

COMISION NACIONAL DE ENERGIA ATOMICA

TRN: AR9200248

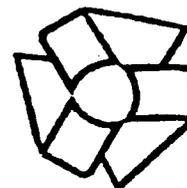
TRN: AR9200249 A AR9200264

ORGANIZACION DE ESTADOS AMERICANOS

INIS-mf---13398



SOCIEDAD ARGENTINA
DE
METALES



ASOCIACION LATINOAMERICANA
DE
METALURGIA

JORNADAS METALURGICAS II CONGRESO ALAMET

Círculo de Latón (Bronce), 800 A. D., Museo de La Plata, Argentina

BUENOS AIRES-ARGENTINA, MAYO 6-10, 1991

ATTENTION MICROFICHE USER,

The original document from which this microfiche was made was found to contain some imperfections that reduce full comprehension or some of the text despite the good technical quality of the microfiche itself. The failures may be:

- missing or illegible pages/figures;
- wrong pagination;
- poor overall printing quality, etc...

We normally refuse to microfiche such a document and request a replacement document (or page) from the national INIS Centre concerned. However, our experience shows that many months pass before such documents are replaced. Sometimes the Centre is not able to supply a better copy or, in some cases, the pages that were supposed to be missing correspond to a wrong pagination only. We feel that it is better to proceed with distributing the microfiche made of these documents than to withhold them till the imperfections are removed. If the removals are subsequently made then replacement microfiche can be issued. In line with this approach then, our specific practice for microfiching such documents is as follows:

1. A microfiche of an imperfect document will be marked with a special symbol (black circle) on the left of the title. This symbol will appear on all masters and copies of the document (1st fiche and trailer fiches) even if the imperfection is on one fiche of the report only.
2. If the incorrectnesses are not too general the reason will be specified on a sheet such as this, in the space below.
3. The microfiche will be considered as temporary, but sold at the normal price. Replacements, if they can be issued, will be available for purchase at the regular price.
4. A new document will be requested from the supplying Centre.
5. If the Centre can supply the necessary pages/document a new master fiche will be made to permit production of any replacement microfiche that may be required.

The original document from which this microfiche has been prepared has these imperfections:

- missing pages/figures numbered: 85 + 86
- wrong pagination
- poor overall printing quality
- combinations of the above
- other

INIS Clearinghouse
I.A.E.A.
P.O. Box 100
A-1400, VIENNA
AUSTRIA

ORGANIZADAS POR:

COMISION NACIONAL DE ENERGIA ATOMICA
GERENCIA DESARROLLO

con la colaboración del:

LEMIT - CIC
Laboratorio de Entrenamiento Multidisciplinario
para la Investigación Tecnológica
Comisión de Investigaciones Científicas
de la Provincia de Buenos Aires

CON EL AUSPICIO DE:

COMISION NACIONAL DE ENERGIA ATOMICA
PROGRAMA DE DESARROLLO CIENTIFICO Y TECNOLOGICO
ORGANIZACION DE LOS ESTADOS AMERICANOS
PROYECTO MULTINACIONAL DE MATERIALES OEA - CNEA
PROYECTOS ESPECIALES DE METALURGIA LEMIT-CIC - OEA
FUNDACION ANTORCHAS
CONVENIO DE COOPERACION FRANCO-ARGENTINO
COMBUSTIBLES NUCLEARES ARGENTINOS S.A.
FABRICA DE ALEACIONES ESPECIALES S.A.

y la colaboración de:

Instituto Argentino de Siderurgia
Cámara Argentina del Aluminio y Metales Afines
Fundación Siglo XXI

JORNADAS METALURGICAS'91 Y II ALAMET

COMITE ORGANIZADOR

Delia Arias
Carmen Avila
Heraldo Biloni
Sandra Becerra
Livio De Pinto
Carlos Lanzillotto
Beatriz Pingitore
Luis Quesada
Liliana Roberti
Alicia Semino

COMITE ASESOR CIENTIFICO

Dra. Delia Arias
Ing. Heraldo Biloni
Ing. Luis De Vedia
Lic. Juan Esperón
Dr. Miguel Ipohorski
Lic. Carlos Lanzillotto
Dra. Ana María Monti
Dr. Carlos Pampillo
Dr. Eduardo Savino

SOCIEDAD ARGENTINA DE METALES

COMISION DIRECTIVA

C.A.N. Lanzillotto (Presidente)

M. Cohen (Secretaria)
L. Helguero (Pro-secretaria)

S.G. Mazzini (Tesorera)
G. Bianchi (Pro-tesorero)

J. Indovino (Vocal)
H. Navarro (Vocal)
J. Halabi (Vocal)
E. Salvatierra (Vocal suplente)
G. Carfi (Vocal suplente)
A.M. Zossi (Vocal suplente)

INDICE DE TRABAJOS

Dessulfuração e desoxidação de aços pelo uso de ligas Cálcio-Silício. Andrade de Castro, L.F. e Tavares, R.P.	1
Agglomeração de finos de carvão vegetal através de pelotização. Leite, J.R.B., Tavares, R.P. e Seshadri, V.	3
O refino da liga ferro silício 75 pelo cloro gasoso. Tavares, R.P., Andrade de Castro, L.F. e Figueira, R.M.	5
Avaliação da injeção de gás natural em altos-fornos de usinas siderúrgicas não integradas. Guimarães de Abreu, D., Andrade de Castro, L.F., Figueira, R.M. e Tavares, R.P.	7
Influência da composição química e do grau de redução do minério de ferro na zona de amolecimento e fusão do alto-forno. Andrade de Castro, L.F.	9
Geração de atmosferas para testes de redução direta. Heck, N.C.	11
Utilização da lixiviação sulfúrica sob pressão no tratamento da laterita limonítica do Vermelho-Carajas (Brasil). Pretti, L.A., da Silva, F.T. e Viera, E.V.	13
Circuito de molienda con prensa de rodillos o molino de bolas. Peralta Sobarzo, P.	17
Simulação da injeção de finos de carvão através das ventanearas do alto-forno. Weber, S.H.J.V., Figueira, R.M. e Birkauser, L.	18
Drenagem de cadinhos de altos-fornos a carvão vegetal. Pereira, F.J.N. e Figueira, R.M.	21
Efeitos da injeção de água na produção de ferro-esponja com carvão. Javorsky, C.S. e Vilela, A.C.F.	23
Desarrollo y estudio calorimétrico de aleaciones CuAl-Co. Donoso, E., Varschavsky, A. y Núñez, R.	25
Disolución de calcopirita en medio clorhídrico con ion férrico. Navarro, P. y Vergara G., F.	27
Mejoramiento de las propiedades mecánicas de aluminio 50S mediante desgasificación y filtrado. Mannheim, R. y Nardecchia, F.	29
Síntesis de polvos de Cu-Mo mediante reducción de molibdatos de cobre. Garín, J. Olatte, O., Mannheim, R y Marín, J.	31
Estudio de factibilidad de obtención de AUTC en el complejo fabril San Rafael-Mendoza. Castillo, A., Giovanetti, C., Iglesias, O., Ponte, H., Vercellone, J.A. y Vidal, F.	33

Obtención de uranilo carbonato de amonio (AUC) a partir de soluciones de nitrato de uranilo pureza nuclear en escala piloto. Franco, S.B. y Vercellone, J.A.	35
Ensayos de reducción de AUTC - línea nacional a UO ₂ en un horno de lecho fluido. Chiaravivlio, R., Dymont, I., Matyjaszczyk, H., Vercellone, J.A. y Vidal, F.	37
Perspectivas de la biohidrometalurgia en la industria minera argentina. Análisis de resultados obtenidos en la recuperación de cobre, cobalto, níquel, manganeso, plata y uranio. Tedesco, P.H., Donati, E., Porro, S., Pogliani, C. y Curutchet, G.	39
Extracción de cobre de minerales argentinos usando bacterias. Donati, E. y Curutchet, G.	41
La lixiviación bacteriana aplicada a la recuperación de manganeso y plata del mineral de Farallón Negro. Porro, S.	42
Posibilidad de la aplicación de la lixiviación bacteriana en la recuperación completa del uranio de minerales argentinos. Pogliani, C.	43
Concentración de berilo y subproductos de una pegmatita en planta piloto. Ciribeni, V.H.A. y Sarquis, P.	44
Micro-flotación de berilo con colectores aniónicos. Ciribeni, V.H.A. y Sarquis, P.	45
Tratamiento de residuos cianurados por el método de cloración. Bellini, M.R. y Matar, J.A.	46
Metodología de análisis de la fractoténacidad de la zona afectada en soldadura de productos tubulares. González, J.C., Herrera, R. y de Vedia, L.	47
Significación fractomecánica y deformabilidad relativa de aluminatos de calcio en aceros de colada continua. Bilmes, P., González, J.C., Carcagno, G. y Herrera, R.	49
Modificación de la morfología de crecimiento de la fase grafito durante la solidificación unidireccional de fundición de hierro. Roviglione, A. y Biloni, H.	51
Permeabilidad en mezclas cerámicas Shaw. Sosa, J., Allende, S. y Biloni, H.	53
Rugosidad en mezclas cerámicas Shaw. Sosa, J., Allende, S. y Biloni, H.	55
Evaluación de la metalurgia de cuchara mediante el estudio de inclusiones. Varela, E., Da Silva Pais, A., D'urbano, C., Medías, J., Reggiardo, H. y Rinaldi, R.	57
Influencia del contenido de carbono sobre la tenacidad en metal de soldadura con 2½Cr 1Mo. González, J.C., de Vedia, L. y Hrivnak, I.	61

Quality control "On Line" of Al alloys on foundry processes by DTA-differential thermal analysis. Zaro, M.A. y Müller, A.	63
Observações microestruturais de folhelhos obtidos pela técnica do canhão (Splat coolin). Zin, S. e Müller, A.	65
Undercooling measurements as a control tool of grain size, grain refinement and modification. Zaro, M.A. y Müller, A.	67
Modelo matemático para análise da solidificação de ligas metálicas. Santos, R.G. e Kiyon, C.	69
Desenvolvimento de processo para a medida da viscosidade de pastas metálicas reofundidas. Thibes, L.A.G. e Robert, M.H.	71
Soldadura de fundiciones esferoidales de matriz perlítica. Martínez, R. y Sikora, J.A.	73
Comparación de microestructuras de depósitos de Stellite 6 obtenidas por distintos procesos de soldadura. Cassina, J. y Guerra Machado, I.	75
Orientaciones cristalográficas en solidificación unidireccional de fundición gris. Roviglione, A. y Hermida, J.D.	77
Sinterización de aceros rápidos en atmósfera base nitrógeno. Palma, R.H., Martínez, V. y Urcola, J.J.	79
Sinterización y tratamiento térmico de un acero rápido T15. Martínez, V.P., Palma, R.H. y Jauregui, S.	81
Caracterización física de polvos metálicos de acero-acero inox. Lavilla, A., Lucchesi, C. y Sandin, O.	83
Cálculo de la fuerza separatriz y potencia de laminación en caliente para Zircaloy-4. San Martín, G.E., Núñez Pettinari, S.I., Ruzzante, J.E., Hernando, H., Brunner, J. y Zunino, O.C.	87
Relación entre mediciones de microdureza, composición química y estructura de aceros C-Mn. Brandaleze, E., Alarcón, A., Rissone, H. y Rissone, N.M.	89
Efecto de la deformación previa por termofluencia en la relajación de tensiones de aceros DIN 1.4914 y 1.4970. Tinivella, R., Ciccutti, C. y Botteri, G.	93
El concepto de cambio de paso de deformación aplicado a la comparación de texturas de deformación en corte simple y corte puro. Bolmaro, R.E. y Kocks, U.F.	95
Estudio del comportamiento de fundiciones nodulares tratadas isotérmicamente (ADI) bajo condiciones de desgaste abrasivo según norma ASTM G 65/80. Martínez Gamba, M., García, J. y Dall'O, H.	97

Resistencia a la abrasión-erosión en ADI. Dommarco,R., Dall'O,H. y Ortiz,H.	99
Relación de escala en diagramas log σ - log ϵ para Zry-4. Cuniberti,A.M. y Picasso,A.C.	101
Previsão do limite de resistência para barras de aço baixo carbono trefiladas com reduções leves em um só passe. de Paula e Silva,A. e Cetlin,P.R.	103
Determinación "On Line" de la temperatura media de placas laminadas en caliente. Andery,P. y Helman,H.	105
Evaluación de la recristalización de aceros microligados a través de las curvas "tensión x deformación". Andery,P., Barbosa,R. y Helman,H.	107
Sistema eletrônico para soma e subtração de cargas en laminadores. Pataro,C.D., Lana,M.P.C.V. e Helman,H.	109
Predicción de deformaciones límites en planchas de cobre. Vial Edwards,C.	111
Relação entre Φ e Φ_p na trefilação de barras de cobre. Cetlin,P.R. e Campos,H.B.	113
Resistência de aços microligados (Nb, NbV e NbVTi) deformados a quente. Barbosa,R.A.N.M. e Xavier,M.D.	115
Modelamento de curvas tensão-deformação de aços inoxidáveis deformados a quente. Barbosa,R.A.N.M. e Braga, H.C.	117
Deformação a quente de Ti comercialmente puro. Barbosa,R. A.N.M., Braga,H.C. e Breme,J.	119
Laminação controlada de aços microligados com resfriamento acelerado. Santos,D.B. e Barbosa,R.A.N.M.	121
Tratamiento isotérmico de aceros de alto silicio tipo SAE 9260. Páez,J.L., Fuentes,F. y Battagliese,A.	123
Influencia de las variables del tratamiento térmico sobre la tenacidad de las ADI. Galarreta,I.A. y Rivera,G.L.	125
Propiedades mecánicas de fundiciones nodulares parcialmente austemperizadas. Massone,J., Boeri,R., Moncada,O. y Sikora,J.	127
Desarrollo de fundiciones esferoidales tratadas isotérmicamente (ADI). Sikora,J., Dall'O,H. y Uriburu (h),G.	129
Diseño y construcción de un horno de sales fundidas para tratamiento isotérmico de fundiciones esferoidales. Massone,J., Correa,H.O., Boeri,R. y Sikora,J.	131
Secuencia de la precipitación no isothermal en Cu-5Ni5Sn. Energética. Varschavsky,A., Löbel,T. y Donoso,E.	133

