenita ferrita,

etc, con vistas a predecir la estructura resultante de distintos procesos termomecánicos.

- Ductilidad en caliente. Se analiza la resistencia a la rotura de distintos aceros en condiciones de proceso y los fenómenos metalúrgicos que la determinan.

Los estudios se realizan sobre aceros de producción comercial utilizándo se el ensayo de torsión en caliente para simular las condiciones de laminación.

7.9. EMISION ACUSTICA EN PROCESOS METALURGICOS.

J. Ruzzante, M. Granowsky*

*INEND

Las ondas elásticas generadas durante distintos procesos de transformación y deformación y fractura son detectables a través de la emisión acústica que provocan. Habiéndose construído un equipo a tal efecto se intenta su utilización en el contexto de otras líneas de investigación en marcha tales como:

- Desgarramiento laminar en soldaduras. Se detecta el momento de aparición, durante el enfriamiento, de fisuras en un acero susceptible ensayado por el método de la ventana. Se extiende el método a otros tipos de defectos.

- Deformación en frío de aceros envejecibles. Se detectan correspondencias entre los niveles de emisión acústica y los valores de tensión - deformación durante la deformación particularmente durante la etapa de deformación inhomogénea o de Lüders.

- Recristalización dinámica. Se observa correspondencia entre niveles de emisión acústica y la ocurrencia, consecutiva o cíclica, de recuperación y recristalización durante deformación en caliente por tracción. Se intenta su aplicación al ensayo de torsión.

- Transformación martensítica. Se intenta establecer correspondencias en tre los niveles de emisión acústica y la magnitud de la transformación, par ticularmente durante la deformación de aceros inoxidables austeníticos.

7.10. REORIENTACION DE HIDRUROS BAJO TENSION EN TUBOS DE PRESION DE ZRY-2, Zr-2.5% Nb, ALEACION (XL)

M. Ipohorski* y B.A. Cheadle**

* Trabajo realizado durante la misión permanente en AECL, CRNL, Ontario, Canadá. ** CRNL

En los tubos de presión de las centrales Candu las placas de hidruros están orientadas según el plano axial-circunferencial, paralelas a las máxi mas tensiones de tracción posibles (circunferencial y axial). Si alguna de estas tensiones es suficientemente alta (mayor que 200MPa) los hidruros se reorientan hacia el plano radial-axial y por lo tanto reducen las propiedades fractomecánicas del tubo a la temperatura de parada del reactor. Las tensiones en un tubo de presión pueden fácilmente sobrepasar el valor crítico de ~ 200 MPa puesto que la tensión circunferencial proveniente del líquido refrigerante ya es del orden de los 160MPa, y la existencia de tensio nes residuales puede elevar este valor a unos 600 ó 700 MPa.

Las experiencias se realizaron utilizando probetas de anillos enteros de los tubos de presión. Estas probetas anulares fueron hidruradas hasta 100 ppm de H, valor superior al deuterio absorbido por un tubo de una central en su vida útil. Los ensayos fueron hechos en una máquina de tracción con mor dazas en forma de D. Estando las muestras sometidas a distintas tensiones circunferenciales, se realizaron ciclados térmicos entre 300 y 70°C para es tudiar el efecto de las paradas del reactor sobre la reorientación de hidru ros hacia el plano axial-radial. Mediante microscopía electrónica (réplicas de alta resolución) y metalografía óptica se estudió la orientación, forma y relación de los hidruros con la microestructura de los tubos de presión Zry-2, Zr-2,5%Nb, y Excel.

Tubos de Zry-2. Se observó la reorientación de hidruros en muestras sometidas

tidas a tensiones circunferenciales de 89,126, 205 y 400 MPa, cicladas térmicamente entre 70 y 300°C. Las muestras fueron pulidas mecánicamente y atacadas en una solución de 45cc de glicerina y 45cc de ácido nítrico y 8cc de ácido fluorhídrico. Las micrografías de los tubos trabajados en frío muestran granos α más bien alargados de unos 10 μ de diámetro. El ataque reveló asimismo la presencia de numerosos subgranos. Los hidruros se ven claramente en las réplicas de doble etapa utilizadas, y pueden distinguirse los hidruros circunferenciales originales (sombreado de Au perpendicular al hidruro) y los nuevos hidruros reorientados después del ciclado térmico bajo tensión. Se puede afirmar en los tubos de Zry-2 los hidruros se reorientan aún a bajas tensiones, incluso después de un solo ciclado térmico. Ya se observan hidruros completamente reorientados en la dirección radial en muestras sometidas a 126 MPa de tensión circunferencial.

Tubos de Zr-2.5%Nb. Se observaron muestras sometidas a tensiones circunferenciales de 194, 307, 420 y 525 MPa, cicladas térmicamente entre 70 y 300°C. La solución de ataque metalográfico fue en este caso: 45cc de ácido láctico, 45cc de ácido nítrico, 6cc de HF. El ataque reveló claramente los hidruros y la estructura de la fase β presente. En este material los hidruros son más difíciles de reorientar. Las muestras tensionadas hasta 194 MPa muestran hidruros parcialmente reorientados y la reorientación a la dirección radial requiere tensiones del orden o superiores a los 400 MPa.

Tubos de Excel. Se ha encontrado que esta nueva aleación es la menos susceptible a la reorientación de hidruros bajo tensión. Aún para tensiones circunferenciales de 400MPa no existen hidruros radiales.



Fig. 7.10.1 Microestructura de un tubo de presión de aleación Excel Zr-3,5%Sn-0,8%Mo-0,8%Nb. El ataque metalográfico revela las fases α y β , y los hidruros reorientados por la tensión circunferencial. Réplica de doble etapa plástica - carbono sombreado con Au
Magnificación: 12400X.

7.11. ESTABILIDAD DIMENSIONAL Vs TRATAMIENTO TERMICO DE TUBOS DE ZIRCALLOY-4

C. Rodríguez y E. Toscano

Cambios dimensionales en componentes metálicos sometidos a tratamientos térmicos, están asociados a procesos tales como recuperación, recristalización, cambios de fase, difusión, etc. Estos cambios se atribuyen en general a la aniquilación de la estructura de dislocaciones producida por el trabajo mecánico, cambios de volumen o tensiones de coherencia generados durante transformaciones de fase, etc.

El presente trabajo trata de establecer el grado de distorsión diametral, en vainas de Zry-4 tipo Candu tratadas térmicamente, asociado con los distintos procesos mencionados anteriormente. Con muestras formadas por segmentos provenientes de distintos tubos se formaron cuatro grupos representativos de toda la longitud de cada uno de ellos. Cada segmento de tubo fue medido diametralmente en tres posiciones antes y después de cada tratamiento térmico con un calibre milesimal Mahr. Los cuatro grupos se recocieron en un vacío mejor que 10^{-5} Torr, a temperaturas de 600, 800, 850 y 1000°C. Los tratamientos térmicos fueron seleccionados para separar el efecto de la recristalización (600°C), el crecimiento de grano (800°C), transformación incipiente $\alpha \rightarrow \beta$ y disolución de precipitados (850°C) y transformación total $\alpha \rightarrow \beta$ (1000°).

De las mediciones dimensionales y las observaciones metalográficas de las muestras sometidas a los distintos tratamientos se concluye que:

- a) Recocidos de hasta 2 horas a 800°C producen distorsiones admisibles dentro de los límites normados.
- b) La disolución de precipitados a 850°C al no estar asociada con la desaparición de la estructura de trabajado en frío, recuperación y recristalización, se observa que no juega un rol de importancia en la estabilidad dimensional.
- c) Tratamientos térmicos por encima de 850°C producen distorsiones apreciables, que a 1000°C provocan la salida de norma de los tubos. La magnitud de la deformación depende del grado de transformación $\alpha \rightarrow \beta$.

7.12. COMPORTAMIENTO FRICCIONAL Y DESGASTE DEL ZIRCALLOY-4.

H.A. Fernández*, J.E. Ruzzante, J.H. Vosen*

* Grupo Lubricantes sólidos - C.I.T. - UTN -

Estudios sobre fricción y desgaste de Zircalloy IV, fueron realizados en diferentes condiciones de trabajo y lubricación. Se utilizó un equipo LFW-1 (Alta velocidad) que registra simultáneamente fuerza de fricción, posición del bloque (permite determinar el desgaste), temperatura de probeta y velocidad. Se estudiaron los siguientes tipos de lubricación: a- Sin lubricante; b- Lubricante líquido (con aditivos y aceite mineral blanco); c- Lubricante sólido. En todos los casos se midieron y/o determinaron coeficientes de fricción, temperatura de bloque, fuerza de fricción media, variación en la fuerza de fricción y velocidad de desgaste. Los datos de fricción y desgaste obtenidos, permitieron establecer que la lubricación sólida es la única aceptable para las condiciones utilizadas en los ensayos. Se profundizó el estudio de la lubricación sólida por película ligada de MoS_2 , realizando ensayos de transitorios de arranque, cuyos resultados se compararon con los obtenidos con probetas de acero. Se analizaron las estructuras metalográficas en la cicatriz de desgaste. Se observó que en las pruebas sin lubricante, con aceite mineral blanco y con aceite SAE 30 HD (uso automotriz), el mecanismo de desgaste era preferentemente por desgarramiento. La lubricación sólida por película ligada resultó óptima, con valores similares a los obtenidos con probetas de acero. Se completa el trabajo con la aplicación de un modelo matemático, desarrollado por este Grupo para los transitorios de arranque.

7.13. TRANSFORMACIONES DE FASE EN EL SISTEMA Fe-Al-Mn-Si-C Y PROPIEDADES MECANICAS DE LAS ESTRUCTURAS RESULTANTES.

E. Toscano y C. Rodríguez

El interés en el sistema surge de que el mismo puede constituirse en una alternativa para los aceros austeníticos convencionales, que incluyen Cr y

Ni en su composición. Varias aleaciones fueron preparadas a partir de Fe, Al, Mn y Si de alta pureza y grafito de calidad nuclear en atmósfera inerte en un horno de inducción. El material obtenido fue laminado en caliente y terminado con un 40% de reducción en frío. De esta chapa, que presenta estructura austenítica, se rectificaron probetas con una longitud de 12,5mm que fueron ensayadas en una máquina de ensayos universal, en aire, con una velocidad de deformación de 7×10^{-4} 1/seg. La temperatura de ensayo fue controlada $\pm 1^\circ\text{K}$. También se midió dureza Rockwell C en material recocido 1 hora a diferentes temperaturas y templado en aire. Los resultados de los ensayos de tracción mostraron que, dependiendo del tratamiento termomecánico previo, el sistema exhibe diferentes comportamientos de vasto interés tecnológico. Material trabajado en frío muestra superplasticidad, coincidiendo el máximo en elongación con el máximo en dureza alrededor de los 973°K . Ambos fenómenos están relacionados con la precipitación de nuevas fases, siendo una de ellas pobre en manganeso y más dura que la matriz. Material templado en agua después de un recocido de 1 hora en vacío a 1323°K , que exhibe estructura austenítica, mostró el fenómeno de fluencia serrada entre 473 y 873 que es asociado con el envejecimiento dinámico en la matriz. Paralelamente también se observó la precipitación de nuevas fases, con magnetismo asociado con las mismas. De estas dos fases una es dura -como lo revelaron mediciones de microdureza- y frágil -como lo atestiguan observaciones fractográficas realizadas por microscopía electrónica de barrido, que además muestran la transición de fractura trans-a intergranular a medida que progresa la precipitación. Estas observaciones mostraron asimismo que la otra fase es dúctil. Finalmente determinaciones mediante el sistema dispersivo de energía de rayos X establecieron los cambios de composición asociados a cada fase.