Secuencia de la precipitación no isotermal en Cu-5Ni5Sn. Cinética. Varschavsky, A., Donoso, E. y Löbel, T.	135
Puntos invariantes en el subsistema Cu ₂ Mg-CuMg ₂ -Mg ₂ Sn. Vicente, E., Bermúdez, S., Esteban, A., Arcondo, B., Sirkin, H. y Tendler, R.	137
Identificación de carburos en aceros tipo M2. Piotrkowski, R. y Versaci, R.	139
Análisis por microscopía electrónica de la evolución de carburos en aceros ferríticos. Andreone, C., Vignas, G., Versaci, R., Greno, G. y Curi, G.	141
Estudio de temperabilidad en piezas de geometría compleja. Torres, R., Scutoleguazza, D. y Strohaecker, T.R.	145
Precipitados y dislocaciones durante tratamientos termomecánicos de una aleación de Al-Li-Cu-Zr. Neves Monteiro, S. y Hernández T., L.A.	147
Influencia de la composición en la transformación martensítica por deformación de aceros inoxidables AISI 304. Pontini, A.E. y Hermida, J.D.	149
Determinación experimental del diagrama de fases del sistema Zr-Nb-Al en la esquina rica en Zr, entre 700 y 900°C. Reinvestigación del lado rico en Zr del sistema Zr-Al. Peruzzi B., A.J.	151
Producción de acero para la fabricación de envases de dos piezas, temple 4, en la línea de recocido continuo convencional de Sidor. Lozano, L. y Castillo, R.	152
Efecto del espesor sobre determinaciones de Kicc realizadas con la probeta DCB. Carcagno, G., Pérez, T. y Herrera, R.	153
Aplicação do modelo de Newman na propagação de trinca de fadiga em ligas de alumínio da indústria aeronáutica. Goddefroid, L. e Bastian, F.L.	155
Cantidad mínima de probetas para caracterizar la tenacidad a la fractura en la región de transición dúctilfrágil. Pérez Ipiña, J.E., Asta, E.P. y Diamante, G.	157
Efeito do carregamento dinâmico na nucleação e propagação de trincas. Minnicelli, J.E. e Elías, C.N.	161
Efecto del nitrurado iónico y del endurecimiento por LASER sobre la resistencia a la fatiga de probetas de acero con entalle. Ericsson, T. y De la Cruz R., P.E.	163
Susceptibilidad a la corrosión de aleaciones Cu-Al de uso dental. Riesgo, O., Bianchi, G.L. y Duffó, G.S.	165
Influencia de la microestructura de una aleación comercial de Aluminio-1% Mn sobre el comportamiento a la corrosión. Vera, R., Puchi, E.S. y Staia, M.H.	167

Influencia de los sulfuros sobre la fisuración inducida por hidrógeno en aceros de baja resistencia. Domizzi,G., Anteri,G. y Ovejero García,J.	171
Influencia de la precipitación de carburos en la fragilización por hidrógeno de un acero AISI 304. Hazarabedian,A. y Ovejero García,J.	173
Comportamiento electroquímico y susceptibilidad a corrosión bajo tensión de aceros eutectoides para hormigón pretensado. Schroeder,R.M., Maier,I.A. y Galvale,J.R.	175
Corrosão-sob-tensão de aços inoxidável austenítico em soluções neutras de cloreto: um estudo fractomecânico. Lawische,A. e Müller,I.L.	177
Estudio de la oxidación incompleta en el aire de un acero estructural al Nb. López,J., López,M., Vega,C. y Ramor,S.	179
Reducción del TiO ₂ por efecto del bombardeo con iones A ⁺ . Aubry,A. y González,C.O. de.	181
Estudio por el método del doble pulso galvanostático de las reacciones de un electrodo de cobre. Meléndez,A.	183
Tranformações estruturais de um aço acompanhadas por ultrasons. da Costa,A.R.	185
Medición de tensiones residuales mediante el método del agujero ciego en la unión de dos chapas de acero ALDUR 50/65. Nashmias,J.L. y Obrutsky,A.E.	189
Apliación del sistema de procesamiento de información de inspecciones por corrientes inducidas. Borghi,C., Mendonça,H. y Ruch,M.	193
Causas de falla prematura de la camisa del eje de bombas centrifugas. Baldo,J.E. y Stanislavs,R.	196
Análisis crítico de defectos en una caldera de una central termoeléctrica. Reutemann,A., Wagner,J. y Schang,M.	197
Análisis de intensidad en una estructura con cargas dinámicas en un parque de diversiones. Belmonte,J.C. y Otegui,J.L.	199
Fallas de corrosión en válvulas de acero inoxidable microfundido. De Cristóforo,N.B.	201
Fallas de corrosión en válvulas de acero inoxidable microfundido. I. Disco de válvula mariposa. Abuin,G., Alanis,I. y Berardo,L.	203
Estudo das causas de falha de componentes de aços inox resistentes ao calor usados em fornos de aquecimento de petróleo da refinaria Alberto Pasqualini, Canoas, RS, Brasil. Drescher,E.L., Mello,T.L. e Strohaecker, T.R.	205

Evolución microestructural de tuberías de caldera de centrales térmicas después de servicio prolongado. Twentyman, M., Rosetti, R. y Porta, S.	207
Sobre el modelo de electrones libres para la conducción eléctrica en metales. Hoffmann, C.	211
Espectrometría temporal de positrones en Al-Ca-Zn. Contribuciones térmicas y termomecánicas. Romero, R., Silveti, S. P., Somoza, A. y Villagra, O.	213
Autodifusión en Circonio- α . Un cálculo. Monti, A.M.	215
La influencia del ciclado de flujo neutrónico y de temperatura en el crecimiento por irradiación. Fortis, A.M., Cocoz, G. y González, H.C.	217
Efectos de la irradiación en aleaciones con memoria de forma de Cu-Zn-Al. Tolley, A. y Ahlers, M.	219
Microestructuras de precipitación y propiedades mecánicas en Al 6063 comercial (Parte 1: pre-precipitación). Urreta de Pereyra, S.E. y Ghilarducci de Salva, A.A.	221
Microestructuras de precipitación y propiedades mecánicas en Al 6063 comercial (Parte 2, 3 y 4: precipitación). Urreta de Pereyra, S.E. y Ghilarducci de Salva, A.A.	223
Importancia de las variables del proceso de fabricación en las propiedades ante la irradiación del Al 6063 comercial. Carreño Morelli, E., Ghilarducci de Salva, A.A., Alvarez de Armas, I. y Urreta de Pereyra, S.	225
Distorsión de la energía de activación de los fondos de fricción interna de alta temperatura debido a las variaciones de la frecuencia con la temperatura. Lambri, O., Molinas, B. y Póvolo, F.	227
Microscopía electrónica de transmisión de bordes de grano en cobre, facetados por efecto de bismuto. Blum, B.	231
Efecto de los tratamientos termomecánicos sobre la difusión del hidrógeno en acero 1070. Bruzzoni, P. y Ovejero García, J.	233
Efecto del hidrógeno en el módulo de Young de aceros. Ortiz, M y Ovejero García, J.	235
Estabilidad de la fase β -Nb en la matriz α -Zr bajo irradiación. Sarce, A.	237
Estudio de la transformación peritética $ZrFe_2+L - ZrFe_3$. Granovsky, M. y Arias, D.	239
Estudio de la transformación peritectoide: $\beta + Zr_5Sn_3 - Zr_4Sn$. Roberti, L. y Arias, D.	241

Estudio del diagrama de fases Zr-Pb en la región rica en Zr. Pasqualini, E. y Arias, D.	243
Estudio del sistema Cobre-Litio. Peñaloza, A. Ortiz, M. Wörner, C. y Gardiazábal, I.	245
Relación entre diferentes interfases inclusión-matriz en aceros y la susceptibilidad al daño por hidrógeno. Schiapparelli, E., Pardo, S., Tiebas, J.J. y Garibaldi, J.	247
Efecto de fases precipitadas sobre la fragilidad de revenido de una etapa. Lanzillotto, C.A.N., Lescano, D.E. y Mancini, R.A.	249
Un estudio sobre el comportamiento en tensión uniaxial de la martensita revenida de un acero al boro. Lescano, D.E. y Acosta, E.R.	253
Estudio de deformaciones y desarrollo de texturas locales y promedio en materiales bifásicos. Bolmaro, R. E., Kocks, U.F., Guerra, F.M. y Browning, R.	255
Auto y heterodifusión en las interfases α/β del Zr _{2.5} Nb. Comparación con difusión en borde de grano en α -Zr. Iribarren, M.J. y Dymont, F.	257
Estudio de la microestructura de conjugado fibrado Al-4,5 %Cu + Al ₂ O ₃ . Robert, M.H. e McCartney, D.G.	259
Microestructura y propiedades de aleaciones resistentes a la corrosión de bajo costo del tipo Fe-Mn-Al-C y Fe-Mn-Al-Si-C. Bilmes, P.D., González, A.C., Llorente, C. L. y Solari, M.E.	261
Preparación de material cerámico superconductor de Y-BaCu-O por la técnica del sol-gel. Tinivella, R. y Cabrera, H.	263
Evolución de la microestructura con la temperatura de sinterización en un compuesto de aluminio-cuarzo-alúmina y en aluminio. Mintzer, S.R., Ipohorski, M. Bermúdez, B.S. y Markiewicz, M.	265
El sistema de aseguramiento de calidad en la compañía Israelí de electricidad. Tanis, S.V. de	267
Monografía sobre producción e importación de minerales. Pazos, A.	269
Método de control de proceso por excepción. Machain, R.	271
Aportes de la metalografía al estudio del sable corvo del General San Martín. Vassallo, D.E.	273
Análisis metalográfico de la placa de Lafone Quevedo. Biloni, H., Kiss, F.J., Palacios, T. y Vassallo, D.E.	275
Caracterización prehispánica de metales y aleaciones. Palacios, T. y Grinberg, D.M.K. de.	277

Comportamiento del plomo en medios naturales en base a datos arqueológicos. Semino, C.J. y Palacios, T.	279
La cultura Mochica-Chimu, su influencia al desarrollo agrícola y metalúrgico de la región norte del Perú. Sánchez, O. y Távora, A.	281
Rincón Chico 15: un sitio de actividad metalúrgica prehispánica en el Valle de Santa María (Provincia de Catamarca). González, L.R. y González, M.A.	283
Observaciones visuales y metalográficas, mediciones dimensionales y de concentración de gases en materiales activos de la CNA-I. Banchik, D., Volpi, R., Divito, J. y González, M.I.	285
Fases de equilibrio y metaestables en el sistema Ti Fe Al, en la esquina rica en Ti. Comparación con el sistema Ti Al V. Felipe, M. y Bolcich, J.C.	287
Tensiones residuales introducidas por operaciones de plegado en chapas de Zr. Pochettino, A. y Lebrun, J.L.	289

INDICE DE AUTORES

Abuin, G.	203
Acosta, E. R.	253
Ahlers, M.	219
Alanis, I.	203
Alarcón, A.	89
Allende, S.	53, 55
Alvarez de Armas, I.	225
Andery, P.	105, 107
Andrade de Castro, L. F.	1, 5, 7, 9
Andreone, C.	141
Anteri, G.	171
Arcondo, B.	137
Arias, D.	239, 241, 243
Asta, E. P.	157
Aubry, A.	181
Baldo, J. E.	196
Banchik, D.	285
Barbosa, R.	107
Barbosa, R. A. N. M.	115, 117, 119, 121
Bastian, F. L.	155
Battagliese, A.	123
Bellini, M. R.	46
Belmonte, J. C.	199
Berardo, L.	203
Bermúdez, S.	137, 265
Bianchi, G. L.	165
Bilmes, P.	49
Bilmes, P. D.	261
Biloni, M.	51, 53, 55, 275
Birkhauser, L.	18
Blum, B.	231
Boeri, R.	127, 131
Bolcich, J. C.	287
Bolmaro, R. E.	95, 255
Borghi, C.	193
Botteri, G.	93
Braga, H. C.	117, 119
Brandaleze, E.	89
Breme, J.	119
Browning, R.	255
Brunner, J.	87
Bruzzoni, P.	233
Cabrera, H.	263
Campos, H. B.	113
Carcagno, G.	49, 153
Carreño Morelli, E.	225
Cassina, J. C.	75
Castillo, A.	33
Castillo, R.	152
Cetlin, P. R.	103, 113
Ciccutti, C.	93
Ciribeni, V. H. A.	44, 45
Coccoz, G.	217
Correa, H. O.	131

Cuniberti, A.M.	101
Curi, G.	141
Curutchet, G.	39, 41
Chiaravivlio, R.	37
D'urbano, C.	57
da Costa, A.R.	185
Da Silva Pais, A.	57
da Silva, F.T.	13
Dall'O, H.	97, 99, 129
De Cristófaró, N.B.	201
De la Cruz R., P.E.	163
de Paula e Silva, A.	103
de Vedia, L.	47, 61
Diamante, G.	157
Divito, J.	285
Domizzi, G.	171
Dommarco, R.	99
Donati, E.	39, 41
Donoso, E.	25, 133, 135
Drescher, E.L.	205
Duffó, G.S.	165
Dyment, F.	257
Dyment, I.	37
Elías, C.N.	161
Ericsson, T.	163
Esteban, A.	137
Felipe, M.	287
Figueira, R.M.	5, 7, 18, 21
Fortis, A.M.	217
Franco, S.B.	35
Fuentes, F.	123
Galarreta, I.A.	125
Galvele, J.R.	175
García, J.	97
Gardiazábal, I.	245
Garibaldi, J.	247
Garín, J.	31
Ghilarducci de Salva, A.A.	221, 223, 225
Giovanetti, C.	33
Godefroid, L.	155
González, A.C.	261
González, C.O. de.	181
González, H.C.	217
González, J.C.	47, 49, 61
González, L.R.	283
González, M.A.	283
González, M.I.	285
Granovsky, M.	239
Greno, G.	141
Grinberg, D.M.K. de.	277
Guerra Machado, I.	75
Guerra, F.M.	255
Guimarães de Abreu, D.	7

Hazarabedian, A.	173
Heck, N. C.	11
Helman, H.	105, 107, 109
Hermida, J. D.	77, 149
Hernández T., L. A.	147
Hernando, H.	87
Herrera, R.	47, 49, 153
Hoffmann, C.	211
Hrivnak, I.	61
Iglesias, O.	33
Ipohorski, M.	265
Iribarren, M. J.	257
Jauregui, S.	81
Javorsky, C. S.	23
Kiss, F. J.	275
Kiyan, C.	69
Kocks, U. F.	95, 255
Lambri, O.	227
Lana, M. P. C. V.	109
Lanzillotto, C. A. N.	249
Lavilla, A.	83
Lawische, A.	177
Lebrun, J. L.	289
Leite, J. R. B.	3
Lescano, D. E.	249, 253
Löbel, T.	133, 135
López, J.	179
López, M.	179
Lozano, L.	152
Lucchesi, C.	83
Llorente, C. L.	261
Machain, R.	271
Maier, I. A.	175
Mancini, R. A.	249
Mannheim, R.	29, 31
Marín, J.	31
Markiewicz, M.	265
Martínez Gamba, M.	97
Martínez, R.	73
Martínez, V.	79
Martínez, V. P.	81
Massone, J.	127, 131
Matar, J. A.	46
Matyjaszczyk, H.	37
McCartney, D. G.	259
Medias, J.	57
Meléndez, A.	183
Mello, T. L.	205
Mendonça, H.	193
Minnicelli, J. E.	161
Mintzer, S. R.	265
Molinas, B.	227

Moncada, O.	127
Monti, A.M.	215
Müller, A.	63, 65, 67
Müller, I.L.	177
Nardecchia, F.	29
Nashmias, J.L.	189
Navarro, P.	27
Neves Monteiro, S.	147
Núñez Pettinari, S.I.	87
Núñez, R.	25
Obrutsky, A.E.	189
Olatte, O.	31
Ortiz, H.	99
Ortiz, M.	245
Ortiz, M.	235
Otegui, J.L.	199
Ovejero García, J.	171, 173, 233, 235
Páez, J.L.	123
Palacios, T.	275, 277, 279
Palma, R.H.	79, 81
Pardo, S.	247
Pasqualini, E.	243
Pataro, C.D.	109
Pazos, A.	269
Peñaloza, A.	245
Peralta Sobarzo, P.	17
Pereira, F.J.N.	21
Pérez Ipiña, J.E.	157
Pérez, T.	153
Peruzzi B., A.J.	151
Picasso, A.C.	101
Piotrkowski, R.	139
Pochettino, A.	289
Pogliani, C.	39, 43
Ponte, H.	33
Pontini, A.E.	149
Porro, S.	39, 42
Porta, S.	207
Póvolo, F.	227
Pretti, L.A.	13
Puchi, E.S.	167
Ramor, S.	179
Reggiardo, H.	57
Reutemann, A.	197
Riesgo, O.	165
Rinaldi, R.	57
Rissone, H.	89
Rissone, N.M.	89
Rivera, G.L.	125
Roberti, L.	241
Robert, M.H.	71, 259
Romero, R.	213
Rosetti, R.	207
Roviglione, A.	51, 77

Ruch, M.	193
Ruzzante, J. E.	87
San Martín, G. E.	87
Sánchez, O.	281
Sandin, O.	83
Santos, D. B.	121
Santos, R. G.	69
Sarce, A.	237
Sarquis, P.	44, 45
Schang, M.	197
Schiapparelli, E.	247
Schroeder, R. M.	175
Scuoteguazza, D.	145
Semino, C. J.	279
Seshadri, V.	3
Sikora, J. A.	73, 127, 129, 131
Silvetti, S. P.	213
Sirkin, H.	137
Solari, M. E.	261
Somoza, A.	213
Sosa, J.	53, 55
Staia, M. H.	167
Stanislavs, R.	196
Strohaecker, T. R.	145, 205
Tanis, S. V. de	267
Tavara, A.	281
Tavares, R. P.	1, 3, 5, 7
Tedesco, P. H.	39
Tendler, R.	137
Thibes, L. A. G.	71
Tiebas, J. J.	247
Tinivella, R.	93, 263
Tolley, A.	219
Torres, R.	145
Twentyman, M.	207
Urcola, J. J.	79
Uriburu (h), G.	129
Urreta de Pereyra, S. E.	221, 223, 225
Varela, E.	57
Varschavsky, A.	25, 133, 135
Vassallo, D. E.	273, 275
Vega, C.	179
Vera, R.	167
Vercellone, J. A.	33, 35, 37
Vergara G., F.	27
Versaci, R.	139, 141
Vial Edwards, C.	111
Vicente, E.	137
Vidal, F.	33, 37
Viera, E. V.	13
Vigna, G.	141
Vilela, A. C. F.	23
Villagra, O.	213
Volpi, R.	285

Wagner, J.	197
Weber, S.H.J.V.	18
Wörner, C.	245
Xavier, M.D.	115
Zaro, M.A.	63, 67
Zin, S.	65
Zunino, O.C.	87

DESSULFURAÇÃO E DESOXIDAÇÃO DE AÇOS PELO USO DE LIGAS CÁLCIO-SILÍCIO⁽¹⁾

Luz Fernando Andrade de Castro⁽²⁾
 Roberto Parreiras Tavares⁽²⁾

1. INTRODUÇÃO

A liga cálcio-silício tem sido utilizada para desenvolvimento das reações de dessulfuração e desoxidação de aço, bem como para alteração de morfologia das inclusões formadas. De um modo geral, a adição dessa liga é acompanhada da formação de uma escória básica rica em CaO.

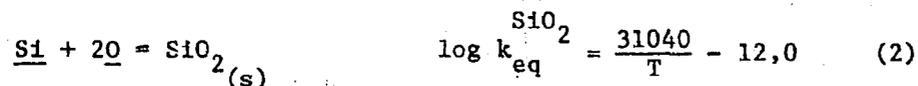
Nesse trabalho é desenvolvido um estudo termodinâmico da dessulfuração e desoxidação dos aços através de liga cálcio-silício e de CaO. Este estudo permite o desenvolvimento de modelos que determinam a massa de liga a ser adicionada e a composição final do aço obtido.

2. DESENVOLVIMENTO

Os modelos são desenvolvidos a partir das equações que representam os balanços de massa dos elementos que participam do processo e das relações que expressam o equilíbrio termodinâmico das reações envolvidas.

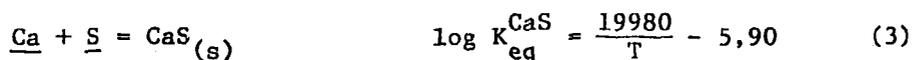
As reações químicas consideradas foram as de combinação do cálcio com o oxigênio e enxofre e do silício com o oxigênio dissolvido no aço, formando inclusões con-tendendo CaO, CaS e SiO₂. A possibilidade de adição de CaO junto com a liga também foi analisada. Nesse caso, o CaO se incorporaria às inclusões.

As reações e suas respectivas relações para cálculo da constante de equilíbrio são expressas por⁽¹⁾:



(1) Contribuição Técnica a ser apresentada nas Jornadas Metalúrgicas 1991.

(2) Engenheiro Metalurgista, M.Sc., Professor Adjunto da Escola de Engenharia da UFMG.



Foi considerando que os elementos dissolvidos no aço seguem a lei de Henry e que as atividades dos compostos nas inclusões podem ser estimadas a partir de ajuste de função a dados obtidos em diagramas de isoatividade⁽²⁾.

3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Os modelos obtidos são constituídos por um sistema de equações não lineares. Esse sistema foi resolvido para uma série de situações, considerando um teor inicial de enxofre de 0,02%, temperatura de 1873 K, rendimento da adição de cálcio de 20% e possibilidade de uso de CaO.

Os resultados obtidos são vistos na figura 1.

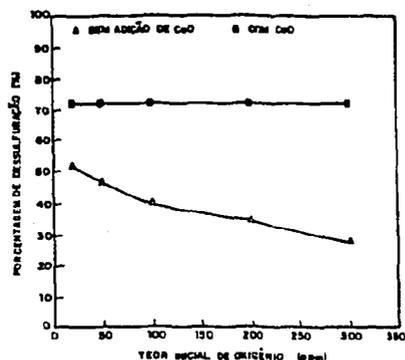


Figura 1. Curvas de dessulfuração com liga Ca-Si em função do teor inicial de oxigênio.

Nota-se que, em todos os casos, os índices de dessulfuração obtidos foram mais altos com a adição de CaO, sendo que seu efeito tende a ficar menos importante à medida que o teor inicial de oxigênio cai. Os valores obtidos estão em boa concordância com dados experimentais fornecidos na literatura⁽³⁾.

4. CONCLUSÃO

Os modelos obtidos permitem simular adequadamente a desoxidação e dessulfuração pela liga Ca-Si. A adição de CaO é bastante importante na obtenção de altas taxas de dessulfuração.

5. REFERÊNCIAS

1. GAYE, H. et alii. Revue de Métallurgie - CIT - 11, (1987).
2. SCHLACKEN ATLAS, Verlag Stahleisen MBH (1981) 282 p.
3. FOLMO, G. et alii. Scand J. Metallurgy - 9 (1980).

AGLOMERAÇÃO DE FINOS DE CARVÃO VEGETAL ATRAVÉS DE PELOTIZAÇÃO⁽¹⁾José Renato Barbosa Leite⁽²⁾Roberto Parreiras Tavares⁽³⁾Varadarajan Seshadri⁽⁴⁾

1. INTRODUÇÃO

Com o crescente aumento do preço do carvão vegetal utilizado na produção de ferro gusa, torna-se interessante buscar alternativas para uma utilização mais racional desse combustível na siderurgia.

Algumas das possibilidades para um emprego mais efetivo do carvão vegetal incluem^[1]:

- injeção dos finos de carvão vegetal junto às ventaneiras do alto-forno;
- gaseificação dos finos de carvão e utilização dos gases produzidos em processos de redução direta;
- briquetagem dos finos de carvão vegetal;
- pelotização dos finos.

Neste trabalho é desenvolvido um estudo sobre o processo de pelotização de finos de carvão vegetal, determinando os tipos de aglomerantes e as condições operacionais para uma produção adequada de pelotas. São feitos ainda ensaios de caracterização das pelotas obtidas, em termos de resistência mecânica e reatividade a CO_2 . Os resultados são comparados com o carvão granulado.

2. MÉTODO EXPERIMENTAL

O desenvolvimento do trabalho envolveu a realização das seguintes etapas:

- construção do disco pelotizador;
- ensaios de pelotização e análise de variáveis operacionais, tais como: velocidade e inclinação do disco, tipo de aglomerante e umidade da mistura,
- caracterização das pelotas, em termos de tamanho, resistência mecânica e reatividade a CO_2 .

(1) Contribuição Técnica a ser apresentada nas Jornadas Metalúrgicas 1991.

(2) Engenheiro Metalurgista. Escola de Engenharia da UFMG.

(3) Engenheiro Metalurgista, M.Sc., Professor Adjunto da Escola de Engenharia da UFMG.

(4) Dr. Ing. Professor Adjunto da Escola de Engenharia da UFMG.

3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Os resultados obtidos podem ser vistos nas figuras 1 e 2. Nesses casos adotou-se velocidades do disco entre 8 e 12 rpm, inclinação de 50°, umidade da mistura entre 40 e 50% e granulometria abaixo de 0,147 mm^[2,3].

Através desses resultados constata-se que dois aglomerantes (mogul e lorecol) forneceram pelotas com resistência mecânica próxima da do carvão granulado.

Em termos de reatividade, apenas o Lorecol forneceu resultados semelhantes aos do carvão granulado.

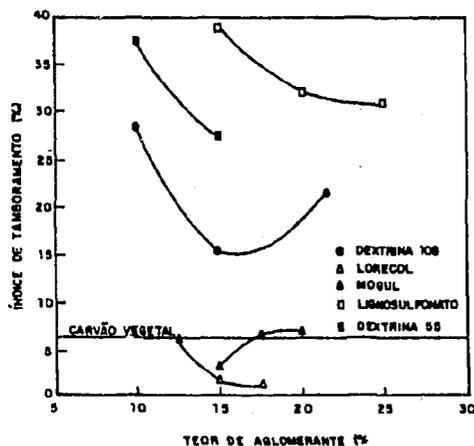


Figura 1. Resultados dos ensaios de tamboramento

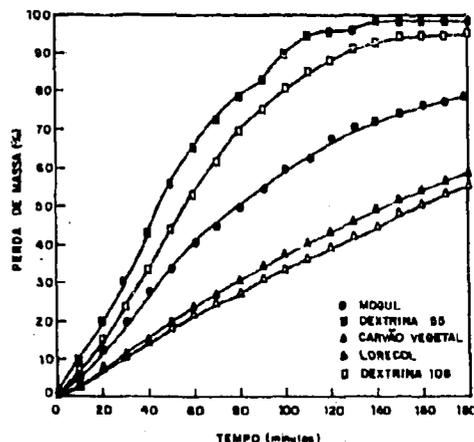


Figura 2. Resultados dos ensaios de gaseificação

4. CONCLUSÃO

É possível aglomerar finos de carvão vegetal e produzir um material com características semelhantes às do carvão granulado. O aglomerante que forneceu os melhores resultados foi o LORECOL.

5. REFERÊNCIAS

- MÁSUDA, H. Carvão e coque aplicados à metalurgia. ABM, (1983), 828p.
- DE LEÓN, A.B.T. Estudo de briquetagem e pelotização de finos de carvão mineral (1985), 154p.
- HOLLEY, C.A. Agglomeration of coal fines. 15th Biennial Conference of IBA, Montreal, (1977), 15p.

O REFINO DA LIGA FERRO SILÍCIO 75 PELO CLORO GASOSO

Roberto Parreiras Tavares ⁽¹⁾
Luiz Fernando Andrade de Castro ⁽¹⁾
Renato Minelli Figueira ⁽¹⁾

1. INTRODUÇÃO

Durante o processo de fabricação de ligas Fe-Si 75 ocorre a incorporação de cálcio e alumínio em razoáveis quantidades. Para atender as especificações desejadas torna-se necessário o refino dessa liga.

Atualmente são empregados dois tipos de refino de ligas ferro-silício: utilização de gases oxidantes (oxigênio e/ou gás carbônico) ou refino através de escórias. Essas duas técnicas podem ser empregadas simultaneamente. O principal problema dessas técnicas é a oxidação do silício, com perda de rendimento.