7.14. TRANSFORMACION MARTENSITICA $\beta'_1 \rightleftharpoons \alpha'_1$ INDUCIDA POR TENSION EN LA FASE MARTENSITICA β'_1 DE LA ALEACION Cu-12,5%Al-4%Ni.

H. Cassia* y C. Rodríguez.

* Tesis de Licenciatura FCEN-UBA

En el presente trabajo se estudió el efecto de la tensión sobre la martensita "térmica" correspondiente a la aleación de Cu-12,5% Al-4% Ni. Para ello se prepararon monocristales de la fase sólida β de alta temperatura de dicha aleación, que enfriados a temperatura ambiente transformaron en una estructura martensítica, cuya estructura cristalina presenta una simetría consistente con la estructura monocristalina de la fase β'_1 según se verificó por medio de diagramas de Laue. De estos monocristales se prepararon muestras de tracción. Sometiendo estas muestras a tensión se observó una etapa de reorientación o selección de variantes hasta obtener una microestructura metalográfica caracterizada por un pequeño número de variantes. Aumentando la tensión se alcanzó un valor crítico, a partir del cual se vió, mediante observación microscópica, la aparición de una nueva fase. Se verificó que la simetría cristalográfica de esta fase es consistente con la estructura martensítica correspondiente a la fase α'_1 obtenida por tensión a partir de la fase β'_1 de la aleación Cu 14,2% Al 3% Ni. Al descargar la muestra, se observó la recuperación de la longitud y microestructura de la fase inicial β'_1 , comprobándose así la reversibilidad de esta transformación $\beta'_1 \rightleftharpoons \alpha'_1$. El plano de hábito de la transformación se halló cercano al plano (0 1 12) de la fase matriz β'_1 . El porcentaje de deformación fue de $(4,8 \pm 0,2)\%$ según el eje de tensión que es normal al plano (108). La relación de orientación entre fases β'_1 y α'_1 fue la siguiente: el plano $(010)_{\alpha'}$, cercano al $(010)\beta'_1$ y el $(02\bar{3})_{\alpha'_1}$ cercano al $(02\bar{9})_{\beta'_1}$.

7.15. SINTERIZACION DE ALEACIONES METALICAS BASE HIERRO.

E. Jonsson*, O. Gulian*, C. Andreone y J. Ruzzante.

* Becario UTN

Se desarrollaron técnicas de sinterización de mezclas de polvos de hierro y ferromanganeso para obtención de aleaciones para usos especiales.

El programa de trabajo desarrollado comprende las siguientes etapas:

- a) Caracterización, manejo y preparación de mezclas de polvos metálicos.
- b) Compactación de los mismos variando la tensión de carga y el lubricante.
- c) Sinterización en distintas atmósferas reductoras.
- d) Tratamientos termomecánicos de probetas sinterizadas para alcanzar densidad teórica.
- e) Obtención de probetas de tracción en la que se efectuaron ensayos hasta rotura. Se caracterizan mediante microscopía de barrido, las superficies de fractura obtenidas.

Los ensayos efectuados muestran que la calidad de los polvos empleados no ha permitido obtener aleaciones óptimas.

Se prevee una segunda etapa del trabajo en la que se modificará la calidad de los polvos utilizados.

8. TECNICAS ESPECIALES

8.1. ESTUDIO DE LOS METODOS DE UN SOLO PICO EN EL ANALISIS DE FOURIER DEL ENSANCHAMIENTO DE LOS PICOS DE DIFRACCION DE RAYOS-X

J.D. Hermida

La parte real de la transformada de Fourier de un pico de difracción de Rayos-X, libre de aberraciones instrumentales, se puede expresar como (Warren & Averbach, 1972).

$$A(L) \approx (1 - \beta L) \exp - \alpha L$$

donde β está relacionado con el tamaño promedio del dominio de difracción coherente $\langle D \rangle$ y α con el promedio de las microtensiones en su interior $\langle E^2 \rangle$. En este trabajo se demuestra, mediante cálculo numérico, que es posible usar una regresión parabólica de la transformada para obtener $\langle D \rangle$ y $\langle E \rangle$ si se relaciona a los parámetros de ajuste con los correspondientes coeficientes que resulten del desarrollo cuadrático de la exponencial despreciando al término cúbico. Este método es equivalente al de la derivada propuesto por Zocchi (1980). Se estudia además el rango de aplicación de ambos métodos y se proponen correcciones para los parámetros cuando existe gran deformación de la red cristalina.

Para ilustrar estos resultados se usaron dos picos de una muestra de zircaloy-4 (aleación de circonio usada como vaina de los elementos combustibles de reactores de potencia) deformada por laminación en frío. Se muestra que la truncación de las colas de los picos impide la obtención de resultados confiables por cualquiera de estos métodos y para reducir significativamente este efecto se extienden las colas mediante la ley de la inversa del cuadrado del rango angular. De esta manera se obtienen resultados muy similares por ambos métodos.

2. Zocchi, M. (1980) Acta Cryst. A36, 164

8.2. DECONVOLUCION DE ESPECTROS XPS.

C.O. de González* y E.A. García

* CIC

Los espectros XPS se componen de las señales producidas por los fotoelectrones característicos de los elementos constitutivos de la superficie de la muestra cuya concentración es suficientemente alta $> (1-2\%)$. Es frecuente que dos o más picos estén lo bastante cerca como para que sus intensidades se distribuyan en un único espectro general y sea necesario deconvolucionar el mismo para conocer las componentes que le dan origen. Este es el caso de los dobletes provenientes del desdoblamiento spin-órbita y el de la mayoría de los óxidos, cuyos picos característicos se ubican entre 1 y 4 eV del pico del metal, produciéndose solapamientos entre unos y otros (Fig.8.2.1).

Para realizar la deconvolución de los espectros es necesario utilizar un espectro unitario $U(E-E_0)$ cuya forma refleje la forma de los picos netos XPS. La distribución de picos estará dada por otra función $D(E_0)$ tal que el espectro medido experimentalmente pueda expresarse como

$$N(E) = \int_{-\infty}^{\infty} D(E_0) U(E - E_0) dE_0 \quad (1)$$

En general $U(E - E_0)$ es una función de tipo gaussiana y de la expresión (1) es posible despejar $D(E_0)$ dado que se conocen $N(E)$, medición experimental y $U(E - E_0)$, espectro unitario elegido, con lo cual se tendría la distribución de picos unitarios que dan origen al espectro experimental.

Se probó un método en base a polinomios de Hermite que no dió buenos resultados dado que $D(E)$ resulta una función continua y en general debe ser una función de tipo δ .

Se intentó resolver el problema pasando de las integrales a las sumatorias

dato que los espectros son en realidad histogramas, si se considera que el espectro unitario U es una gaussiana:

$$N(E_n) = \sum_{m=1}^N \frac{1}{\sigma} e^{-(E_n - E_m)^2 / 2\sigma^2} \cdot D(E_m)$$

donde n y m varían de 1 a N .

Para calcular $D(E_m)$ se utilizó una subrutina Harwell que hace mínima

$$\sum_{n=1}^N N(E_n) - \sum_{m=1}^N \frac{1}{\sigma} e^{-(E_n - E_m)^2 / 2\sigma^2} D(E_m)$$

Con la condición que $D(E_m) > 0$

En la figura 8.2.1 se muestra la deconvolución, de un espectro experimental XPS, realizada por este método.

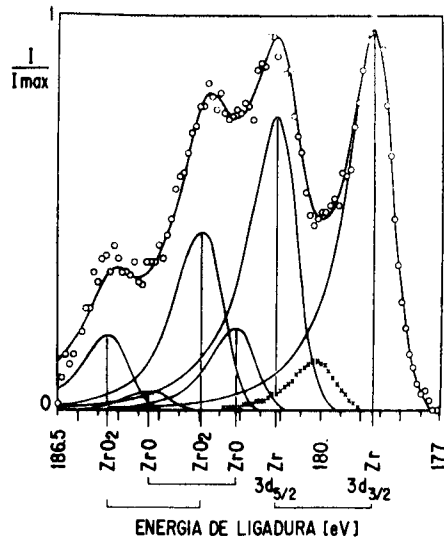


Fig. 8.2.1

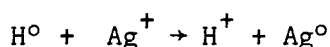
8.3. ESTUDIO DE LA LOCALIZACION MICROESTRUCTURAL DE HIDROGENO INTRODUCIDO POR CARGA CATODICA EN ACEROS INOXIDABLES AUSTENITICOS EMPLEANDO LA TECNICA DE "MICROIMPRESION DE HIDROGENO".

T.E. Pérez , J. Ovejero García*

* Proyecto Agua Pesada CNEA

La interacción del hidrógeno con los defectos cristalinos de la estructura ha sido considerada como un factor de fundamental importancia en prácticamente todos los mecanismos propuestos para explicar el fenómeno de fragilización por hidrógeno; de allí la importancia de conocer su distribución a nivel microestructural.

El presente trabajo tiene por objeto la aplicación de una nueva técnica de localización de hidrógeno desarrollada en nuestro laboratorio y denominada "microimpresión de hidrógeno" (1); es una técnica metalográfica simple y rápida que permite estudiar el desgasado de hidrógeno de una probeta empleando microscopía electrónica. Consiste en aplicar sobre la probeta, adecuadamente pulida, una película de emulsión de AgBr; durante el desgasado se produce una reacción de óxido-reducción entre el AgBr y el hidrógeno



Los granos de plata formados se observan al microscopio electrónico.

En el presente trabajo se aplicó la mencionada técnica a probetas laminadas de aceros inoxidables 304L y 316L, cargadas catódicamente en medio H_2SO_4 1N.

En el acero 304L las observaciones realizadas muestran que:

- Con una densidad de carga de $1,5\text{mA}/\text{cm}^2$ el desgasado se produce preferencialmente en el borde de grano austenítico, siendo uniforme la distribución en la matriz.
- En condiciones de carga más severas ($20\text{mA}/\text{cm}^2$) , los sitios preferenciales de desgasado son los productos de transformación producidos por hidro-

genación: martensita ϵ y α' así como también las microfisuras.

En el acero 316L se observa:

- Con una densidad de corriente de $1,5 \text{ mA/cm}^2$ la distribución del hidrógeno es homogénea.
- Con 20 mA/cm^2 el desgasado se produce en los bordes de grano γ y en las microfisuras.

En concordancia con estudios anteriores (2) resulta que en el acero 304L, con gran carga de hidrógeno, se producen trampas de alta energía para el hidrógeno (martensita α' y ϵ), que impiden la difusión del mismo a los bordes de grano austeníticos. Esta difusión se produce, en cambio en el acero 316L o en el 304L levemente cargado.

Se verifica además, la utilidad de la técnica a fin de determinar la distribución de hidrógeno en la microestructura.

1. "Direct observation of hydrogen Evolution in the Electron Microscope scale"
T.E. Pérez, J. Ovejero García. Scripta Metallurgica Vol 16 pp 161-164.1982.
2. "Hydrogen trapping and hydrogen induced cracking in austenitic steels"
Proc. 2nd II M Int. Symp. Hydrogen in Metals 21 (1980) 525-528.

8.4. DESARROLLO DEL SOFTWARE DE INTERFASE PDP/8-IBM/370.

E.C. Marengo (INVAP S.E.)

Los objetivos de este trabajo son:

- a) Análisis del sistema operativo OS/8 de Digital.
- b) Análisis del sistema de datos 3000 de VG, que controla el espectrómetro Auger.
- c) Desarrollo de un sistema interactivo de interfase entre la PDP/8 que controla el Auger y el sistema/370.
- d) Entrenamiento del personal en:
 - i) lenguaje FORTRAN

- ii) Assembler de PDP y OS/8
- iii) Uso del sistema de interfase.

El sistema actualmente en desarrollo comprende diez rutinas en lenguaje FORTRAN y ocho rutinas en Assembler de IBM/370, encargadas de leer y traducir los directorios de diskettes grabados en la PDP; leer, desempaquetar y traducir la información almacenada en los archivos de datos VG (espectros) y leer y traducir información grabada por el OS/8 en código ASCII y hacerla accesible en el sistema IBM/370 bajo CMS.

Hasta la fecha, se han cumplido totalmente las etapas (a) (b) y los puntos i) y ii) de la etapa (d). La etapa (c) está en las últimas pruebas de funcionamiento.

8.5. CALIFICACION DE TUBOS Y MATERIALES SEMITERMINADOS DE Zry-4 PROVENIENTES DE FAE Y PPFAE.

S. de De Micheli ,L. Lanzani ,M. García

Las probetas son ensayadas en los autoclaves de la División Corrosión a 400°C y 100 atm. durante 3 días y luego pesados en una balanza de precisión para constatar el aumento de peso, que según lo establecido por las Normas ASTM G-2-74, no debe ser superior a 22 mg/dm^2 , siendo la observación visual del óxido formado de color negro brillante y adherente, siempre contrastada contra un testigo de comportamiento conocido. Son rechazadas las partidas que experimentaron un aumento de peso superior a 22 mg/dm^2 y cuya observación visual detecte manchas blancas de óxido.

8.6. ENSAYO DE AUMENTO DE PESO A ALTA TEMPERATURA DE MUESTRAS DE ZRY-4 CON INCLUSIONES.

S. de De Micheli, L. Lanzani, M. García.

Se trató de determinar la influencia de las inclusiones provenientes de metales de herramientas en la oxidación de Zry-4 a alta Presión y Temperatura.

Se empleó la misma técnica descrita para la calificación de Tubos y Materiales semiterminados de Zry-4 complementada con observaciones en MEB.

En todos los casos aparece contaminación de Zry-4 con partículas conteniendo el metal de la inclusión. Este fenómeno no determina la corrosión acelerada de Zry-4 a alta temperatura.

9. ASESORAMIENTOS Y SERVICIOS

9.1. ANALISIS DE SUPERFICIES

S. Hild, D. Geraci

El laboratorio presta un servicio de análisis dentro y fuera de la CNEA; 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 (Espectrometría de electrones por fotones de Rayos X), b) AES (Espectroscopía de electrones Auger), c) UPS (Espectroscopía de electrones por fotones de Rayos Ultravioleta).

Durante el año 1982 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: CNEA con 25 muestras (65%) Universidad de Compiègne (Francia), con 10 muestras (25%); Universidad de Córdoba con 2 muestras (5%); INIFTA (Universidad de La Plata) con 2 muestras (5%).

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 o 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 muestra de una aleación Cu-Al (con 25%Al) del grupo Corrosión del CAC para estudiar el fenómeno de

dealeado, haciéndose análisis en profundidad y observando el incremento de Aluminio hacia el interior de la muestra.

Otro ejemplo es una muestra de Fe galvanizado de Compiegne (Francia) recubierta con un cincado que se estudió en profundidad para los elementos Zn, C, Al, Si, O, Cr y Co, obteniéndose el gradiente de concentración a través de la capa de Zn.

Entre los análisis efectuados para la CNEA podemos además citar los solicitados por el Departamento de Combustibles Nucleares sobre muestras de tubos de Zircaloy.

Además se han efectuado, por otra parte, innovaciones introducidas en la parte electrónica del equipo, las que han mejorado sustancialmente las posibilidades en lo que concierne a la Espectroscopía Auger.

9.2. MICROSCOPIA ELECTRONICA DE BARRIDO.

M. Ipohorski, A.A. Pochettino, R.A. Versaci, N.J. Marcone, L. Garaycochea, I.S. Lozada.

El microscopio electrónico de barrido Philips PSEM 500 instalado en el Departamento de Materiales, permite la observación de imágenes de electrones secundarios y retrodifundidos en todo tipo de muestras metálicas en general. El servicio incluye el metalizado de las muestras, la observación de imágenes, y el posterior revelado y copiado de las micrografías obtenidas. En 1982 se atendieron 642 turnos, y se tomaron 6300 micrografías con 10.000 copias. La mayoría de los trabajos fueron realizados para el Departamento de Materiales (40%) y el Departamento de Combustibles Nucleares (20%) de la Gerencia de Desarrollo. Dentro del ámbito de CNEA se ha prestado amplia colaboración a PPFAE (5%). Gerencia de Investigaciones (10%), Proyecto Agua pesada (10%), Centro Atómico Bariloche (5%) y ENACE. Los trabajos para la industria nacional, alrededor de un 5% del total, se han efectuado a través del Departamento SATI (Servicio de Asistencia Técnica a la Industria).

Entre los trabajos más relevantes, se puede destacar la caracterización de polvos de UO_2 para el Departamento de Combustibles Nucleares, microestructura de aceros utilizados en la construcción de Atucha II, observación de aleaciones de zirconio para PPFAE, depósitos de los circuitos de refrigeración de Atucha I, aceros inoxidable para el Proyecto Agua Pesada, deshidratación de cristales de arseniato de uranilo (Depto. Física).

El sistema de microanálisis dispersivo en energía EDAX permite la determinación de los elementos presentes en zonas de dimensiones inferiores al micrón, así como la obtención de los mapas de distribución (X-Ray Mapping) de un elemento dado. En 1982 se extendió el límite inferior de detección hasta el elemento oxígeno. Se está trabajando actualmente en la elaboración de programas de cálculo que permitirán realizar determinaciones cuantitativas.

Se ha brindado entrenamiento a personal de la Gerencia y de otras instituciones en operación del microscopio e interpretación de imágenes.

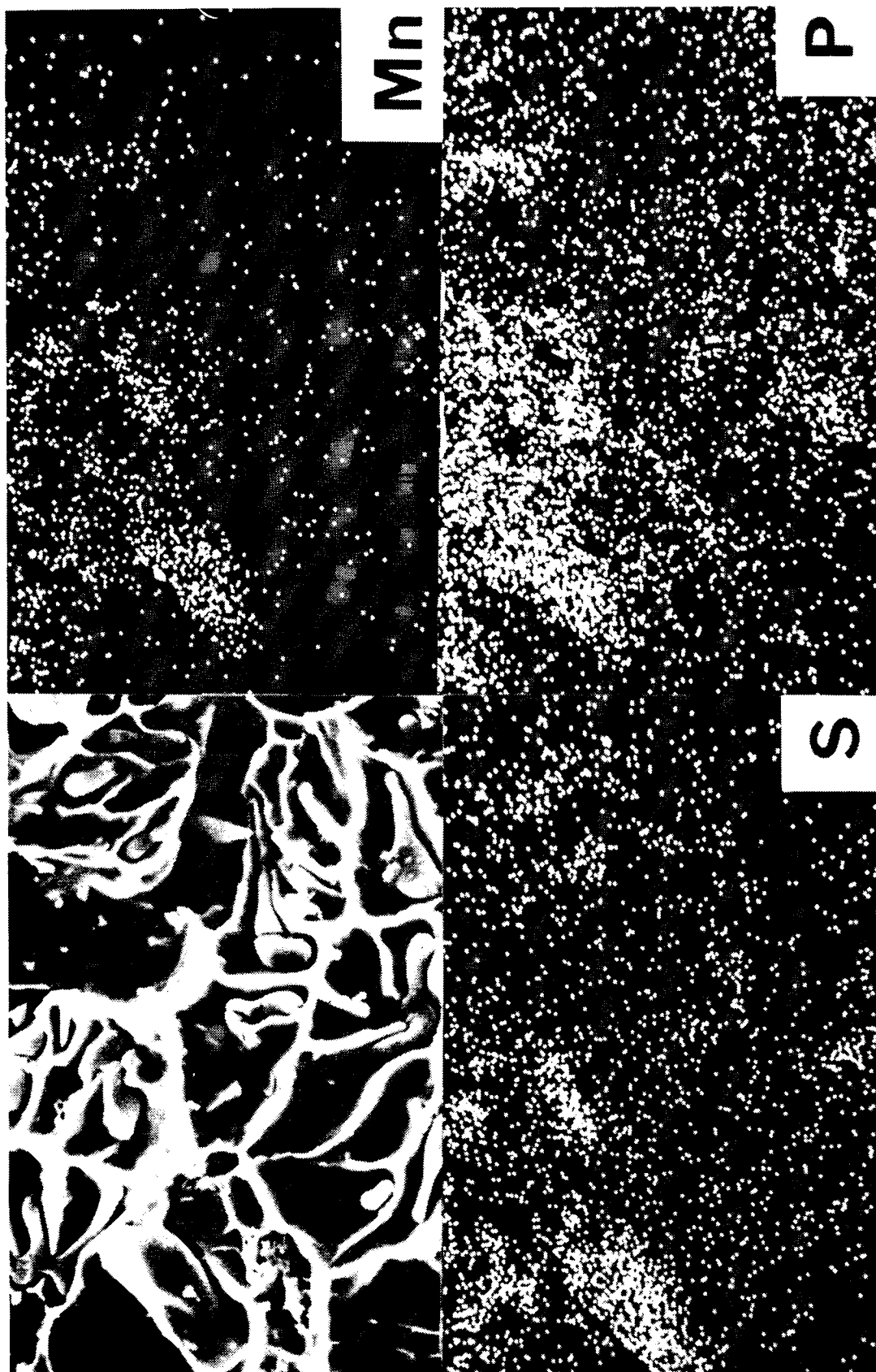
9.3. QUIMICA ANALITICA

L. Quesada, J. Garibaldi, S. Palacio.

El laboratorio brinda servicios de análisis químico de materiales metálicos y cerámicos, habiéndose realizado el análisis de 353 muestras que comprenden 878 determinaciones en 108 informes técnicos. El 58% de los trabajos fueron realizados para integrantes del departamento, el 20% para proyectos de CNEA, un 11% fueron en servicios directos a la industria y el otro 11% para otros sectores de la institución.

En el laboratorio se dispone de un equipo de absorción atómica, un espectrofotómetro UV-visible, un espectrómetro de comparación visual, instrumentos para electroanálisis y un analizador de carbono y azufre simultáneos por combustión y absorciometría infraroja.