Uma outra possibilidade para o refino é a utilização de cloro gasoso. Neste trabalho analisou-se termodinamicamente o refino de ferro-silício 75 com cloro gasoso. Um modelo termodinâmico de equilíbrio global foi desenvolvido, sendo simuladas algumas situações nas quais foram previstos os teores finais de cálcio, alumínio, silício e ferro obtidos com a utilização de uma determinada quantidade de cloro.

2. DESENVOLVIMENTO

Foram adotadas as seguintes considerações: temperatura constante; o cálcio e o alumínio seguem a lei de Henry; as atividades do ferro e do silício foram determinadas através de um ajuste linear aos dados do sistema binário ferro-silício; os gases produzidos apresentam um comportamento ideal.

A hipótese básica para o desenvolvimento do equacionamento é a de que no final do processo as reações atingem o equilíbrio termodinâmico. Assim o equacionamento desenvolvido envolve expressões para o balanço de massa e para o equilíbrio termodinâmico. As equações relacionadas com os equilíbrios termodinâmicos foram determinadas a partir das constantes de equilíbrio (tabeladas na forma de ΔG^0).

(1) Professores Adjuntos. Departamento de Enga. Metalúrgica da UFMG, R. Espírito Santo, 35 - Belo Horizonte (CEP 30.160) - MG, Brasil

Foram desenvolvidas dezoito expressões que compõem um sistema de equações não linear.

3. RESULTADOS

Nas simulações desenvolvidas, as seguintes condições foram fixadas: temperatura: 1550°C ; composição inicial da liga: Al = 0,5%, Ca = 0,8%, Si = 75%, Fe = 23,7%; pressão total: 1 atm.

As figuras 1 e 2 mostram os resultados quanto à remoção de alumínio e silício, em função do volume de cloro injetado.

Para o cálcio, constatou-se que a sua afinidade é extremamente alta com o cloro, isto é, a sua remoção foi quase total. Já a afinidade do ferro pelo cloro é muito pequena, a sua remoção é praticamente nula.

4. CONCLUSÕES

O estudo termodinâmico confirmou a viabilidade técnica do refino de Fe-Si 75 com cloro. Os índices de remoção de cálcio e alumínio foram próximos de 100 a 94%, respectivamente, com perdas de silício próximas de 1%. O cloro apresenta a vantagem, sobre os outros processos, dos produtos de reação serem gasosos e não formar inclusões não metálicas.

BIBLIOGRAFIA

1. NASSARALA, C.L. Obtenção de Fe-Si com alta pureza por meio de refino com misturas gasosas. Relatório CNPq. Departamento de Metalurgia, UFMG, março 1985.
2. CARVALHO, J.L.R. et alli. Dados termodinâmicos para metalurgistas. Edições Engenharia UFMG, BH, 1977, 392 p.

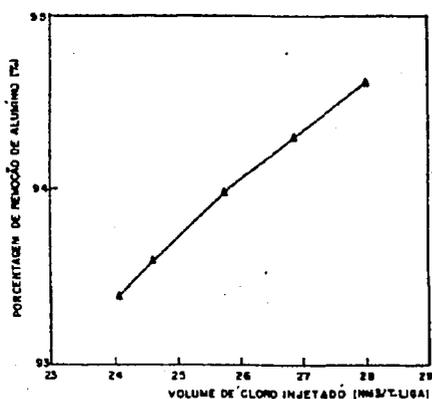


Figura 1 - Porcentagem de remoção do alumínio, em função do volume de cloro injetado, para a liga Fe-Si 75.

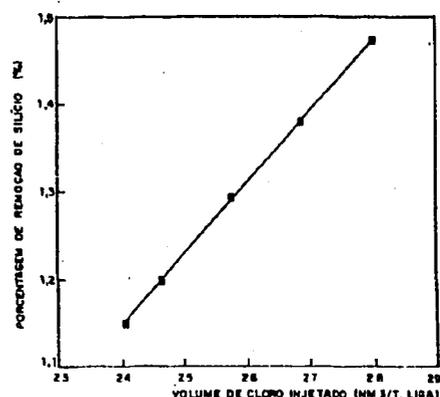


Figura 2 - Porcentagem de remoção do silício em função do volume de cloro injetado, para a liga Fe-Si 75.

AVALIAÇÃO DA INJEÇÃO DE GÁS NATURAL EM ALTOS-FORNOS DE USINAS SIDERÚRGICAS NÃO
INTEGRADAS⁽¹⁾

Décio Guimarães de Abreu⁽²⁾

Luiz Fernando Andrade de Castro⁽³⁾

Renato Minelli Figueira⁽⁴⁾

Roberto Parreiras Tavares⁽³⁾

1. INTRODUÇÃO

A tecnologia do alto-forno é ainda bastante interessante para o desenvolvimento da redução dos minérios de ferro. Entretanto, para altos-fornos a carvão vegetal, as exigências quanto à sua granulometria aliadas à sua baixa resistência mecânica provocam o aparecimento de grande quantidade de finos, que não tem emprego direto no alto-forno.

Desse modo, torna-se interessante reduzir o consumo de carvão vegetal no alto-forno e diminuir as perdas decorrentes da geração de finos. A injeção de gás natural pelas ventaneiras é uma técnica que possibilita a redução no consumo de carvão vegetal no alto-forno.

Nesse trabalho são apresentadas e discutidas as influências do gás natural sobre o alto-forno a carvão vegetal, bem como as limitações à quantidade de gás natural que pode ser injetada. Finalmente, é feita uma avaliação econômica-financeira para a injeção de gás natural, considerando diferentes possibilidades de condicionamento de vento.

2. ESTUDO TÉCNICO

Este item foi dividido em duas partes:

- efeitos da injeção;
- limitações na injeção de gás natural.

2.1. Efeitos da injeção de gás natural

(1) Contribuição Técnica a ser apresentada nas Jornadas Metalúrgicas 1991.

(2) Engenheiro Mecânico, M.Sc., Companhia Energética de Minas Gerais, CEMIG.

(3) Engenheiro Metalurgista, M.Sc., Professor Adjunto da Escola de Engenharia da UFMG.

(4) Engenheiro Metalurgista, Ph.D., Professor Adjunto da Escola de Engenharia da UFMG.

Esses efeitos podem ser englobados nos seguintes grupos:

- melhor controle térmico do alto-forno e da composição do ferro gusa;
- redução no consumo de carvão vegetal, com taxas de substituição na faixa de 1,5 a 3 kg de carvão vegetal/Nm³ de gás natural⁽¹⁾;
- diminuição na permeabilidade do alto-forno;
- aumento de produtividade de cerca de 0,05%/Nm³ de gás natural injetado por tonelada de gusa⁽¹⁾;
- queda de 4°C na temperatura de chama para cada Nm³ de gás natural por tonelada de gusa.

2.2. Limites na taxa de injeção de gás natural

Apesar da maior parte dos efeitos da injeção de gás natural serem benéficos, existem fatores que podem limitar a máxima taxa de injeção de gás natural. Estes fatores são:

- permeabilidade: a queda de permeabilidade acima de um certo ponto pode comprometer a produtividade do alto-forno;
- temperatura de chama: essa temperatura deve-se manter acima de um limite mínimo associado às temperaturas desejadas para o gusa e escória. Para compensar a queda de temperatura que ocorre com a injeção de gás, pode-se enriquecer o ar em oxigênio, desumificá-lo ou elevar a temperatura de sopro.

3. ESTUDO ECONÔMICO

Nesse estudo considerou-se uma taxa de injeção de 40 Nm³/tonelada de gusa e uma taxa de substituição de 2,25 kg de carvão/Nm³ de gás natural. Para compensar a queda na temperatura de chama duas alternativas foram estudadas: enriquecimento de oxigênio de 3,5% e enriquecimento de 1,5% acompanhado de desumidificação do ar. Apenas a segunda alternativa é viável, apresentando uma taxa interna de retorno de 15%.

4. CONCLUSÃO

A injeção de gás natural é uma alternativa técnica e economicamente viável para substituição parcial do carvão vegetal em usinas siderúrgicas não integradas.

REFERÊNCIAS

- 1 - ROSSETTO, D.C. et alii. ILAFA 82, G1-9 (1982).

INFLUÊNCIA DA COMPOSIÇÃO QUÍMICA E DO GRAU DE REDUÇÃO DO MINÉRIO DE FERRO NA ZONA DE AMOLECIMENTO E FUSÃO DO ALTO-FORNO

Luiz Fernando Andrade de Castro⁽¹⁾

1. INTRODUÇÃO

Quando se utiliza somente minério de ferro na carga metálica de um alto-forno, a escória primária é formada pela ganga do minério (SiO_2 e Al_2O_3) e pelo óxido de ferro reduzido (FeO). Uma escória primária com uma pequena diferença entre as temperaturas de início de amolecimento e final de fusão contribui para a formação de uma zona de amolecimento e fusão mais estreita. Isso tem como consequência um melhor escoamento gasoso no alto-forno. O objetivo do trabalho é avaliar a influência da composição química e do grau de redução do minério de ferro na formação da zona de amolecimento e fusão do alto-forno.

2. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Foram utilizados oito tipos de minérios, com diferentes relações $\text{SiO}_2/\text{Al}_2\text{O}_3$, divididos em dois grupos de quatro minérios cada. Os minérios do primeiro grupo foram inicialmente pré-reduzidos até 75% de grau de redução e os do segundo grupo até 96%. Após essa etapa, cada amostra foi fundida no forno de indução. As escórias formadas foram analisadas nos microscópios ótico e eletrônico e na difração de raios X.

3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Após a pré-redução, as composições químicas da parte escorificante das amostras de minério de ferro são mostradas na Tabela I.

Tabela I Composição química da parte escorificante das amostras de minério de ferro

MINÉRIO		%FeO	%SiO ₂	%Al ₂ O ₃	SiO ₂ /Al ₂ O ₃
Grupo 1 (75% redução)	Minério 1	96,28	0,69	3,03	0,23
	Minério 2	95,70	1,91	2,39	0,80
	Minério 3	91,68	4,65	3,70	1,26
	Minério 4	92,22	6,14	1,64	3,74
Grupo 2 (96% redução)	Minério 5	68,54	6,09	25,37	0,24
	Minério 6	51,04	5,69	43,27	0,13
	Minério 7	68,96	14,43	16,61	0,87
	Minério 8	65,80	28,70	5,50	5,22

(1) Professor Adjunto. Departamento de Enga. Metalúrgica da UFMG. R. Espírito Santo, 35 - Belo Horizonte (CEP 30160)-MG, Brasil

A figura 1 mostra o diagrama de equilíbrio FeO-SiO₂-Al₂O₃ onde foram colocados os pontos que correspondem à composição da parte escorificante.

Os minérios do grupo 1 (75% grau de redução) apresentam uma pequena diferença entre as temperaturas de início de amolecimento (1150°C) e final de fusão (em torno de 1400°C). No caso do grupo 2 somente o minério 8 (SiO₂/Al₂O₃ = 5,22) teve o mesmo comportamento anterior. Os demais minérios, com baixa relação SiO₂/Al₂O₃, apresentaram uma alta temperatura de final de fusão (1500 a 1700°C).

4. CONCLUSÕES

No alto-forno, os minérios com baixa relação SiO₂/Al₂O₃ na ganga e alto grau de redução deverão formar uma zona de amolecimento e fusão espessa, prejudicando o escoamento gasoso e o desempenho do forno.

Os minérios com baixo grau de redução (alto FeO na escória primária) têm uma diferença pequena entre as temperaturas de início de amolecimento e final de fusão, independente da relação SiO₂/Al₂O₃ da ganga.

5. AGRADECIMENTOS

Ao CNPq e à FINEP pelo suporte financeiro.

BIBLIOGRAFIA

1. KAMBARA, K. et alii Dissection of blast furnace and their internal States, Transactions ISIJ, vol 17, 1977, pág 371-380

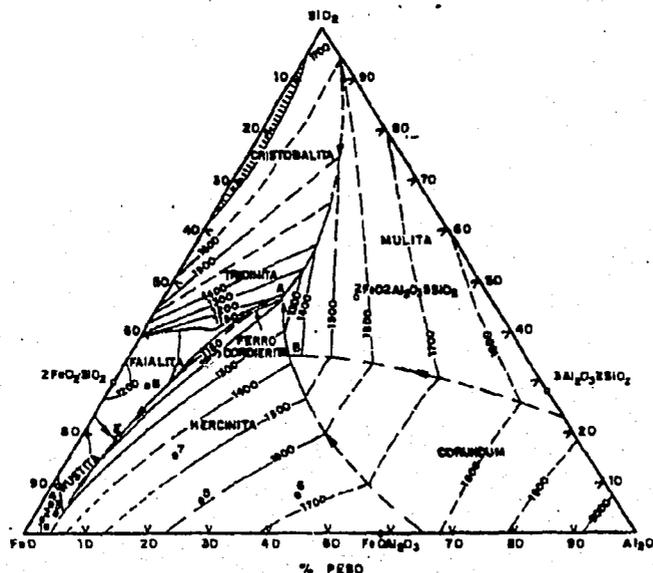


Figura 1. Diagrama de equilíbrio FeO-SiO₂-Al₂O₃ em contato com o ferro metálico.

GERAÇÃO DE ATMOSFERAS PARA TESTES DE REDUÇÃO DIRETA

N.C.Heck *

1. INTRODUÇÃO

As atmosferas usadas em testes de matérias-primas na redução direta de minérios de ferro se aproximam das composições dos gases de entrada nos reatores industriais. Usualmente essas atmosferas são misturas de CO, CO₂, H₂ e outros componentes menores (veja por exemplo as atmosferas usadas pela Midrex e HYLSA na tabela I). Adicionalmente, para simular os processos onde o gás natural é reformado com ar, também se inclui o nitrogênio.

Alguns dos gases citados, nominalmente o CO e o CH₄, são gases muito caros -principalmente em países em desenvolvimento- e poderiam ser eliminados da composição inicial se a atmosfera de teste fosse sintetizada a partir de outros componentes. Essa substituição é o objetivo do presente trabalho.

2. METODOLOGIA

As atmosferas poderiam ser geradas a partir de outros gases, porém, para não se incorrer em complicações desnecessárias, pensou-se em utilizar gases misturados com vapores de hidrocarbonetos voláteis, tais como acetona, etanol, metanol, etc., que ao reagir entre si formariam a atmosfera. Das substâncias testadas, o etanol foi a escolhida por eliminação.