Los materiales más habitualmente analizados son aceros, aleaciones de circonio y otras aleaciones no ferrosas.



Ejemplo de "Mapas de Rayos X" o "Mapas de Distribución de Elementos"

- a) Superficie de fractura de un acero, donde se observan inclusiones, b) Distribución de Mn, c) Distribución de S, d) Distribución de P.

Durante este período se desarrolló un método de análisis para nuevas aleaciones ferrosas con manganeso y aluminio. Se puso a punto un método de análisis preciso y se buscó con la alternativa más rápida de la absorción atómica llegar a una precisión aceptable.

Por los estrictos requerimientos de control de impurezas y del hierro en especial en ánodos de sacrificio de cinc, se planteó la necesidad de controlar contenidos cercanos a 5 ppm de Fe en Zn de alta pureza. Se consiguieron resultados adecuados por Absorción Atómica y se aplicó el método para controlar el proceso de fabricación a requerimientos de la Armada.

El grupo participó a través de su responsable en la reunión sobre Análisis Químico de Metales y sus Aleaciones en ocasión de las Jornadas de Metalurgia 1982 en Vaquerías (Córdoba).

El Lic. Ricardo Espinosa del Instituto Peruano de Energía Nuclear realizó entrenamiento en la técnica de Absorción Atómica en el laboratorio.

9.4. ELECTRONICA

T. Palacios, D. Saulino, F. Bianchi*

* becario, convenio CONET/CNEA.

Este servicio realizó el mantenimiento correctivo y preventivo del instrumental y equipamiento de apoyo del Departamento de Materiales; como así también prestó apoyo técnico en: ensayo de equipos y componentes, desarrollo y construcción de dispositivos de medida y/o control.

Para lograr este propósito se contó con el siguiente instrumental de apoyo:

- Osciloscopio de doble haz con memoria.
- Generador de doble pulso.
- Tester digital.
- Frecuencímetro.

- Registrador.
- Fuentes de alimentación, puntas generadores de pulsos, instrumentos de ensayo y medida contruídos en nuestro Servicio.

Durante el año 1982 se realizaron en total 80 trabajos sobre los cuales se redactaron 20 informes técnicos. Del total de ambos se efectuó un 90% para el Departamento de Materiales y un 10% para otros Departamentos o Proyectos.

Entre los trabajos de mayor importancia podemos citar:

- Reparación de registradores y potenciostatos.
- Desarrollo de un sistema microprocesador en base a una CPU 1802.
- Reparación de un multímetro digital.
- Diseño y construcción de una fuente controlada de 2Kv-100mA para la excitación de una lámpara de Grimm.
- Diseño y construcción de un sistema de instrumentación para una prensa de extrusión.

9.5. METALOGRAFIA OPTICA

S.L. Zalcman, B.S. Bermúdez, R. Castillo Guerra, T.A. Peralta, P.N. Nieto, F.R. Segovia.

El servicio de Metalografía Optica opera desde hace más de 25 años y en el se realizan preparaciones de muestras metálicas y no metálicas para su posterior observación por medio de microscopía óptica.

La preparación de los especímenes, normalmente consiste en el corte de la muestra original, su inclusión en resinas adecuadas, desbaste superficial, pulido final (mecánico ó electrolítico) y ataque preferencial (químico o electrolítico).

Para tal fin, se cuenta con equipos de desbastadoras y pulidoras Struers y Buehler.

También se realizan metalografías no destructivas por el sistema de réplicas "in situ", que pueden ser observadas a bajos aumentos en microscopios metalográficos (Olympus, Reichert) y con máxima resolución en bancos metalográficos (Reichert-Mef) hasta aumentos del orden 2200x.

Estos últimos cuentan con accesorios para observación con luz polarizada, contraste de fase, interferometría y ensayos de microdureza.

Las micrografías obtenidas son procesadas y copiadas en nuestro laboratorio de microfotografía.

Los trabajos a terceros fueron realizados a través del Departamento SATI (Servicio Asesoramiento Técnico a la Industria).

La mayoría de los trabajos fueron realizados para el Departamento de Materiales, Departamento SATI, Proyecto Agua Pesada, Conuar, PPFAE y Departamento de Combustibles Nucleares.

Entre los trabajos más importantes realizados, debe citarse la puesta a punto del proceso de pulido y ataque químico de muestras de UO_2 natural para Conuar S.A.

Se realizaron asimismo metalografías no destructivas "in situ" de tubos de caldera en Ingenio Ledesma (Jujuy), Petroquímica Bahía Blanca, Motomecánica S.R.L., Generador de Vapor de la Central de Embalse y Reactores JP-1 de YPF Luján de Cuyo (Mendoza).

Los trabajos para los grupos de Investigación y Desarrollo del Departamento de Materiales y de la Gerencia, se centraron en metalografías de aceros estructurales, inoxidables, aleaciones de Zirconio, pastillas y placas de elementos combustibles, tubos de Zircaloy (PPFAE) y para el Proyecto Agua Pesada se realizaron puestas a punto de técnicas metalográficas para aceros inoxidables.

Se ha dado entrenamiento en técnicas metalográficas y tratamientos térmicos de aceros, a numerosos profesionales de Instituciones y Universidades del país así como a becarios Latinoamericanos (Colombia, Perú, México).

Es necesario asimismo destacar el continuo asesoramiento que ha brindado todo el personal del Servicio de Metalografía Optica ante los requerimientos

de profesionales y técnicos de la CNEA y otras Instituciones.

9.6 MICROANALISIS

T. Palacios, G. Vigna y R. González

Este laboratorio cuenta con dos equipos de microanálisis, de microsonda electrónica CAMECA MS46 y la microsonda Laser LMA1. La actividad principal es la de prestar servicios a solicitud de los distintos grupos de investigación y desarrollo de la CNEA, de la industria a través del SATI y de otros centros de investigación del país.

Se han realizado trabajos de microanálisis detallados en un total de 37 informes, el 50% de ellos fueron para solicitantes de la CNEA, 16% para la industria y el 34% para otros centros de investigación (CITEFA, INTI, INIFTA, CIC, Policía Federal).

Del total de trabajos, 32 se realizaron con la microsonda electrónica y 5 con microsonda Laser.

A título de ejemplo de los análisis efectuados con la microsonda electrónica es dable mencionar el estudio de un tubo de acero inoxidable de tipo 304 soldado, que formaba parte de la cañería por la cual circula agua desmineralizada a temperatura ambiente de la CNE. El objeto del análisis era el de determinar las concentraciones relativas de los elementos aleantes, tanto en el cordón de soldadura como en el tubo.

También se efectuó el análisis de un fleje de Titanio de Plantas Químicas que presentaba una sustancia extraña en su seno, la cual fue detectada previamente por radiografía de rayos X. Esa sustancia resultó ser Tantalio puro.

Por pedido de una industria, canalizado a través del SATI, se analizaron muestras de palanquilla de acero producida por colada continua, que presentaba inclusiones. El objeto del análisis era el de determinar los elementos que componen estas inclusiones. Se verificó la presencia de Silicio, Manganeso y Azufre como elementos principales, acompañados de Aluminio, Calcio e

Hierro en cantidades menores.

La mayoría de los trabajos realizados con la microsonda Laser correspondieron a determinación de impurezas en materiales puros a ser utilizados por distintos grupos de investigación.

En este período se diseñó y construyó una lámpara de descarga o de Grimm que en conjunción con el espectrógrafo permite obtener espectros ópticos por descarga luminiscente de materiales conductores. Este desarrollo permitiría incorporar una nueva técnica analítica dentro del laboratorio, una vez que se hayan optimizado las condiciones de estabilización de la descarga luminiscente.

9.7. COMPUTACION

Edgardo A. Moyano.

El Servicio de Computación del Departamento de Materiales tiene por objeto dar apoyo en materia de cálculo a los integrantes de dicho Departamento. La colaboración que se brinda abarca tareas que van desde la ejecución de programas ya existentes, hasta el análisis de nuevos problemas que surgen de la investigación física y que por sus características obligan a hacer uso del Análisis Numérico. En estos casos se dialoga con el usuario, se elige un modelo que simule el problema original y a continuación se determina la técnica numérica adecuada.

La experiencia adquirida en algunos años de trabajo en este Departamento, ha obligado a dar especial importancia a algunos temas de la Matemática Numérica, como por ejemplo la resolución de Sistemas lineales algebraicos y sus múltiples aplicaciones y derivaciones, como los problemas de mínimos cuadrados (LS), en los casos de sistemas sobredeterminados. Se han realizado numerosos trabajos de ajuste de datos experimentales valiéndose del principio de mínimos cuadrados, ya sea en casos lineales o en el caso de parámetros no lineales, empleando el algoritmo de D.W. Marquardt.

Otro tema de importancia fundamental es la resolución numérica de Ecuaciones Diferenciales. En particular se ha trabajado con las ecuaciones diferenciales parciales del tipo parabólico. Aquí se ha puesto nuevamente de manifiesto la necesidad de recurrir a algoritmos que por su consistencia y estabilidad resulten útiles para la resolución de problemas en los cuales se desconoce la solución analítica o alguna aproximación analítica, y hay que recurrir a aproximaciones numéricas.

Para la resolución de estos modelos diferenciales se ha hecho especial uso del Método de Diferencias Finitas (forma explícita e implícita). Las técnicas implícitas han permitido atacar con éxito problemas de frontera móvil (problemas de Stefan) y hacer un ahorro muy elevado de tiempo de C.P.U. El gran valor de estos métodos numéricos ha alentado a publicar internamente y en colaboración, un trabajo bajo el título "Sobre la solución numérica del problema de Stefan unidimensional" Con posterioridad a este trabajo, que trata el problema de Stefan para el caso de una fase, se desarrolló en colaboración, un código destinado al tratamiento del problema para dos fases" ("Model to simulate high temperature oxidation kinetics of Zircaloy-4: Parabolic and linear behaviour," Journal of Nuclear Materials 110(192) 11-19).

El conocimiento de la importancia que tiene el estudio del tratamiento de problemas de borde móvil (es decir ecuaciones diferenciales cuyo dominio varía con el tiempo), por sus múltiples aplicaciones (metalurgia, medicina, petróleo, astrofísica, temas nucleares, etc.), ha resultado una poderosa invitación a continuar investigando en el tema. Actualmente se trabaja en una de éstas aplicaciones a propuesta del grupo de Solidificación- Fundición de este Departamento.

Se ha impartido un curso a personal del Departamento cuyo objetivo ha sido acercarlos a la computadora, mostrándoles las ventajas que poseen las técnicas del cálculo.

9.8. ANALISIS DE GASES EN METALES

Y.R.S. de Andreone, E. Zuzek

Este servicio tiene por misión esencial la determinación en metales y aleaciones de las especies químicas siguientes: hidrógeno, nitrógeno y oxígeno. Las técnicas utilizadas para ello están basadas en : a) fusión en medio reductor y corriente de gas inerte (A, He), siendo separadas las especies químicas obtenidas por cromatografía en fase gaseosa y realizándose su detección cuantitativa por conductimetría térmica. Se utiliza para ello determinadores de marca LECO, mod. TC-36 para nitrógeno y oxígeno y mod. RH-1 para el hidrógeno; b) extracción del sólido caliente en vacío para el hidrógeno. Se utiliza para ello el determinador LECO mod. 534-600, modificado en este Servicio.