O cálculo da composição de equilíbrio envolve a solução de um conjunto de equações simultâneas de equilíbrio, linearmente independentes, que envolvem as espécies químicas entre si. Quando o número de incógnitas (as pressões parciais) é superior ao de equações, se deve adicionar ao sistema equações de conservação, tais como: pressão total, número de átomos grama, etc. O detalhamento do processo de cálculo está descrito na bibliografia [1].

3. RESULTADOS

Sem levar em consideração os méritos deste ou daquele fabricante, já foi demonstrado que as composições de entrada podem ser diferentes no equilíbrio, principalmente abaixo dos 800 oC [2]. Assim, inicialmente foram calculadas as composições no equilíbrio, *MSc.Prof.DEMET/UFRGS Osvaldo Aranha,99. 90210Porto Alegre-Brasil

na temperatura de 850 °C, geradas pelos componentes dados na tabela I. Essas serviram como modelo a ser reproduzido. Os resultados estão na tabela II.

Os resultados dos cálculos com o uso de etanol estão na tabela III.

As frações molares empregadas estão na tabela IV.

DISCUSSÃO

Pode-se observar que as atmosferas sintetizadas são estáveis e são geradas a partir de poucas substâncias. Compare-se com a calculada a partir da composição da MIDREX 1, que produziu uma atmosfera instável na temperatura empregada (aC > 11), e que precipita carbono sobre as amostras. Isso pode ser danoso quando se registra a variação de massa do óxido em redução.

Os resultados podem ter um ajuste final "in situ" com a ajuda de cromatografia em fase gasosa, ou outro método qualquer.

REFERÊNCIAS

- 1) Y.K.Rao: Metall. Trans. B 14B, 701 (1982)
- 2) J.K.Wright, A.L.Morrison: Can. Metall. Quarterly 21, 2 (1982)

Designação	H2	CO	CO2	H2O	CH4	N2
Midrex 1	55	36	5	-	4	-
Midrex 2	40	18	1	1	-	40
HYLSA 1	70	15	10	5	-	-
HYLSA 2	61,5	15,7	7,1	-	-	15,7

Tabela I. Composições gasosas iniciais (vol%).

Designação	aC	H2	CO	CO2	H2O	CH4	N2
Midrex 1	1 (!)	56,5	40	1	1	1	-
Midrex 2	0,3	39	18	1	1	-	40
HYLSA 1	0,1	64	21	4	11	-	-
HYLSA 2	0,1	56	21	2	5	-	16

Tabela II. Composições gasosas iniciais no equilíbrio (vol%).

Designação	aC	H2	CO	CO2	H2O	CH4	N2
Midrex 1	0,4	54	40	2,4	3	0,4	-
Midrex 2	0,1	38,6	15,5	1	3	-	42
HYLSA 1	0,1	65,6	22	3	9,4	-	-
HYLSA 2	0,2	57	21	2	4	-	15,4

Tabela III. Composições gasosas sintetizadas (vol%).

Designação	C2H5-OH	H2	CO2	N2
Midrex 1	25	40	35	-
Midrex 2	5	35	10	50
HYLSA 1	5	75	20	-
HYLSA 2	7,5	57,5	15	20

Tabela IV. Composições molares (mol%).

UTILIZAÇÃO DA LIXIVIAÇÃO SULFÚRICA SOB PRESSÃO NO TRATAMENTO DA LATERITA LIMONÍTICA DO VERMELHO - CARAJAS (BRASIL)

Luis Antônio Pretti (1)
Flávio Teixeira da Silva (2)
Elbert Valdiviezo Viera (3)

RESUMO

A partir de uma amostra de laterita niquelífera limonítica, proveniente da jazida Vermelho de Carajás-PA (Brasil) foram realizados testes de lixiviação sulfúrica sob pressão, tendo em vista a extração de níquel e cobalto. Por outro, para se avaliar a influência das variáveis estudadas sobre as recuperações de níquel e cobalto foi utilizada a técnica de experimentos fatoriais em dois níveis.

1. INTRODUÇÃO

É sabido que a extração de níquel, quando lateritas são utilizadas como matéria prima, pode ser feita por métodos pirometalúrgicos e/ou hidrometalúrgicos. De forma que, os minérios com alto teor em ferro (lateritas limoníticas) são lixiviados com soluções de ácido sulfúrico sob pressão a elevadas temperaturas; enquanto que os minérios ricos em magnésio (lateritas garnieríticas) usualmente são tratados por via pirometalúrgica com produção de ferro-níquel.

Neste trabalho objetivou-se a extração de níquel e cobalto da fração limonítica das lateritas niquelíferas da jazida do Vermelho de Carajás (Brasil), através do processo de lixiviação sulfúrica sob pressão. Este tratamento dá como resultado a dissolução seletiva do níquel e cobalto sob a forma de sulfatos, bem como o sulfato férrico, sendo instável nas condições de lixiviação, se hidrolisa a óxido de ferro que é incorporado ao resíduo sólido da lixiviação.

Para conhecer a termodinâmica das interações do minério com soluções sulfúricas foram elaborados diagramas Eh-pH dos sistemas Ni-S-H₂O, Co-S-H₂O e Fe-S-H₂O às temperaturas de 200, 250 e 300 °C [1-3], temperaturas indicadas na literatura como a faixa adequada para a lixiviação de lateritas niquelíferas. A análise conjunta destes três diagramas define uma região entre os valores de pH -1 e 2 e potencial redox oxidante na qual as espécies são o Ni²⁺, Co²⁺ e Fe₂O₃, em equilíbrio com o HSO₄⁻, tornando então viável uma lixiviação seletiva do níquel e do cobalto nessas condições.

(1) M. Sc., COPPE/UFRJ

(2) D. Sc., Prof. Adjunto do Prog. Eng. Met. Mat., COPPE/UFRJ

(3) M. Sc., Doutorando COPPE/UFRJ, Cx. Postal 68505 CEP 21945, Rio de Janeiro, RJ - Brasil

2 METODOLOGIA EXPERIMENTAL

A análise química do minério é a seguinte: 1,48% Ni, 0,102% Co, 37,4% Fe, 5,8% Mg. O níquel está presente associado à goethita e serpentina enquanto o cobalto está preferencialmente associado à goethita [4].

Os testes de lixiviação foram efetuados em uma autoclave de titânio com controle de temperatura e velocidade de agitação. O procedimento utilizado foi o seguinte: Colocou-se no reator as quantidades pré-determinadas de minério e solução de H_2SO_4 , contando-se o tempo de lixiviação a partir do momento em que a temperatura desejada foi atingida. Ao final de cada teste o licor obtido era resfriado até a temperatura ambiente, sendo logo filtrado e enviado à análise química. O resíduo sólido da lixiviação era lavado com solução 0,1M de H_2SO_4 , filtrado, seco e analisado por difração de raios-X e análise térmica diferencial.

Na realização dos testes foram mantidos constantes a granulometria do minério (-20 malhas Tyler), a velocidade de agitação (500 rpm) e o tempo de lixiviação (90 minutos).

A técnica de experimentos fatoriais em dois níveis [5], foi adotada de modo a se estudar a influência das variáveis selecionadas no processo de extração de níquel e cobalto. As variáveis estudadas e seus respectivos níveis estão apresentados na Tabela 1. A análise dos resultados fez-se através da técnica estatística de Yates [6].

Tabela 1 - Variáveis estudadas e seus respectivos níveis

VARIAVEIS	Inferior	Superior
A - Temperatura ($^{\circ}\text{C}$)	220	270
B - Teor de sólidos na polpa (%)	15	35
C - Razão ácido/minério	0,21	0,30

Obs.: Razão ácido/minério: massa H_2SO_4 (g) / massa minério (g)

3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Na Tabela 2 são apresentados os resultados referentes ao planejamento fatorial para a extração de níquel e cobalto. Para estes experimentos, a média de extração de ferro foi de 0,69%. Enquanto que na Tabela 3 são mostrados as razões F obtidas no teste da consistência e os valores de t obtidos no teste da significância para a extração de níquel e cobalto.

A análise do efeito A indica que o aumento da temperatura (220-270 $^{\circ}\text{C}$) reduz a extração de níquel em cerca de 12%, e a de cobalto em cerca de 18%. O efeito B indica que o aumento do teor de sólidos na polpa (15-35%) melhora a extração de níquel e cobalto em cerca de 22%. O efeito C indica que o aumento da razão ácido/minério (0,21-0,30) melhora a extração de níquel em cerca de 20% e a de Co em cerca de 15%. A probabilidade de certeza associada a tais afirmações é de 99,9%.

A partir do planejamento fatorial obtém-se equações empíricas que o representam dentro dos níveis estudados. Os valores preditos pelas equações são calculados a partir dos seguintes parâmetros:

$$X_A = \frac{A - 245}{25} \quad ; \quad X_B = \frac{B - 25}{10} \quad ; \quad X_C = \frac{C - 0,255}{0,045}$$

As equações resultantes para as respostas são:

- para a extração de níquel

$$\%Ni = 54,99 - 5,95.X_A + 10,99.X_B - 4,95.X_A.X_B + 9,98.X_C + 2,68.X_B.X_C + 3,10$$

- para a extração de cobalto

$$\%Co = 60,14 - 9,13.X_A + 10,83.X_B - 3,62.X_A.X_B + 7,68.X_C + 2,30$$

A queda na recuperação de níquel e cobalto com o aumento da temperatura pode ser explicada pela precipitação de seus sulfetos, devido à diminuição de sua solubilidade com o aumento da temperatura de lixiviação.

A análise térmica diferencial (DTA) do resíduo de lixiviação, evidencia que todo o ferro e toda a serpentina foram atacados durante a lixiviação, viabilizando uma eficiente extração de níquel e cobalto. A presença de sulfato de níquel hexahidratado no resíduo de lixiviação a 270 °C é indicado pela difração de raios-X, sendo isto a causa pela diminuição da recuperação de níquel com o aumento da temperatura de lixiviação.

4. CONCLUSÕES

- As condições que proporcionaram as melhores extrações de níquel e cobalto foram: temperatura = 220°C; teor de sólidos na polpa = 35%; razão ácido/minério = 0,30, conseguindo-se extrair 88,5% de níquel e 91,2% de cobalto.

5. AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem ao CNPq e a CAPES pelo suporte financeiro e à COPPE/UFRJ pelo apoio para a execução do trabalho.

6. BIBLIOGRAFIA

- [1] Han, K. N., Fuerstenau, D. W., *Int. J. Min. Proc.*, 2(1975) 163.
- [2] Pourbaix, M., NACE, Houston, 1974
- [3] Barin, I., Knacke, O., Springer Verlag, Berlin, 1973
- [4] Viera, E. V., Cuéllar, O. D., "Caracterização mineralógica de Lateritas visando o seu Tratamento Metalúrgico", Anais Congresso Iberomet/CONAMET VI, Santiago, Chile, 11-18 Nov. 1990.
- [5] Duckworth, W. E., Methen & Co. Ltd., London, 1968.
- [6] Yates, F., Imperial Bureau of Soil Science Tech. Commun. 35, England, 1937.

Tabela 2 - Resultados dos experimentos de lixiviação constantes do planejamento fatorial.

CÓDIGO DOS TESTES	CONDIÇÕES INICIAIS			EXTRAÇÃO DE Ni (%)			EXTRAÇÃO DE Co (%)		
	T (°C)	TEOR DE SÓLIDOS (%)	RAZÃO A/M (*)	R ₁	R ₂	\bar{R}	R ₁	R ₂	\bar{R}
(1)	220	15	0,21	38,8	40,3	39,55	44,7	49,0	46,85
a	270	15	0,21	32,2	35,5	33,85	36,1	36,1	36,10
b	220	35	0,21	65,9	64,2	65,05	79,2	73,2	76,20
ab	270	35	0,21	43,7	39,5	41,60	52,2	49,2	50,70
c	220	15	0,30	53,8	46,7	50,25	62,8	62,8	62,80
ac	270	15	0,30	55,7	49,0	52,35	53,6	49,4	51,50
bc	220	35	0,30	91,3	85,7	88,50	92,6	89,8	91,20
abc	270	35	0,30	68,4	69,1	68,75	67,3	64,2	65,75

Média de extração de níquel : 54,99%

Média de extração de cobalto: 60,14%

(*) A/M: ácido/minério.

Tabela 3 - Testes de consistência e significância para a extração de níquel e de cobalto.

CÓDIGO DOS TESTES	RAZÃO F		EFEITO	DIFERENÇA MÉDIA		t	
	Ni	Co		Ni	Co	Ni	Co
(1)	-	-	T	109,98	120,28	-	-
a	1,18	1,65	A	-11,70	-18,25	7,36	14,72
b	2,07	1,73	B	21,98	21,65	13,82	17,46
ab	1,27	1,59	AB	-9,90	-7,23	6,23	5,83
c	3,78	1,81	C	19,95	15,35	12,55	12,38
ac	2,18	4,53	AC	2,85	-0,13	1,79	0,10
bc	2,57	1,74	BC	5,35	-0,33	3,36	0,27
abc	1,49	1,21	ABC	-1,03	0,15	0,65	0,12

Circuito de molienda con prensa de rodillos
o molino de bolas

* Pompeyo Peralta Sobarzo

Este estudio contiene, datos técnicos comparativos, de un circuito de molienda de menas minerales, datos resultantes del análisis comparativo para una aplicación industrial de molienda ya sea utilizando grande presión "interparticle comminution" en prensa de rodillos o molienda clásica con molinos rotatorios de bolas

* Ingeniero en Metalurgia Extractiva, Gerente de Proyectos Minerales y Metalúrgicos de la - KHD Kloeckner Humboldt Deutz do Brasil Ltda.

SIMULAÇÃO DA INJEÇÃO DE FINOS DE CARVÃO ATRAVÉS DAS VENTANEIRAS DO ALTO-FORNO

Stephan Heinz J.V. Weber⁽¹⁾

Renato Minelli Figueira⁽²⁾

Lothar Birkhauser⁽³⁾

INTRODUÇÃO

Devido à crise do petróleo, a injeção de óleo combustível no alto-forno tornou-se economicamente inviável. A alternativa mais econômica tem sido, nos últimos anos, a injeção de finos de carvão como substituto do combustível carregado pelo topo. Diversos estudos foram realizados com o objetivo de prever o comportamento dos finos de carvão quando injetados através das ventaneiras⁽¹⁻⁴⁾. Entretanto a maior dificuldade é obter experimentalmente condições similares aquelas encontradas na zona de combustão do alto-forno, principalmente em relação à taxa de aquecimento das partículas, da ordem de 10^5 K/s. Para este trabalho desenvolveu-se um equipamento experimental com capacidade de simular tais condições e estudou-se o comportamento de carvões mineral e vegetal e misturas destes carvões.

MÉTODO EXPERIMENTAL

Um esquema do equipamento experimental é mostrado na Figura 1. Este equipamento consiste basicamente de duas regiões: uma região de alta pressão (4 bar abs) compreendida entre o manômetro P1 e a válvula M1 e outra de baixa pressão (1 bar abs) correspondendo ao restante das tubulações. A amostra de carvão era colocada entre a válvula M1 e resfriador K1. Em seguida, as válvulas M1 e M2 eram abertas simultaneamente e a onda de pressão proveniente da região

-
- (1) Mestre em Engenharia Metalúrgica. Ex-aluno do Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas da Universidade Federal de Minas Gerais, Brasil.
 - (2) M.Sc., Ph.D., Professor do Departamento de Engenharia Metalúrgica da UFMG, Rua Espírito Santo 35, 30160 Belo Horizonte, MG/Brasil.
 - (3) Dr.Ing., Engenheiro da Mannesmann S/A, Belo Horizonte, Brasil.

de alta pressão provocava a mistura do carvão com o oxigênio contido no forno V atravessando a região de alta temperatura (forno de indução I) onde ocorria a queima das partículas. O gás resultante da combustão era recolhido após a válvula M2 e analisado, calculando-se o Índice de Combustão (IC), definido como a porcentagem do carbono efetivamente queimado. Foram utilizadas amostras de carvão de diferentes granulometrias e previamente secas. O peso das amostras (250 mg) corresponde a uma taxa de injeção de 175 Kg carvão/ton. de gusa. O carvão mineral tinha em média 20% cinzas, 27% voláteis e 53%C, o vegetal, 30% cinzas, 22% voláteis e 48%C.

RESULTADOS

A figura 2 mostra os valores obtidos para o IC para os diferentes tamanhos de partículas de carvão mineral e vegetal. Observa-se a melhor combustão do carvão vegetal em relação ao mineral. A figura 3 mostra a variação do IC com a granulometria de uma mistura com 20% carvão mineral/80% carvão vegetal. Esta figura também o IC calculado a partir da média dos valores da Figura 2. Estes resultados mostram a influência construtiva de um tipo de carvão na combustão do outro.

CONCLUSSES

A redução do IC, tanto para o carvão vegetal ou mineral, com o aumento do tamanho médio das partículas se deve principalmente a existência de um gradiente interno de temperatura mais acentuado nas partículas maiores. Por exemplo, para uma partícula de 1mm diâmetro (sem considerar a radiação térmica) o número de Biot é da ordem de 24. A melhor combustão do carvão vegetal está associada à queima dos voláteis que eleva a temperatura na partícula facilitando a combustão do carbono. No caso do carvão mineral, a matéria volátil é constituída principalmente de hidrocarbonetos pesados, que são decompostos antes da combustão. Deste modo, os melhores IC obtidos com misturas podem ser explicados da seguinte maneira. Os voláteis do carvão vegetal são rapidamente queimados, gerando calor para a decomposição dos hidrocarbonetos do carvão mineral. Em seguida o calor liberado pela queima destes hidrocarbonetos provoca a ignição da partícula de carvão mineral.

AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem a GTZ (Deutsche Gesellschaft für Technische Zusammenarbeit), Kuttner do Brasil, Mannesmann S/A e Magnesita S/A pela colaboração na construção do equipamento experimental.

REFERÊNCIAS

1. L. Birkhauser. Tese de Doutorado, RWTH Aachen, 1980.
2. B. Korthas. Tese de Doutorado, RWTH Aachen, 1987.
3. H. Reintjes, S. Tamura: Iron and Steel Eng., 60, 33 (1983)
4. S. Bortz, G. Flament: Ironmaking and Steelmaking, 10, 222, 1983.
5. H. Kanayana et alii: Trans. ISIJ, 23, 153 (1983)

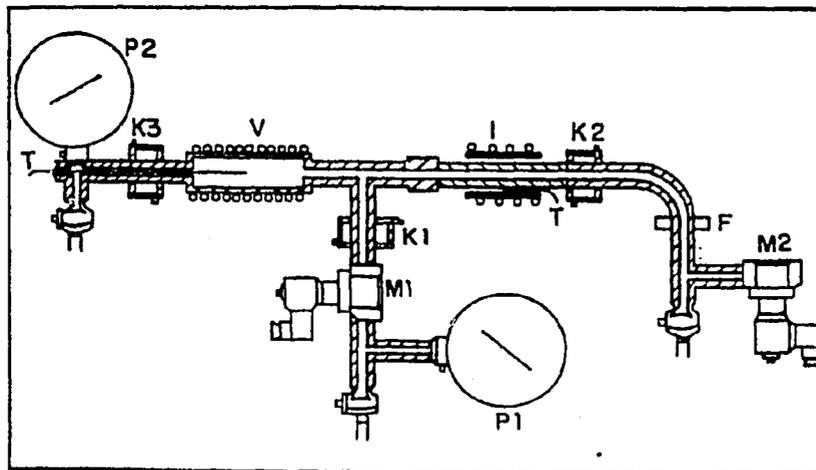


Fig. 1

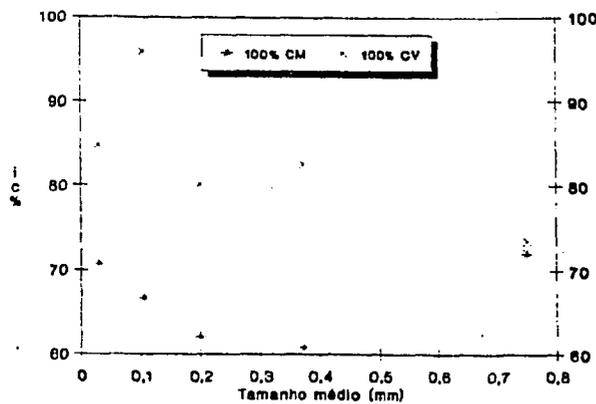


Fig. 2

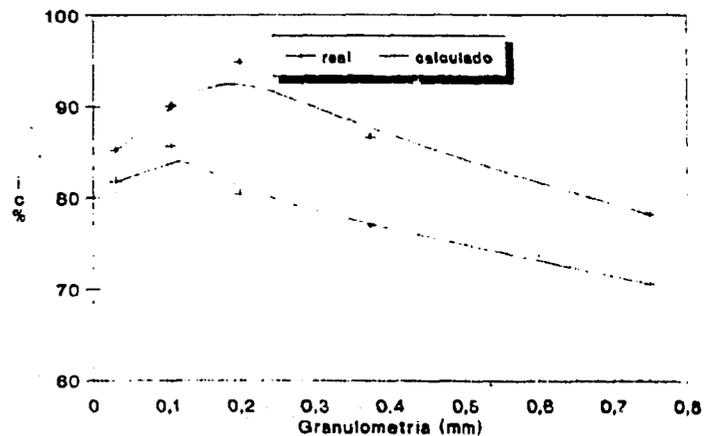


Fig. 3

DRENAGEM DE CADINHOS DE ALTOS-FORNOS A CARVÃO VEGETAL⁽¹⁾

Felipe José Neves Pereira⁽²⁾
Renato Minelli Figueira⁽³⁾

1. INTRODUÇÃO

Em 1989 o Brasil produziu 25,5 milhões de toneladas de gusa. Deste total, 38% provem de altos-fornos a carvão vegetal, demonstrando a importância deste processo para a indústria siderúrgica brasileira. Entretanto, em diversos aspectos, a operação destes fornos é feita a partir de tecnologia desenvolvida para altos-fornos a coque. Entretanto devido à características particulares do carvão vegetal, tais tecnologias não são totalmente aplicáveis aos fornos que utilizam este redutor. Como exemplo, pode-se citar os fenômenos relacionados à drenagem do cadinho. Ao contrário dos fornos a coque, devido ao menor diâmetro do cadinho e à baixa densidade do carvão vegetal, as condições de fluabilidade do homem-morto em altos-fornos que utilizam este redutor são bastante favoráveis. Como será mostrado a seguir, este fenômeno modifica substancialmente a drenagem do cadinho do alto-forno.

2. MÉTODO EXPERIMENTAL

Os testes experimentais foram feitos em um modelo com escala 1:25 do Alto-Forno II da ACESITA (1100 t/dia). Utilizou-se esferas de diferentes diâmetros, para simular as partículas de carvão no interior do cadinho, e óleos de diversas viscosidades simulando a escória. A velocidade de vazamento foi alterada colocando-se o interior do modelo sob diferentes pressões.

3. RESULTADOS

Os resultados obtidos podem ser expressos pelo coeficiente de fluxo (F_L) proposto por Fukutake e Okabe⁽¹⁾:

$$F_L = \left\{ 180 \frac{(1 - \epsilon)^2}{\epsilon^3} \frac{1}{\phi^2 \cdot d^2} \frac{\mu}{\rho \cdot g} \right\} \cdot V_o \cdot \left(\frac{D}{H} \right)^2$$

onde ϵ = fração de vazios no leito, ϕ , d = fator de forma e diâmetro das partículas, μ , ρ = viscosidade e densidade da escória, g = constante gravitacional, D = diâmetro do cadinho e H ,

(1) Trabalho apresentado nas Jornadas Metalúrgicas 1991, Buenos Aires, maio 1991.

(2) M.Sc., Engenheiro da ACESITA, Brasil.

(3) M.Sc., Ph.D., Professor do Departamento de Engenharia Metalúrgica da UFMG, Rua Espírito Santo 35, 30160 Belo Horizonte, MG/Brasil.

V_{v} = altura e velocidade a vazio da escória no cadinho. Maiores detalhes experimentais podem ser obtidos na dissertação de mestrado na qual este trabalho foi baseado⁽²⁾. A Figura 1 mostra, junto com os resultados de Fukutake e Okabe (altura do homem morto = 0), os valores de fração de escória retida obtidos para várias posições do homem morto em relação ao fundo do cadinho.

4. CONCLUSÕES

Os resultados mostrados na Figura 1 indicam que, a medida que o homem morto se afasta do fundo do cadinho, o efeito dos parâmetros acima mencionados na fração de escória retida torna-se cada vez menor. Pode-se portanto concluir que, a importância destes parâmetros é pouco significativa na drenagem quanto mais favorável forem as condições de flutuação do homem-morto, como no caso de altos-fornos a carvão vegetal.

REFERÊNCIAS

1. FUKUTAKE, T. & OKABE, K.: Trans. ISIJ, 16, 6 (1976).
2. PEREIRA, F.J.N.: Dissertação de mestrado, Depto. Eng. Metalúrgica UFNG (1990).

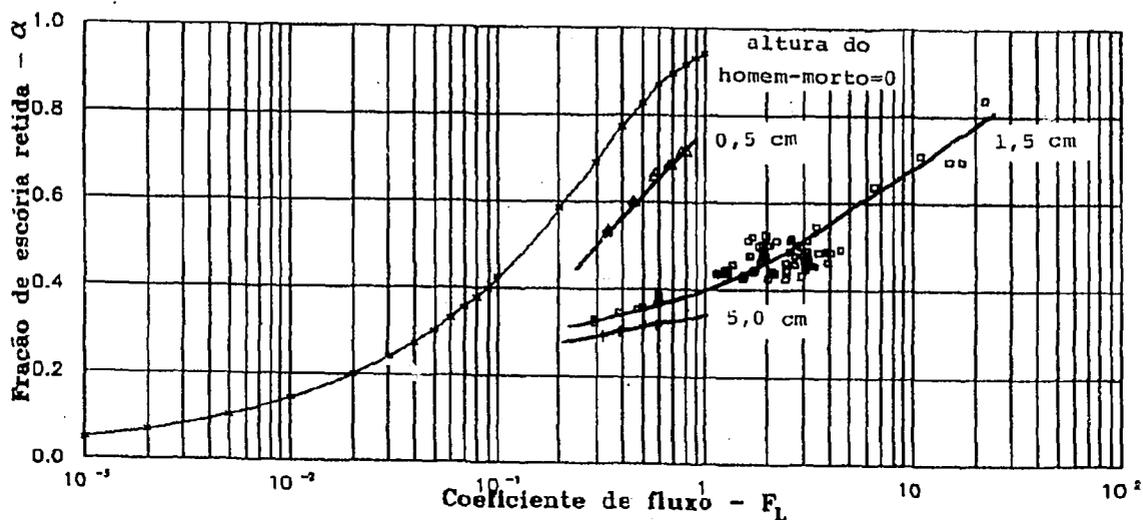


Figura 1

EFEITOS DA INJEÇÃO DE ÁGUA NA PRODUÇÃO DE FERRO-ESPONJA COM CARVÃO

Cristiane S. Javorsky¹ e Antônio C.F. Vilela²

Escola de Engenharia - UFRGS, Av. Osvaldo Aranha 99 6º andar.
90.210 Porto Alegre, RS - Brasil

1. INTRODUÇÃO

O presente trabalho dá continuidade ao estudo da otimização do processo SL/RN de redução direta adotado na Aços Finos Piratini S.A., através da elevação do Grau de Metalização (GM) do ferro-esponja por meio da adição de vapor d'água na carga.

Os objetivos deste trabalho são: a) determinar um período ótimo de injeção de vapor d'água no forno industrial e b) determinar o efeito da água sobre a velocidade da reação.

2. METODOLOGIA EXPERIMENTAL

Dando continuidade as séries de ensaios realizados em trabalhos anteriores desta linha de pesquisa^[1] foram realizados no presente trabalho ensaios a 1000 °C e com vazão de água de 0,12 ml/min nas seguintes condições experimentais: i) matérias-primas = Fe_2O_3 e carvão; ii) tempo de ensaio (min) = 0, 30, 60, 90, 120; iii) período de injeção de vapor (min) = de 0 a 120. Em todos os ensaios um reator foi mantido isento de água para servir de controle.