La mayor demanda de análisis provino, como ya es habitual en los últimos años, del sector de Combustibles Nucleares, representado primordialmente por el Proyecto PPFAE (33%) y el Departamento Combustibles Nucleares (11%); siguen luego en orden decreciente; la industria local (por intermedio del SATI) (19,5%, Departamento Materiales (17%), CAB (5,5%) y usuarios varios (14%).

El Servicio brinda también apoyo y asesoramiento a sus usuarios. Dentro de ese marco se elaboraron para el Proyecto PPFAE los proyectos para la determinación de hidrógeno en zirconio y sus aleaciones y, análogamente para el nitrógeno y oxígeno; habiendo sido ello precedido de una etapa de revisión profunda del método en uso y de un ajuste y re-puesta a punto de los aparatos utilizados, a los efectos de la optimización de su rendimiento, en lo referente a la exactitud, precisión y reproducibilidad de las determinaciones. Simultáneamente se ha encarado la reducción de la incidencia sobre el error final de determinación de las causas de fluctuación asignables a otras variables P. ej. para el platino que se agrega como fundente a cada una de las probetas para metales del grupo IVa, se ha puesto a punto la técnica que asegurará su contenido de nitrógeno y oxígeno por debajo de los límites especificados y, además, que su grado de homogeneidad fuera compatible con los límites de tolerancia impuestos al valor promedio del respectivo contenido.

De manera análoga, se intervino en la selección final del equipamiento específico para el proyecto FAE.

Dentro del marco de cooperación existente (en lo que respecta a la transferencia de tecnología) entre la CNEA y el proveedor de Elementos Combustibles Nucleares, CONUAR, se ha desarrollado el método para la determinación de hidrógeno en pastillas de UO_2 , que es utilizado en Elementos Combustibles para la CNA-1, a los efectos de cumplir con las especificaciones pertinentes.

9.9. ENSAYOS MECANICOS, TRATAMIENTOS TERMICOS Y LAMINACION

0. Carpineta

Utilizando el equipamiento disponible que permite la realización de ensayos mecánicos como, tracción, compresión, dureza, impacto, etc., tratamientos térmicos en atmósferas inertes y protectoras, deformación por laminación, forja abierta y rotativa, etc, se prestan servicios con demanda variable, inclusive a terceros. Se realizan alrededor de 5 a 150 prestaciones por año.

Se desarrollan técnicas especiales de ensayo y se construyen los dispositivos requeridos con la colaboración del personal involucrado en las líneas de investigación que lo requieren. Se encuentran en proceso de desarrollo métodos de ensayo de componentes para Combustibles Nucleares, dispositivos de ensayos bi y tri-axiales, de fractura por doble flexión, etc.

En particular se ha desarrollado un ensayo de tracción con probeta compacta que permite la medición de la ductilidad en la dirección del espesor en chapas de acero de hasta 12mm de espesor mínimo. El mismo consiste en una probeta plana de doble ligamento producido por una perforación central. Las mordazas semicilíndricas aplican la carga sobre la pared interna del agujero. La ductilidad se evalúa a través de la reducción en área de los dos ligamentos. La probeta es de confección sencilla y no se requiere la soldadura de prolongaciones y el ensayo se realiza en una máquina corriente. Los valores que se obtienen son del mismo orden que los resultantes de ensayos convencionales.

Este ensayo está siendo utilizado en la determinación de la susceptibilidad al desgarramiento laminar en aceros para usos nucleares y convencionales y se ha propuesto su adopción como ensayo normalizado.

9.10. FUNDICION

R. Morando

- Liga madre para Zircaloy

Utilizando la técnica de colada que se puso a punto en escala de laboratorio, se fabricaron a nivel industrial 100Kg de la aleación Zr-Fe-Sn con el propósito de ser utilizada como liga madre en la fundición de lingotes de Zircaloy-4.

Se fundió con horno de inducción al aire, empleando crisol de grafito comercial y colando en lingotera de hierro.

Fueron realizados análisis químicos en diversas zonas del lingote los cuales muestran una distribución homogénea de los aleantes.

- Blindaje de un recipiente

Se efectuó el blindaje con plomo en un recipiente destinado al transporte de líquidos radioactivos. Las medidas eran : recipiente exterior Ø 800x1100mm; recipiente interior Ø 600x900mm. El trabajo consistió en colar 3500Kg de plomo en capas de aproximadamente 40mm para evitar los defectos producidos por la contracción.

9.11. ASESORAMIENTO EN CORROSION

C.J. Semino, S.M. de De Micheli, M.G. Alvarez, M. García.

Este servicio se presta tanto a las distintas dependencias de la CNEA como a la industria privada, a través del SATI. Implica la búsqueda bibliográfica y ensayos de corrosión que se efectúan en la División y apoyo complementario.

tario de otras divisiones (Técnicas Especiales, etc.).

Durante 1982 se respondieron 15 consultas.

Descripción de algunos asesoramientos:

- 1 - Eliminación de productos de corrosión en Elementos Combustibles.
Estos elementos fueron quemados parcialmente en el RA-3 y luego se almacenaron durante 10 años en un depósito de activos. Al cabo de ese lapso se encontró que dichos elementos se encontraban cubiertos por un óxido de color pardo. Se asesoró sobre un método de limpieza a base de ácidos nítrico y fluorhídrico que permitió la neutralización de estos Elementos Combustibles en otro reactor.
- 2 - Elección de una aleación resistente a un medio ácido oxidante.
El Departamento Ingeniería de Plantas Químicas solicitó asesoramiento sobre alguna aleación resistente a una mezcla de ácido nítrico 70% y fluoruro de sodio 0,2% a 110°C, para la construcción de un equipo. Se aconsejó el uso de la aleación Incoloy825 y del electrodo más adecuado para su soldadura.
- 3 - Asesoramiento sobre aleaciones de aluminio, uso en Reactores Nucleares.
El Departamento Reactores Nucleares pidió información sobre la resistencia a la corrosión de dos aleaciones de aluminio, AlMg3 y AlMgSi₁, en agua de alta pureza a 80°C, para uso en Reactores Nucleares experimentales.
Se asesoró sobre el tipo de corrosión que puede aparecer en estas aleaciones y los métodos necesarios de control para evitarlo.
- 4 - Protección anódica de un recipiente y un intercambiador de calor construídos en acero AISI 316/316-L para la deposición química del níquel. (INVAP).
Para prevenir posibles problemas de corrosión en el equipo debido al bajo pH (4,6 - 4,9) y las características reductoras de la solución, se consultó a la División Corrosión sobre la conveniencia de aplicar protección anódica a los equipos construidos en acero inoxidable. Se trazaron curvas de polarización anódica de los aceros inoxidables en la solución de niquelado con el fin de determinar el tipo de ataque

corrosivo a distintos sobrepotenciales anódicos. Se encontró que un sobrepotencial anódico de 50mV es suficiente para proteger el acero.

9.12. PROGRAMA DE VIGILANCIA PARA EL MATERIAL DEL RECIPIENTE DE PRESION DE LA CENTRAL NUCLEAR ATUCHA-2.

J.C. Crespi

El efecto de la fragilización por irradiación neutrónica de aceros para recipientes de presión se ha medido hasta hace relativamente poco tiempo, por el corrimiento de la temperatura de transición para ductilidad nula, $\Delta T\text{-NDT}$, medido por el corrimiento de la temperatura de transición dúctil-frágil, $\Delta T\text{T}$ para el nivel de energía absorbida a 41J o 68J y 0,9mm de expansión lateral en ensayos de impacto tipo Charpy-V, pre- y postirradiación, y por el endurecimiento por irradiación neutrónica, $\Delta\sigma$, medido por ensayos de tracción.

Este programa de irradiación convencional se ha visto inadecuado para determinar el margen de seguridad operativa bajo condiciones de un accidente postulado como "shock térmico bajo presión".

Un programa de vigilancia avanzado para el material del recipiente de presión de la CNA-2, 22MnNiMo55, tratando de superar la dificultad señalada, ha incluido, por lo tanto, el ensayo de probetas fractomecánicas adicionales, del tipo de flexión en tres puntos, de 25mm de espesor (1T-3PB), que permiten la determinación directa de parámetros fractomecánicos válidos, del J_{ic} (K_{jc}) en un intervalo de temperaturas mayor que aquél permitido por probetas del tipo WOL-1X corrientemente incorporadas para determinar el parámetro K_{Ic} , utilizando al máximo el espacio disponible para la cápsula de irradiación en CNA-2.

El programa de vigilancia propuesto para CNA-2, ha de satisfacer en su conjunto los requerimientos establecidos en la norma ASTM-E185. Se ensayarán de este modo tres conjuntos de probetas (Charpy-V, tracción, 1T-3PB):

un primer conjunto en condiciones pre-irradiación, un segundo conjunto de condiciones post-irradiación que representa 50% de vida útil a plena potencia del reactor y un tercer conjunto que representa 100% de vida útil a plena potencia del reactor manteniéndose en reserva un cuarto conjunto de probetas.

Se ha incorporado asimismo al programa de vigilancia de CNA-2 un conjunto de cápsulas de irradiación conteniendo un material de referencia, de procedencia de OIEA, SA-508 Clase 3, para verificación del cálculo de fluencia neutrónica y factor de avance por el ajuste de la función de daño de Serpan empleada en el cálculo. Se ha recomendado igualmente que tal factor de avance se halle dentro del orden de 1,5 a 3 en lugar del actualmente empleado para CNA-1.

9.13. SOLDADURA

T.E. Pérez , M. Solari* y D. Balzaretto

*Dto. INEND

Dentro del marco del Programa de Colaboración entre la Gerencia de Desarrollo y los Proyectos Agua Pesada, se elaboraron informes respondiendo a consultas de distintos sectores de los Proyectos:

Soldadura del cabezal inferior de un recipiente a su pollera de apoyo:

Se analizaron cordones de soldadura correspondientes a la unión entre el cabezal y la pollera, efectuados empleando distintos procedimientos de soldadura.

En el análisis se empleó metalografía óptica observando la macro y microestructura; así como presencia de defectos tales como poros, inclusiones de escoria, falta de fusión, de penetración o fisuras etc.

Se sugirieron, además, procedimientos alternativos para asegurar adecuada penetración en la raíz. Los informes fueron elaborados por los Ingenieros M. Solari (Dto. INEND) y T.E. Pérez (Dto. Materiales).

Evaluación de la soldadura longitudinal del recipiente de LECS (Lazo Experimental de Comportamiento en Sulfídrico) destinado a actuar en medio sul-

fídrico (M. Solari, T.E. Pérez).

A solicitud de la Gerencia de Planta Experimental, se participó, en carácter de asesor técnico, conjuntamente con representantes de dicha gerencia, de la empresa Evangelista y de Ensayos no Destructivos (CNEA) de varias reuniones con la finalidad de establecer la significación de algunos problemas aparecidos en la única pollera cabezal y determinar el método más adecuado para su eliminación.