3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

No presente trabalho os resultados obtidos anteriormente^[1] foram projetados para as condições do forno rotativo industrial da Aços Finos Piratini em termos de GM, tanto na ausência quanto na presença de vapor d'água. Estes resultados estão apresentados na Figura 1 e sugerem que, para se obter a elevação do grau de metalização observada em laboratório, é suficiente injetar vapor d'água no forno industrial ao longo dos 5 metros finais.

Locando os resultados recém descritos em um gráfico das formas cinéticas de Jander e Gnistling e Brounshtein^[2] contra o tempo (Figura 2) verifica-se que ambas produzem retas de ajuste igualmente aceitáveis sem, no entanto ser possível, devido à dispersão dos pontos experimentais, optar por uma ou outra. Entretanto, independentemente da escolha de uma ou outra forma ambas evidenciam um aumento na velocidade específica do processo na presença do vapor d'água.

4. CONCLUSÕES

- No ajuste feito entre as escalas industrial e de laboratório, os resultados obtidos indicam que os mais altos graus de metalização podem ser atingidos pela injeção de vapor d'água longo dos 5

¹Mestre em Engenharia Metalúrgica PPGEMM/UFRGS

²Prof. Dr. Ing. PPGEMM/UFRGS

metros finais do forno rotativo industrial da Aços Finos Piratini.

- Aplicando-se as formas cinéticas de Jander e Gnistling e Brounshtein aos resultados obtidos, verifica-se que ambas evidenciam um aumento na velocidade específica do processo na presença do vapor d'água.

AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem à Aços Finos Piratini S.A., ao CNPq e à FAPERGS pelo apoio financeiro recebido.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] JAVORSKY, C.S., Estudo dos efeitos termodinâmicos e cinéticos da injeção de vapor d'água na redução direta de minério de ferro com carvão - uma projeção para o processo industrial SL/RN; Porto Alegre: PPGEMM, 1990, 151p. Dissertação (Mestrado em Engenharia)- Escola de Engenharia, UFRGS.
- [2] SZEKELY, J., EVANS, J.W, SOHN, H.Y. Gas-solid reactions New York: Academic Press, 1976. 400p.

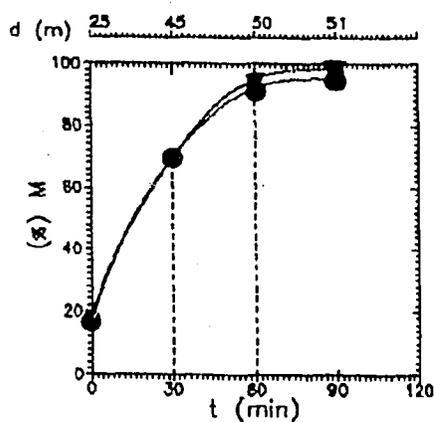


Figura 1 - Gráfico comparativo do grau de metalização sem água (●) e com injeção de água desde $t = 30$ min (▼) versus tempo de ensaio em forno estático (escala inferior) ou distância percorrida pela carga a partir da entrada na zona de redução do forno rotativo (escala superior).

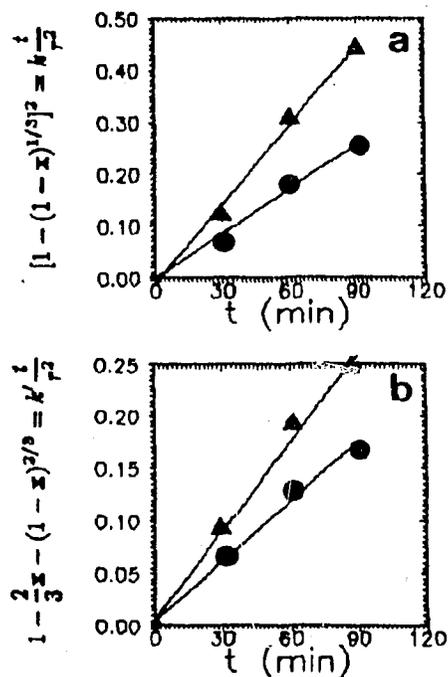


Figura 2 - Gráfico comparativo das formas cinéticas de Jander (a) e Gnistling (b) para ensaios sem água (●) e com injeção de água (▲) desde $t = 0$. X é a fração convertida do reagente sólido, t o tempo, r é o raio inicial da partícula óxida, k e k' são constantes de velocidade que incluem as características físicas das partículas.

DESARROLLO Y ESTUDIO CALORIMETRICO DE ALEACIONES Cu-Al-Co

E. Donoso*, A. Varschavsky** y R. Núñez***

INTRODUCCION.- El desarrollo de aleaciones ternarias de alta resistencia está siendo motivo de variados estudios desde mediados de la década pasada, teniendo como objetivos la mayor parte de ellos formar precipitados binarios y/o ternarios de extrema fineza resistentes a ser cortados por las dislocaciones, confiriéndole al material un elevado límite de fluencia. Sin embargo, muy pocos trabajos se refieren a las aleaciones Cu-Al-Co [1,2], siendo el objetivo principal de este trabajo estudiar este tipo de aleaciones mediante calorimetría diferencial de barrido DSC.

RESULTADOS Y DISCUSION.- Se prepararon aleaciones de Cu-14% at. Al-2% at. Co y Cu-14% at. Al-4% at. Co. Para el estudio se usaron láminas de 1.5 mm de espesor en las condiciones templado desde 1273 K y deformado en frío (50 % de reducción en el espesor). Las medidas calorimétricas se hicieron a velocidades de calentamiento lineal de 0.83, 0.33, 0.17, 0.083 y 0.033 K/s, en un analizador térmico diferencial Dupont 990 y Dupont 2000.

Termogramas típicos para el material templado y deformado se muestran en la Fig. 1 y Fig. 2 respectivamente. En las mismas figuras se observa además los termogramas para la aleación Cu-13 Al [3,4], a fin de comparar con las aleaciones ternarias y estudiar la contribución del Co. Las áreas bajo las curvas ΔC_p vs T corresponden a las entalpías de las diferentes reacciones, las cuales se indican en la Tabla I. Las energías de activación E de las diferentes reacciones fueron determinadas por el método de Kissinger [5], computadas a partir de $d[\ln(\alpha/T_p^2)]/d(1/T_p) = -E/R$, donde T_p es la temperatura a la cual la velocidad de transformación es máxima, obteniéndose una recta cuya pendiente es E/R; los valores obtenidos para E se muestran en la Tabla I. La inspección de los termogramas conjuntamente con las medidas entalpimétricas y los valores de E indican, en primera aproximación, que en el material templado la etapa 1, reacción exotérmica, se puede asociar a aniquilación de defectos puntuales. Por otra parte, los eventos térmicos asociados con los peaks múltiples de la etapa 2 y 3, en Cu-14Al-4Co, conciernen a procesos que podrían atribuirse a la coexistencia de orden disperso y formación de un compuesto ternario no identificado del tipo $Cu_x Al_y Co_z$. Los termogramas del material deformado están caracterizados por dos reacciones exotérmicas (etapas 2 y 4). La etapa 2 se asemeja al binario α Cu-Al y puede ser atribuido a la formación de orden disperso y segregación de soluto a las dislocaciones [3]; la etapa 4 ha sido asociado inequívocamente al proceso de recristalización. Con respecto a esta última etapa se puede observar un notable desplazamiento de los peaks si se compara a su homólogo presente en el binario, asociado a diferencias notorias en las entalpías involucradas, lo que hace inferir la presencia de precipitados pre-existentes actuando simultáneamente con parte del Co retenido en solución sólida dentro de la matriz α Cu-Al, los cuales retardarían la recristalización. Medidas de microdureza Vickers, efectuadas a temperatura ambiente en muestras calentadas a temperaturas de inicio y fin de cada etapa, estarían corroborando las inferencias anteriores.

* Profesor Asociado, ** Profesor Titular, *** Alumno de Post-grado, Instituto de Investigaciones y Ensayes de Materiales, Facultad de Ciencias Físicas y Matemáticas, Universidad de Chile, Casilla 1420, Santiago, Chile.

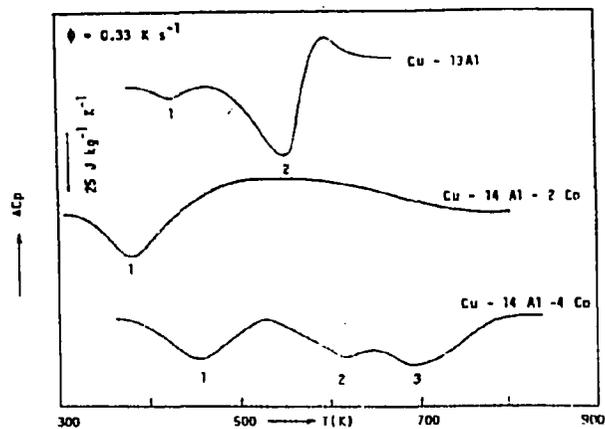


Fig. 1. Termogramas DSC para material templado

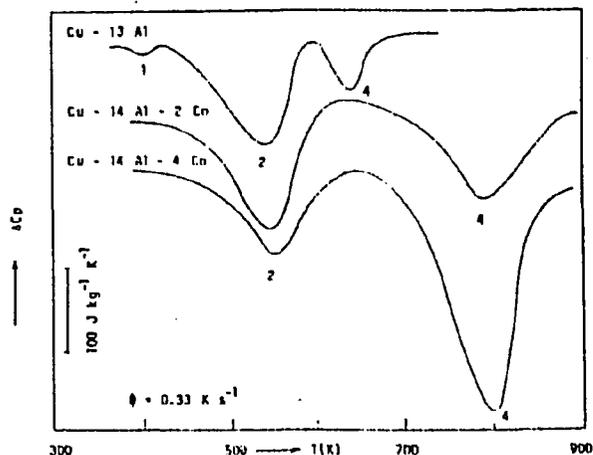


Fig. 2. Termogramas DSC para material deformado

Tabla I. Valores de las entalpías y energías de activación.

material etapa:	H (k J/kg)				E (e V)			
	1	2	3	4	1	2	3	4
i) Templado								
Cu-13Al (*)	0.17	2.2	-	-	-	1.6	-	-
Cu-14Al-2Co	1.7	-	-	-	0.6	-	-	-
Cu-14Al-4Co	1.7	1.8	2.7	-	0.5	1.6	1.4	-
ii) Deformado								
Cu-13Al (*)	-	6.5	-	3.3	-	-	-	-
Cu-14Al-2Co	-	10.6	-	9.1	-	1.5	-	1.6
Cu-14Al-4Co	-	8.8	-	26.5	-	1.0	-	1.4

(*) Valores obtenidos en trabajos anteriores [3,4].

AGRADECIMIENTOS.- Los autores agradecen a FONDECYT (Proyecto 89-0934) por el apoyo financiero.

BIBLIOGRAFIA

- 1.- G. Fortina i M. Leoni: Metalurgia Ital. 10, 470 (1972).
- 2.- M. Leoni et al.: AFS Trans. 78, 133 (1970).
- 3.- A. Varschavsky: Metall. Trans. 13A, 801 (1982).
- 4.- A. Varschavsky and E. Donoso: Metall. Trans. 14A, 875 (1983).
- 5.- H.E. Kissinger: Anal. Chem. 28, 1702 (1957).

DISOLUCION DE CALCOPIRITA EN MEDIO CLORHIDRICO
CON ION FERRICO

P. Navarro D. (*) y F. Vergara G. (**)

* Universidad de Santiago de Chile
Casilla 10233
Santiago, Chile.

** Universidad de Concepción

INTRODUCCION

La calcopirita es el sulfuro de cobre más abundante en el mundo y uno de los minerales más refractarios a los procesos hidrometalúrgicos, soluciones fuertemente oxidantes logran disolverla bajo ciertas condiciones de tratamiento; entre los oxidantes de más interés y activo, se encuentra el ión férrico en medio clorhídrico y sulfúrico.

PARTE EXPERIMENTAL

Las lixiviaciones se realizaron con un sistema particulado de calcopirita natural muy pura, proveniente de la División el Teniente de Codelco Chile, utilizando un reactor de vidrio temperado con un plato calefactor y un agitador magnético para el movimiento de las soluciones. Las condiciones experimentales estudiadas se presentan en Tabla 1.

Tabla 1.- Condiciones Experimentales:

<u>Tipo de Variable</u>	<u>Nivel</u>
Concentración FeCl_3 (M)	0.5; 0.3; 0.02
Temperatura ($^{\circ}\text{K}$)	363, 355, 343
Tamaño de partícula (radio, μ)	31.3; 24.4; 20.7

RESULTADOS EXPERIMENTALES Y DISCUSION

Las lixiviaciones de sistemas particulados de calcopirita con FeCl_3 , ocurre con formación de una capa de producto, que algunos investigadores la han caracterizado como: covelita con azufre elemental, una fase intermedia deficiente en cobre y hierro o una mezcla de sulfuros de características no estequiométricas tipo Cu_xS_y . Si se considera que las partículas son esféricas, es posible aplicar el modelo del núcleo recesivo. Este modelo predice que cuando el control del proceso es por reacción química, se debe cumplir la siguiente relación entre la fracción α del cobre que ha reaccionado y el tiempo t , $1-(1-\alpha)^{1/3} = Kt$. En figura 1 se grafica $1-(1-\alpha)^{1/3}$ en función de t , de las pendientes de estos gráficos, se obtuvieron los valores de K , y luego, aplicando la ecuación de Arrhenius, se obtuvo la energía de activación 15,97 Kcal/mol, valor asociado a procesos controlados químicamente.

En figura 2 se grafica $1-(1-\alpha)^{1/3}$, en función de t para diferentes tamaños de partículas, existiendo proporcionalidad entre K y $(1/r_0)$, lo cual confirma el mecanismo propuesto.