Análisis de fallas en la soldadura longitudinal de un caño de aluminio para la protección de un conductor, a solicitud de la empresa Pirelli.

Se detectó un problemas de porosidad, empleando metalografía óptica y electrónica de barrido; se propusieron soluciones tendientes a eliminar las distintas posibles fuentes de porosidad. (Ing. D. Balzaretti, T.E. Pérez).

9.14. REVESTIMIENTOS DE ACEROS DE RECIPIENTES DE ATUCHA-2

H.C. González, M.A. Mondino

A solicitud de ENACE se procedió al análisis de normas para calificación de material de origen nacional a usar en recubrimientos de aceros de recipientes de la Central Nuclear Atucha-2.

En particular, se controló mediante ensayos de dureza (DIN3505), resistencia a la irradiación con rayos γ (DIN 53750) y capacidad de decontaminación radiactiva (Proyecto DIN 24515), ebonitas y gomas blandas de 3 industrias nacionales.

10. PUBLICACIONES

- "Pitting and Pitting Inhibition of Iron in Sodium Sulphate Solutions"
A.D. Keitelman y J.R. Galvele
Corrosion Science 22 739 (1982)
- "Straining Metal Electrode as a SCC test. Type 304 Stainless Steel in
 $MgCl_2$, $CaCl_2$ and $LiCl$ Solutions". I.A. Maier, E. López Pérez y J.R. Galvele.
Corrosion Science 22 537 (1982).
- "Microstructure and Solute Segregation in Aluminium Corrosion" "Aluminium
Transformation Technology and Applications - 1981 -". S.M. de De Micheli y
J.R. Galvele.
American Society for Metals, 521 - 547 (1982).
- "Electrochemical Study of Corrosion In Dental Materials". S.M. de De Micheli
y O. Riesgo.
Biomaterials 3, 209, (1982)
- " Pitting Corrosion". J.R. Galvele.
Encyclopedia of Materials Science and Engineering (Editor in Chief M.B.
Bever) Pergamon Press (1982).
- "Measure du Coefficiente de Diffusion de l'oxigene dans le titane entre
460°C et 750°C par utilization de la Reaction Nucleaire ^{16}O (dp) ^{17}O ".
D. David*, E. García y G. Beranger*
Compte Rendu Acad. Sc. Paris, 294 (1982).
* Universite de Thechnologie de Compiegne, Dept. de Genie Mechanique,
Compiegne, France.
- "Difusión de microaleantes en Fe y aleaciones de Fe". S. Kurokawa, J.E. Ru
zzante, D. Moreno Pérez y F. Dymont.
Jornadas de Metalurgia, Vol. II, 167, (1982), Córdoba - Argentina.
- "Difusión de ^{51}Cr en aleaciones Zr-Sn". L.I. Nicolai, R. Migoni y R.H. de
Tendler.
Metalurgia Física y Tratamientos Térmicos - 82 Seminario da COMFIT,
Associação Brasileira de Metais, San Pablo, Brasil, (1982)

Nota técnica interna: CNEA NT2/82.

- "Análisis de Gases en Metales". E. Zuzek y Y. Simkin
Publicación interna PMTM/A-32 - CNEA-AC/82.
- "Radiation Induced Dimensional Changes in Zirconium". H.C. González, A.M. Fortis y T.H. Blewitt*
Journal of Nuclear Materials 108 & 109 485-489 (1982).
*Argonne National Laboratory - USA
- "Corrections due to Inhomogeneous Strains to the Internal Friction Measures by Free Decay". F. Povoło
Scripta Met. 16 888 (1982).
- "On the High Temperature Internal Friction Back Ground". F. Povoło y B.J. Molinas (UNR)
Proceedings 6th International Conferences on the Strength on Metals and Alloys, Melbourne, Australia, p.89 (1982).
- "The Interpretation of the Scaling Relationship shown by the $\log \sigma - \log \dot{\epsilon}$ Creep and Stress - Relaxation Curves". F. Povoło y G.H. Rubiolo (UNR)
Proceedings 6th International Conference on the Strength of metals and Alloys, Melbourne, Australia, pág. 589 (1982).
- "Propiedades Mecánicas". F. Povoło y A.J. Marzocca (CIC)
Publicación Interna PMTM (A-22) (1982).
- "Fallas en tubos de Presión de Reactores CANDU". A.F. Iorio y M. Ipohorski
CNEA - DI 1/82.
- "Direct Observation of Hydrogen Evolution in the Electron Microscope Scale" T.E. Pérez y J. Ovejero García.
Scripta Metallurgica 16 161-164 (1982).
- "Welding Structures in Gas Tungsten Arc Welding Zircaloy" T.E. Pérez y M.E. Saggese.
Metallography 15 43-52 (1982).
- "Model to simulate High Temperature Oxidation Kinetics of Zircaloy-4. Parabolic and Linear Behaviour". A. Denis, E. Moyano y E. García.

Journal of Nuclear Materials, 110 (1982) 11-19.

- "Comparison of the Transient Fuel Element Computer Codes BACO and URANUS in application to typical ATUCHA I Heavy Water Reactor Data". C. Baigorria, T. Preusser* y G. Boecking*.
Tech Rep. RTDA 71-82, DARMSTADT - Rep. Fed. Alemania.
*Institut fur Reaktortechnik - T.H. Darmstadt R.F.A
- "Cálculo no estacionario de temperaturas en dos cilindros concéntricos con producción interna de Calor". C. Baigorria.
Procc. 1st Latin American Congress on Heat and Mass Transfer. 2 1119-1141-
La Plata - Argentina 1982.
- "Estática y Dinámica de Defectos en Metales de Estructura Hexagonal Compacta". A.M. Monti.
P. Interna PMTM/T-2 . Tesis de Doctorado.
- "Self-Interstitial in Hexagonal Close - Packed Metals". A.J. Fendrik, A.M. Monti y E.J. Savino.
Phys. Stat. Sol. (6) 113, (709), (1982).
- "Computation of the Influence of the Fuel to Sheat Thermal Conductance in Reactor Fuel Temperature Prediction". C. Baigorria, S. Harriague y K. Lassman*.
Nuclear Engineering and Design 73, 95-99, (1982)
*Transuranium Institut-Euratom-KFK-Karlsruhe. R.F.A.
- "A Study of Friction and Axial Effects in Pellet-Clad Mechanical Interaction" S. Harriague y J.E. Meyer*
P. Int: CNEA-NT 14/82.
*Depart. of Nuclear Ingeneering, M.I.T. (USA)
- "Método de Reflexión-Transmisión por Rayos X para la obtención de la figura completa de polos". M. Ortiz y A. Sarce.
Proceeding III Seminario de análisis por técnicas de Rayos X-SARX III -
La Plata - Argentina - pág. 113.
- "Transformaciones de fase". A. Sarce.
P. Interna: CNEA-AC-13/82.

- "Técnica de diagramas de Kossel". A. Sarce.
P. Interna: PMTM/A-23 - CNEA-AC-21/82.
- "Estudio de la Composición Química de inclusiones en aceros mediante técnica de microanálisis de láminas delgadas". E.R. de Schiapparelli, R. Versaci y S. Muro.
P. Interna: CNEA - NT 21/82.
- "Microscopía Electrónica Analítica" R. Versaci
PMTM/A-24-CNEA-AC 17/82.
- "Influence of the Sample Radius and Irradiated Zone Width on the Defocusing Phenomenon in the Schultz Technique". D. Hermida.
Mat. Sc. and Eng. 56, 135, (1982)
- "Identificación de martensita por difracción de Rayos X en un acero de bajo Carbono". J.D. Hermida.
CNEA-NT 17/82
- "Utilidad de la función distribución de orientaciones cristalinas en el análisis de la textura cristalográfica" J.D. Hermida y A.A. Pochettino
CNEA-NT 19/82.
- "Ataque localizado de metales". J.R. Galvele y J.J. Podestá.
Monografías Acad. Nac. Cs. Ex. Fis. Nat. Buenos Aires, Vol.2, 1982, pp.209-229.
- "Irradiation creep by stress-induced preferential attraction due to anisotropic diffusion (SIPA - AD)" E.J. Savino y C.N. Tomé.
Journal of Nuclear Materials, 108 & 109 (1982) 405-416.
- "Point-defect diffusion in a strained crystal", C.N. Tomé, H.A. Cecatto y E.J. Savino.
Phys. Rev. B , 25, (1982) 7428 - 7440.
- "Corrosión bajo tensiones", C. Semino.
PMTM/A-34.

11 - CURSOS, SEMINARIOS Y CONFERENCIAS.

11.1. 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 1982.

II CURSO DE METALURGIA Y TECNOLOGIA DE MATERIALES

Coordinador: A.M. Fortis (CNEA)

Ciclo Básico (1º Marzo - 2 Julio)

- Introducción a la Metalurgia (62 hs)
Prof.: J. Ovejero (CNEA)
- Termodinámica (60 hs)
Prof.: J. Borrajo Fernández (U.N. de Mar del Plata)
T.E. Pérez (CNEA)
- Instrumental (42 hs)
Prof.: L. Boschi (CNEA)
- Cristalografía (40 hs)
Prof.: J.D. Hermida (CNEA)
- Defectos en Cristales (48 hs)
Prof.: A.M. Monti, R. Migoni (CNEA)
- Difusión en Metales (30 hs)
Prof.: R. Tendler, R. Piotrkowski (CNEA)
- Propiedades Mecánicas (52 hs)
Prof.: F. Povoio (CNEA), A. Marzocca (CIC)
- Trabajo Mecánico (90 hs)
Prof.: L. Iurman (INVAP, S.E.), A. Sáenz López (Univ. Nac. del Sur), J.C. Almagro (CNEA)

- Solidificación y Estructura de Piezas Fundidas (72 hs)
Prof.: T.E. Pérez, D. Balzaretti, E. Vicente (CNEA)
- Transformaciones de Fase y Tratamientos Térmicos (52 hs)
Prof.: A. Sarce, A. Cabo (CNEA)

Ciclo de Especialización (1º Setiembre - 2 Diciembre)

a) Metalurgia Convencional.

- Técnicas Especiales (90 hs)
Metalografía Óptica
Prof.: J. Ovejero (CNEA)
Difracción Rayos X
Prof.: J.D. Hermida (CNEA)
Microscopía Electrónica
Prof.: M. Ipohorski, A. Pochettino, R. Versaci,
N. Marcone (CNEA)
Técnicas de Microanálisis
Prof.: H. Espejo, T. Palacios, G. Vigna (CNEA)
- Aceros (48 hs)
Prof.: A. Hey, J. Ovejero (CNEA)
- Mecánica y Metalurgia de la Fractura (54 hs)
Prof.: C. Pampillo (ENACE), E. Sciamarella (ENACE)
- Soldadura (60 hs)
Prof.: J.P. Esperón, J. Morgenfeld, T. Pérez,
M. Solari, P. Cabot (CNEA)
- Corrosión (60hs)
Prof.: S.M. de De Micheli, G.A. de Fernández,
C.J. Semino (CNEA)
- Ensayos no Destructivos y Control de Calidad (80 hs)
Prof.: J.N. Báez, A. Leston, A. Mender, F. Egido,
L. Pello, A. Lozano (CNEA)

b) Metalurgia y Tecnología Nuclear

- Metalurgia del zirconio y Aleaciones (60 hs)
Prof.: D. Arias, D. Banchik, O. Lanzós,
A. Leyt (CNEA)
- Elementos de seguridad en Centrales Nucleares y Radioprotección (24 hs).
Prof.: H. Perl, M. Friedenthal (CNEA)
- Elementos de termodinámica aplicada a Reactores Nucleares (18 hs)
Prof.: G. Parkansky (CNEA)
- Materiales Combustibles (36 hs)
Prof.: A. Kummerer (R.F. Alemania)
- Neutrónica (60 hs)
Prof.: C. Notari (CNEA)
- Tecnología de Elementos Combustibles (90 hs)
Prof.: K. Hoffman (R.F. Alemania), A. Cirimello,
E. Pérez, A. De Grande, A. Marajofski,
E. Casario (CNEA)

Participaron en el Curso 101 alumnos del país (11 becados) y 7 alumnos procedentes de Perú, Colombia, Brasil, Chile y México (3 becados).

VIII SEMINARIO LATINOAMERICANO EN EL NIVEL POST-DOCTORAL DE TECNICAS DE ANALISIS EN METALURGIA - 28 de Junio - 27 de Agosto.

Coordinadores: E. García y T. Palacios (CNEA)

Durante el seminario fueron tratados los temas que se detallan a continuación indicándose así también el nombre y procedencia del expositor correspondiente:

- Microscopía electrónica.
A.A. Pochettino (CNEA)

- Análisis de partículas.
R. Versaci (CNEA)
- Metalografía no destructiva y técnicas de alta resolución.
J. Ovejero (CNEA)
- Metalografía.
F. Kiss (UFRGS - Brasil)
- Microanálisis.
H. Espejo y T. Palacios (CNEA)
- Técnicas de diagrama de Kossel.
A. Sarce (CNEA)
- Análisis por reacciones nucleares.
G. Beranger (Univ. Tech. Compiègne - Francia)
- Auger y espectroscopía de fotoelectrones.
R. Baragiola (CNEA).
- Difracción de Rayos X.
D. Hermida (CNEA)
- Análisis de Gases.
Y. Simkin y E. Zuzek (CNEA)
- Ensayos no Destructivos.
J. Báez y A. Mender (CNEA)
- Espectroscopía Óptica.
A. Batistoni (CNEA)
- Espectrometría Auger cuantitativa.
H. Schneider (KFK - Alemania)
- Métodos Electroquímicos. Su aplicación en el campo metalúrgico.
A. Caridi (CNEA)
- Aplicación de técnicas de análisis a la solidificación.
H. Biloni (LEMIT - CIC)

- Análisis por anelasticidad y plasticidad.

A. Hey y M. Mondino (CNEA).

- Fluorescencia de rayos X.

D. Vigoda de Leyt (CNEA).

- Metalografía cuantitativa.

G. Ondracek (KFK - Alemania)

Participaron 23 alumnos del país y 8 alumnos procedentes de Bolivia, Brasil, Costa Rica, Chile y México.

Cursos dictados fuera del Departamento de Materiales.

- "Corrosión"; por J.R. Galvele; (dictado en la Escuela Superior Técnica del Ejército, Argentina); duración: 10 hs.
- "Corrosión"; por C.J. Semino; (dictado en CAB - Bariloche - Argentina); duración: 9 hs.
- "Defectos en Sólidos"; por F. Povoio y F. Dymont; (Curso de Post-Grado dictado en la FCE y N - UBA); duración: 48 hs.
- "Entrenamiento del Personal Técnico del Laboratorio de Gases de PPFAE para operar los aparatos LECO TC - 36 y LECO RH-1"; por Y. Simkin y E. Zuzek; (CNEA); duración: 15 hs.
- "Daño por Hidrógeno en Aceros"; por C.A. Andreone; (dictado en la UTN - Facultad Regional Buenos Aires - Dto. Extensión Universitaria -; auspiciado por SAM-UTN); duración: 9 hs.
- "Corrosión Metálica"; por S.M. de De Micheli; (dictado en la UTN - Facultad Regional Buenos Aires - Dto. Extensión Universitaria -; auspiciado por SAM-UTN); duración: 15 hs.
- "Propiedades Dinámicas de Cristales Perfectos"; por R.L. Migoni; (Curso de Post-Grado dictado en la FCEyN - UBA); duración: 24 hs.
- "Metalurgia de soldadura de no ferrosos"; por T.E. Pérez; (dictado dentro del curso de Tecnología Da Soldagen en la Universidad Federal de Santa Catalina - Florianópolis - Brasil); duración: 15 hs.
- "Teoría de la Corrosión"; por J.R. Galvele; (dictado en el Instituto Argentino del Petróleo - Argentina); duración: 15 hs.

- "Materiales empleados en la Industria Nuclear: aceros estructurales, inoxidables, aleaciones de alto níquel y propiedades"; por T.E. Pérez; (dictado dentro del Curso de Ingeniería Nuclear organizado por CNEA y la Facultad de Ingeniería - UBA); duración: 6 hs.
- "Tecnología de Soldadura"; por T.E. Pérez; (dictado en el IAS y organizado por IAS y CNEA); duración; 15 hs.

11.2. SEMINARIOS

a) Seminarios dictados en el Departamento de Materiales de CNEA:

- "Deformación en caliente de aceros"; por A. Hey.
- "Comportamiento termomecánico de barras combustibles", por S. Harriague.
- "Oxidación en atmósfera gaseosa"; por E. García.
- "Cu-Au - A model substance for the understanding of the physical aspects of corrosion, stress - corrosion cracking, and liquid - metal embrittlement of alloys"; por W. Frank (Max-Planck - Institut fur Metallforschung y Universidad de Stuttgart - RFA).
- "Estática y dinámica de defectos puntuales en la red del Mg"; por A.M. Monti.
- "Picado e inhibición del picado en Soluciones de Sulfato de Sodio"; por A.D. Keitelman.
- "Transformaciones de fase sin difusión en Aleaciones de Zr-Nb y Zr-Nb-Al"; por J.C. Bolcich (CAB).
- "Soldadura por resistencia. Su aplicación al desarrollo del Combustible Nuclear Embalse Río III"; por D. Balzaretti.
- "Desarrollo de miniplacas con núcleos de U_3O_8 de bajo enriquecimiento"; por Y. Simkin y N. Badino.
- "Relación del Departamento de Materiales con otros organismos de CNEA":

Temas Tratados:

- "Ante-proyecto para la cuarta central nuclear", por A. Hey.
- "Central Nuclear Atucha II construída por ENACE"; por A. Hey.
- "Programa de colaboración del Departamento de Materiales en el Proyecto RA-7 y en el Departamento Ingeniería de Plantas Químicas", por C. Semino.
- "Programa de Colaboración con la División Agua Pesada", por M. Mondino.
- "Estudios de transformación y precipitación en aceros microaleados al Nb y al V"; por L.R. Estrada (Instituto Mexicano de Investigaciones Siderúrgicas - México).
 - "Thermal fatigue in corrosion enviroment of rolls used for the continous casting of steel"; por G. Beranger (Université of Technologie - Compiegne-Francia).
 - "Creep en aceros inoxidables austeníticos Cr Ni bajo oxidación superpuesta"; por O. Villegas (Universidad Mayor de San Andrés - Bolivia).
 - "Estudio de la estabilidad de carburos mediante microscopía electrónica analítica"; por R. Versaci.
 - "Rol de los precipitados en la recristalización (caso del Fe-Si)"; por C. Wörner Olavarria (Universidad Católica de Valparaíso - Chile)
 - "Actividades del Laboratorio de Análisis Químico de Materiales"; por L. Quesada.
 - "Actividades de la Gerencia de Desarrollo"; por M. Sametband.
 - "Una nueva familia de aceros inoxidables austeníticos conteniendo aluminio y manganeso: evaluación de factibilidad y propiedades"; por E. Toscano.
 - "Difusión de ⁵¹Cr en aleaciones de Zr-Sn"; por R. Tendler y R.L. Migoni.
 - "Propiedades mecánicas de Zinc irradiado a bajas temperaturas. (Comportamiento plástico, fractura y estudios de recuperación por plasticidad)"; por C. Iriart.
 - "Descripción del sistema de Garantía de Calidad en el Proyecto PPFAE"; por D. Banchik

- "Interpretación de los mecanismos de transferencia de calor en Poliestireno expandido (PSE); por E. Pasqualini.

- "Fractura Elastoplástica: J_{1C} - curvas R"; por A. Iorio.

b) Seminarios dictados fuera del Departamento de Materiales de CNEA:

- "Actividades en desarrollo en el Grupo Difusión del Departamento de Materiales de la CNEA": por F. Dymont; (dictado en el Institut fur Theoretische und Angewandte Physik, Universidad de Stuttgart - RFA).

- "Difusión a lo largo de interfases. Sistema Cu-Al", por F. Dymont; (dictado en el Institut fur Metallforschung - Universidad de Münster - RFA).

- "Fabricación de Elementos Combustibles de bajo enriquecimiento con núcleos de U_3O_8 Al: Estudio de los factores que condicionan la obtención de polvo de U_3O_8 "; por Y. Simkin; (dictado en el Seminario Latinoamericano sobre Pulvimetalurgia, Valparaíso - Chile).

11.3. CONFERENCIAS

- "Procesos de transporte en la ruptura de pasividad de metales"; por J.R. Galvele; (dictada en la Gordon Research Conference, New Hampshire).

- "Mecanismos de Corrosión Bajo Tensión"; por J.R. Galvele; (dictada en el National Bureau of Standards, Washington).

- "Corrosión de Metales"; por J.R. Galvele y C.J. Semino; (Ciclo de conferencias dictadas en la UTN - Facultad Regional de Concepción del Uruguay - Argentina).

- "El Hidrógeno en soldadura"; por T.E. Pérez; (dictada en las Terceras Jornadas de Soldadura del Sur, desarrolladas en la UTN - Facultad Regional de Bahía Blanca - Argentina).

- "Fenómenos de transporte en la Ruptura de la Pasividad"; por J.R. Galvele; (dictada en INIFTA, Universidad Nacional de La Plata).

- "Ataque localizado en metales"; por J.R. Galvele, (dictada en la Academia

Nacional de Ciencias Exactas, Físicas y Naturales, Buenos Aires - Argentina).

- "Corrosión bajo tensión"; por J.R. Galvele; (Conferencia plenaria de las Jornadas de Corrosión, Asociación Argentina de Corrosión, Rosario - Argentina).
- "Corrosión en Soldaduras de Aceros Inoxidables"; por C.I. Semino;(dictada en el IAS).

12. PRESENTACIONES A CONGRESOS

Reunión Nacional de Física - Diciembre 1982 - La Plata - Pcia. de Bs.As.

- "Estudio de la estabilidad de fases metálicas mediante microscopía electrónica analítica". R. Versaci
- "Modelo para simular la interacción UO_2 /Zircaloy a altas temperaturas". A. Denis y E. García.
- "Estudio mediante XPS de la oxidación de Zr a bajas presiones y temperatura ambiente. Disolución del Oxido formado". C.O. González (CIC) y E.A. García.
- "Estudio de un problema tipo Stefan en un material con fuentes internas de calor". C. Baigorria
- "Transformación Martensítica $\beta'_1 \rightleftharpoons \alpha'_1$ inducida por tensión en la fase martensítica β'_1 de la aleación Cu-12,5%Al-4%Ni". H. Cassia y C. Rodríguez.
- "Transformaciones de fase en el sistema Fe-Al-Mn-Si-O y propiedades mecánicas de las estructuras resultantes". E. Toscano y C. Rodríguez.
- "Análisis de Carburos de Nb precipitados en un acero microaleado". G. Domizzi y A. Sarce.
- "Efecto de partículas dispersas sobre la migración de bordes de grano en chapas de Fe-3%Si". A. Sarce y A. Cabo.
- "Cálculo autoconsistente de los fonones en KTaO_3 desde 0 hasta 1220°K" R. Migoni.
- "Relación entre la anisotropía de la deformación plástica y la textura de aceros". A. Pochettino.
- "Simulación discreta de texturas y su aplicación al cálculo de crecimiento y creep bajo irradiación de Zr". N.S. de De Grande, A. Pochettino y E. Savino.
- "Fractura en monocristales de Zn irradiados a bajas temperaturas". C.J. Iriart, A.M. Fortis y H.C. Gonzalez.

- "Difusión de ^{51}Cr en monocristales de $\text{Zr-}\alpha$ ". N. Varela (INTI), S. Balart y R. Tendler.
- "Daño por Hidrógeno". C.A. Andreone
- "Fractura asistida por hidrógeno en aceros ferríticos" E. Blanco y C.A. Andreone.
- "Pérdida de ductilidad asistida por hidrógeno en un acero austenítico metaestable" E. Pardo y C.A. Andreone.
- "Transformaciones de fase inducidas por el hidrógeno en un acero austenítico". E. Pardo, D. Hermida y C.A. Andreone.
- "Mecanismos de deformación durante la termofluencia de Zircaloy-4 a 673°K" F. Povolo, J.D. Hermida y A.J. Marzocca (CIC).
- "Significado de la propiedad de traslación en el diagrama $\log \sigma$ $\log \dot{\epsilon}$ " F. Povolo y A.J. Marzocca (CIC).
- "Variación con la temperatura de las constantes elásticas de vainas de elementos combustibles de Zircaloy-4". R.E. Bolmaro (IFIR-CONICET-UNR) y F. Povolo.
- "Métodos experimentales que contemplan la dependencia de la fricción interna, medida en péndulos automáticos, con la temperatura y con la amplitud de deformación". F. Povolo, B.J. Molinas (IFIR-CONICET-UNR) y A.F. Armas (IFIR-CONICET-UNR).
- "Estudio del fondo de fricción interna de alta temperatura de metales y aleaciones". F. Povolo y B.J. Molinas (IFIR-CONICET-UNR).
- "Campo electromagnético y generación de calor en la refusión y en la soldadura de metales por electroescoria". G. Sánchez Sarmiento (ENACE) y E.E. Vicente.

Jornadas de metalurgia - Abril 1982 - Córdoba.

- "Envejecimiento por templado en aceros calmados". C.A. Andreone, E. De Simone y A. Hey.

- "Difusión de microaleantes en Fe y aleaciones de Fe". S. Kurokawa, J.E. Ruzzante, D. Moreno Perez y F. Dymment.
- "Relación entre la anisotropía de la deformación plástica y la textura de chapas metálicas". N. Mingolo, A. Pochettino.
- "Predicción cuantitativa de la posición y altura de orejas de embutido profundo en chapas de Al". A. Pochettino, M. Pernot y R. Penelle.
- "Caracterización de precipitados y su relación con las texturas en chapas de aceros calmados con Al". M. Ortiz, G. Domizzi, A. Hey y A. Sarce.
- "Efectos del pH en la pasivación y el picado de metales". A.D. Keitelman y J.R. Galvele.
- "Fluidez de aleaciones de Al": O. Garbellini (UNC), T. Pérez y H. Biloni (LEMIT).
- "Corrosión por dealeado de bronce de aluminio para intercambiadores de calor". R. Jais y S.M. de De Micheli.
- "Oxidación de aleaciones de Circonio a bajas presiones. Análisis por XPS". C.O. González (CIC) y E.A. García.
- "Simulación de cinéticas de oxidación de Zr a altas temperaturas. Efecto de la porosidad del óxido". A. Denis, E. Moyano y E.A. García.
- "Simulación computacional de los fenómenos de transporte en la refusión de metales por electroescoria". G.S. Sarmiento (ENACE), E.E. Vicente.
- "Difusión de microaleantes en Fe y aleaciones de Fe". S. Kurokawa, J.E. Ruzzante, D. Moreno Pérez y F. Dymment.

Presentaciones Murales:

- "Comportamiento electroquímico de Zr y Zry-4". L. Lanzani y S.M. de De Micheli.
- "Corrosión bajo tensión de aleaciones de Cobre". M.G. Alvarez, M. Giordano y J.R. Galvele.
- "Cinética de repasivación en la corrosión bajo tensión" R.M. Carranza, S.M. Gravano, I.A. Mayer y J.R. Galvele.

I Congreso Latinoamericano de Transferencia de Calor y Materia - 31 de octubre-4 Nov. 1982 - La Plata - Pcia. de Bs.As.

- "Transferencia térmica, Campo electromagnético y flujo viscoso en la refusión de metales por electroescoria". G. Sánchez Sarmiento y E.E. Vicente.
- "Modelo para simular cinéticas de oxidación de Zircalloy-4 durante transitorios de temperatura entre 600°C y 800°C". A. Denis y E.A. García.
- "Cálculo no estacionario de temperaturas en dos cilindros concéntricos con producción interna de calor". C.A. Baigorria.

Jornadas Argentinas de Corrosión - Noviembre 1982 - Rosario.

- "Corrosión por dealeado de aleaciones Cu-Al". R. Jais(CIC) y S.M. de De Micheli.
- "Cinética de repasivación en la corrosión bajo tensión del AISI 304". R.M. Carranza y J.R. Galvele.
- "Mecanismo de disolución selectiva de aleaciones Cadmio-Magnesio". R. Mizrahi (CIC, UBA) y J.R. Galvele.

Presentaciones a otros Congresos.

- "Mecanismo de disolución selectiva de aleaciones Cadmio-Magnesio". R. Mizrahi (CIC, UBA), J.R. Galvele.

Reuniones Científicas Informativas de la CIC - La Plata - Junio 1982.

- "Difusión de ⁵¹Cr en aleaciones Zr-Sn". L.I. Nicolai, R. Migoni y R.H. de Teneller.

Seminario da COMFIT, ABM, San Pablo, Brasil-Octubre 1982.

- "Modelación computacional de los campos térmico, electromagnético y de velocidades en la refusión de metales por electroescoria". G. Sánchez Sarmiento y E.E. Vicente

I Congreso Latinoamericano sobre métodos Computacionales para la Ingeniería, Buenos Aires, 10-12 Mayo 1982.

- "Influence of δ ferrite Weld Metal Content on Hydrogen Embrittlement". T. E. Pérez, A. Funes y J. Ovejero García.
Third International Congress on Hydrogen and Materials 7-11 Junio 1982 - París.
- "Localization Microstructural de l'hydrogene Cathodique dans les Aciers Inoxydables Austenitiques". T.E. Pérez y J. Ovejero García.
Third International Congress on Hidrogen and Materials 7-11 Junio de 1982 - París.
- "Structural Elements Analysis in submerged Arc Weld Metals". M.J. Solari, T.E. Pérez y J.P. Esperon.
4th International Conference on Welding in Nuclear Engineering, German Welding Society, Aache, 22-24 noviembre 1982.
- "Diseño de las Estructuras Metalúrgicas del Metal de Soldadura". M. Solari, T.E. Pérez y J. Esperon.
IV Congreso Argentino de Soldadura, IAS, 23-25 noviembre 1982, Buenos Aires.
- "Estudio de juntas efectuados con electrodo tubular bajo protección gaseosa". J.C. González, T.E. Pérez, M. Solari y L. de Vedia.
IV Congreso Argentino de Soldadura, IAS, 23-25 noviembre 1982 - Buenos Aires.
- "A study of friction and Axial Effects in Pellet-Clad Mechanical Interaction" S. Harriague y J.E. Meyer.
IAEA Specialist meeting on Water Reactor Fuel Element Performance Computer Modelling - Preston, U.S.A., Marzo 1982.
- "On the High Temperature Internal Friction Back Ground". F. Povoło y B.J. Molinas (UNR).
6th International Conference on the Strength of Metals and Alloys, Melbourne, Australia, 1982.
- "The Interpretation of the Scaling Relation Ship Shown by the $\log \sigma - \log \dot{\epsilon}$ Creep and Stress-Relaxation Curves". F. Povoło y G.H. Rubiolo (UNR)
6th International Conference on the Strength of Metals and Alloys, Melbourne, Australia, 1982.

13. ESTADIAS EN EL EXTERIOR

- F. DYMENT

Institut fur theoretische und Angewandte Physik, de la Universidad de
Stuttgart, R.F. Alemania.
Diciembre 1981 - Marzo 1982.

- R. HADDAD

Science Material Branch -CRNL-AECL Chalk River - Canadá -
Abril 1981 - Abril 1982

- M.E. SAGGESE

Dto. Metalurgia - Universidad de Sheffield - Inglaterra -
Desde Julio 1981.

- R. VERSACI

Dto. Metalurgia - Universidad de Sheffield - Inglaterra -
Agosto 1981 - Abril 1982.

- M.R. MARRAPODI

Institute Nationale de la Propriété Industrielle
Centre Nationale de la Recherche Scientifique
Centre Nucléaire-Saclay (C.E.A.)
Institute Nationale du Pétrole (Centre de Documentation)
Francia - Mayo 1982 - Febrero 1983

- A.F. IORIO

Chalk River Nuclear Laboratories. Chalk River, Ontario, Canadá
Abril 1981 - Septiembre 1982.

- M. IPOHORSKI

Chalk River Nuclear Laboratories, Chalk River, Ontario, Canadá.
Septiembre 1981 - Agosto 1982.

14. INVESTIGADORES VISITANTES.

- W. FRANK: Max-Planck- Institut fur Metallforschung-Stuttgart-Alemania Federal - Abril 1982.
- H. SCHNEIDER - KFK - Alemania - Septiembre 1982.
- G. BERANGER - Univ. Techn. Compiègne - Francia - Julio 1982.
- G. ONDRACEK - KFK - Alemania - Agosto 1982.

Lista de Siglas

ABM	- Asociación Brasileira de Metales.
AECL	- Atomic Energy of Canada Limited.
AFA	- Asociación Física Argentina.
AMIES	- Asociación Nacional de Universidades e Instituto de Enseñanza Superior - México.
CAB	- Centro Atómico Bariloche - CNEA - Argentina.
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.
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.
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.
SAM	- Sociedad Argentina de Metales.
SMIRT	- Structural Mechanical in Reactor Technology.

- 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:

*G. Alvarez - A. Fortis - F. Iorio - A.Monti - T. Palacios - T. Pérez -
A. Sarce - R. Tandler.*