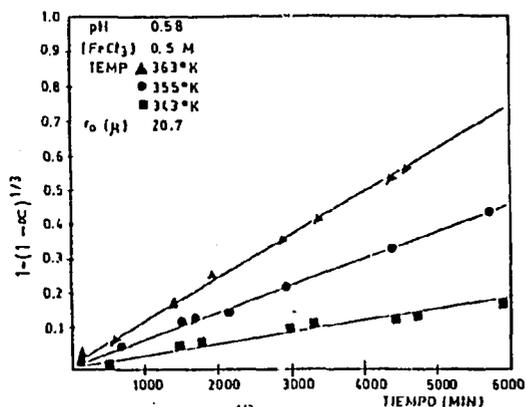


FIGURA 1: $1-(1-\alpha)^{1/3}$ vs t A DIFERENTES TEMPERATURAS

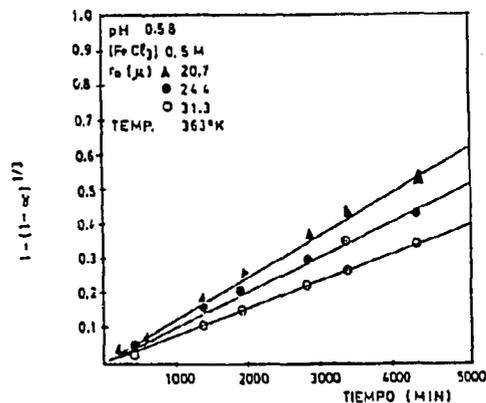


FIGURA 2: $1-(1-\alpha)^{1/3}$ vs t PARA DIFERENTES TAMAÑOS INICIAL DE PARTICULA

CONCLUSIONES

El proceso de disolución de calcopirita en un medio oxidante como el cloruro férrico, ocurre con formación de una capa de productos intermedios, la cual controla o inhibe químicamente la velocidad de disolución, haciéndose cada vez más inestable a medida que aumente la temperatura.

La disolución de calcopirita con $FeCl_3$ sigue el modelo de núcleo recesivo con energía de activación 15,97 Kcal/mol entre 343-363 K; la constante de velocidad K es proporcional al inverso del radio inicial de la partícula elevado a exponente unitario.

El análisis a los Rayos X de sólidos residuales de lixiviación y al microscopio electrónico de barrido, detectaron la presencia de azufre elemental en la capa de producto y de algún sulfuro del tipo Cu_xS_y , aumentando la presencia de azufre con el aumento de la reactividad de la calcopirita, adquiriendo el sólido residual un aspecto superficial altamente reaccionado con formación de productos superficiales.

BIBLIOGRAFIA

- 1.- B. Palmer et. al., Metallurgical Transactions B, Vol. 12 B, September 1981.
- 2.- T. Hirato et. al., Metallurgical Transactions B, Vol. 17 B, March 1987.
- 3.- Jones and Peters, Extractive Metallurgy of Copper, Vol. 2, J.C. Yannopoulos and J.C. Agarwal, eds., AIME, New York, 1976.
- 4.- P. Navarro, F. Vergara, Copper 87, V. 3, 49, Ch. Copper, G. Lagos, G. Ugarte Eds. Santiago, Chile 1988.
- 5.- J. Dutrizac, Hydrometallurgy, 23 (1990) 153 - 176.
- 6.- H. Majima, can. Met. Quart. 24, 283 (1985).

MEJORAMIENTO DE LAS PROPIEDADES MECANICAS DE
ALUMINIO 505 MEDIANTE DESGASIFICACION Y FILTRADO

Rodolfo Mannheim y Fernando Nardecchia

Universidad de Santiago de Chile
Depto. de Ing. Metalúrgica. Casilla 10233, Santiago, Chile.

INTRODUCCION

En la fundición del aluminio y sus aleaciones, se necesitan estándares de calidad cada vez mayores. La importancia de los procesos de desgasificado y limpieza son fundamentales en el logro de este objetivo. Este trabajo describe la investigación realizada para alcanzar este fin, donde se hicieron distintas pruebas de desgasificación y limpieza de baños líquidos.

METODO EXPERIMENTAL

Fue estudiado el efecto de tres métodos de desgasificado sobre el contenido de hidrógeno y las propiedades de la aleación 505-ALCAN. Los métodos usados fueron: tabletas de C_2Cl_6 , inyección de gas de purga mediante una lanza e inyección del mismo gas, utilizando un inyector mezclador-rotatorio (IMR). Los gases de purga ocupados fueron nitrógeno puro y una mezcla de N_2 puro + 5% de Freón-12. El diseño del IMR se evaluó con un modelo de agua. Se utilizó un recipiente de vidrio de dimensiones similares al crisol, optimizando las características operativas del sistema, determinando el flujo de gas a utilizar en ambos métodos de inyección. Se fundió en cada oportunidad 4 Kg. de metal en un crisol #12 de grafito aglomerado, en una hornilla a gas, con una temperatura de $700^\circ C$ para todos los métodos de desgasificado y de $750^\circ C$ en dos casos específicos: el IMR - N_2 - Freón y la lanza con N_2 puro. Los tiempos para el desgasificado fueron 0, 2, 4 y 8 min., pero para las tabletas de C_2Cl_6 , el tiempo fue el de su total descomposición (3 min.). El muestreo para el análisis de hidrógeno, se efectuó con un probetero de cobre descrito en la literatura (1). El método de determinación fue extracción en caliente, siendo el equipo utilizado un Leco RH-402. Los moldes para las probetas de ensayo de tracción fueron hechos en arena con resina fenólica, ocupando arena de contacto AFS 120 en la zona de las probetas y arena común AFS 50 en el resto. El modelo cumple la norma ASTM B2GM-88. Los ensayos de tracción se realizaron en una máquina Instron, con una celda de carga de 10 ton. y la norma fue la ASTM B557M-84. En otro plano, se estudió el efecto sobre las propiedades mecánicas, que tiene el uso de filtros cerámicos en caldos ya desgasificados. Para esto se ocuparon filtros de Al_2O_3 de $50 \times 50 \times 19$ mm. y de 20 ppi., instalados en el sistema de llenado del molde. La razón de áreas entre el canal de alimentación y el filtro fue de 1:6,5.

RESULTADOS, DISCUSIONES Y CONCLUSIONES.

- 1) MODELO DE AGUA: En la simulación experimental para optimizar el diseño del IMR y los parámetros del desgasificado, se puede destacar: Los mejores valores en el área interfacial gas-líquido, la dispersión de las burbujas y el tiempo de ascensión de éstas, se logró a 1400 RPM y un flujo de 2.5 lt/min. (las RPM variaron de 900 a 1700 y los lt/min de 0.5 a 4). Velocidades inferiores y flujos mayores a los óptimos, incrementaron demasiado el tamaño de las burbujas, salpicando líquido fuera del recipiente. Por otro lado, velocidades mayores a 1400 RPM no disminuían el tamaño de las burbujas, generando un patrón de turbulencia que las hacía coalescer. Por último, para flujos inferiores a 2.5 lt/min, la generación de burbujas fue muy baja, disminuyendo el área interfacial gas-líquido.
- 2) EFECTO DE LOS PARAMETROS DEL DESGASIFICADO SOBRE EL CONTENIDO DE H_2 Y LAS PROPIEDADES MECANICAS DE LA ALEACION: En el efecto del tiempo de desgasificado sobre el contenido de H_2 , se observó una clara disminución del H_2 disuelto, a medida que el tiempo de desgasificado aumentaba. Los mejores resultados se obtuvieron para el sistema IMR, primero con la mezcla N -Freón y segundo con el N_2 puro. Valores inferiores, pero en el mismo orden de los gases, se obtuvo para la lanza. El efecto del contenido de H_2 sobre las propiedades mecánicas de la aleación, se observa en la Fig. 1, donde el valor de la resistencia a la ruptura (RR) disminuye con el aumento del contenido de gas.

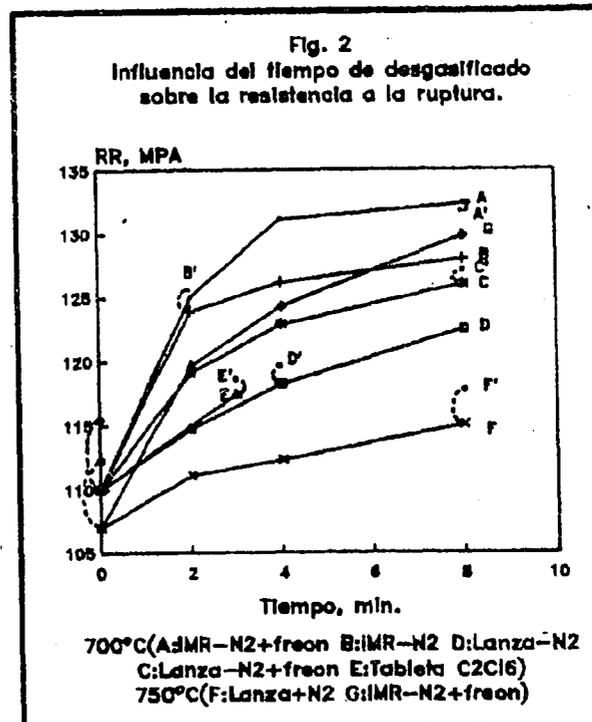
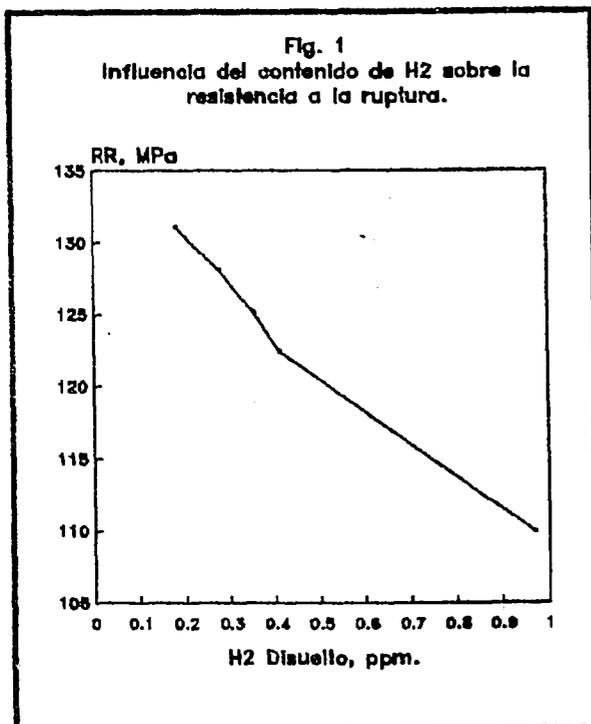
Este efecto se observa para cada método utilizado en la Fig. 2. En cada caso, la RR aumenta a medida que el desgasificado procede. Los resultados muestran un aumento de casi 20% para el mejor de los casos (A) y de 7% para el peor (F). El desgasificado con C_2Cl_6 (E), es levemente superior al lanceado con N_2 puro (D) en su tiempo de descomposición, siendo superado posteriormente. Por otra parte, si se observa las curvas se aprecia que para el IMR, curvas A y B, existe poca diferencia en el tiempo de 2 min. y no ocurre lo mismo a tiempos mayores. Dicha separación se debe a que al comienzo del desgasificado (elevado H) la alta eficiencia del IMR no permite ver el efecto del Freón, lo que sí se nota, para los tiempos mayores (bajo H). Este mismo efecto se observa en el lanceado, con la diferencia que la separación es marcada para todos los tiempos, mostrando la baja eficiencia de la lanza. En otro plano, el efecto de los filtros se observa también en la Fig. 2, mostrando el incremento en la RR logrado para las experiencias indicadas con ('). Por último, se debe consignar que todos los resultados con Freón concuerdan con experiencias realizadas con S F y que de acuerdo a trabajos de otros autores, los resultados presentan buena concordancia.

AGRADECIMIENTOS

Los autores expresan su reconocimiento a DICYT - USACH.

REFERENCIAS

- (1) C.E. Ransley, D.J. Talbot: Journal of the Institute of Metal, 1956.
- (2) F.R. Mollar, N. Davidson: AFS - Transaction, 78-116.
- (3) G.K. Sigworth: AFS - Transaction, 87-81.
- (4) F.R. Mollar, N. Davidson: AFS - Transaction, 78-115.
- (5) E.N. Pan, M.N. Hsieh, C.R. Loper: AFS - Transaction, 89-73.



SINTESIS DE POLVOS DE CU-Mo MEDIANTE REDUCCION
DE MOLIBDATOS DE COBRE

Jorge Garín, Oscar Olatte y Rodolfo Mannheim
Universidad de Santiago de Chile - Depto. Ingeniería Metalúrgica
Casilla 10233, Santiago, Chile.

Jorge Marín
Comisión Chilena de Energía Nuclear
Amunátegui 95, Santiago, Chile.

INTRODUCCION

La fabricación de aleaciones refractarias cobre-molibdeno, requiere de técnicas de fusión por arco con electrodo consumible, donde las características físicas del material de aporte juegan un papel esencial (1). Similares propiedades requiere la obtención de ese tipo de aleaciones mediante impacto mecánico de alta energía (2). La obtención de polvos de cobre o de molibdeno se efectúa normalmente en forma separada, por reducción con hidrógeno a partir del óxido correspondiente. Es posible lograr una mezcla homogénea de los componentes a nivel cuasi atómico, mediante la reducción de las especies combinadas. Así, este trabajo describe la obtención de mezclas de Cu y Mo a partir de molibdatos de cobre y amonio, previamente sintetizados por vía hidrometalúrgica.

PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

El material inicial se somete a calcinación para eliminar el NH_3 , dando origen a una especie oxidada, de composición CuMoO_4 , la cual se reduce mediante corriente de hidrógeno a temperaturas y tiempos predeterminados, a presión atmosférica. Las fases obtenidas en cada punto de trabajo se identificaron por medio de difracción de rayos X. En todos los casos se detectaron mezclas de Cu, Mo y MoO_2 cuyas proporciones volumétricas se cuantificaron de acuerdo a la técnica de comparación directa (3).

RESULTADOS, DISCUSION Y CONCLUSIONES

Los resultados experimentales de mayor relevancia se presentan gráficamente en la figura, en términos del porcentaje de reducción como función de la temperatura y tiempo de tratamiento. La característica más notoria del proceso consiste en una reducción casi instantánea de Cu(II) a Cu metálico y de Mo(VI) a Mo(IV), en una primera etapa de la reacción. Luego, procede la reducción de la especie MoO_2 a Mo metálico, actuando el Cu aparentemente como catalizador, ya que las temperaturas del proceso son inferiores a aquellas necesarias para reducción de la fase pura. Las curvas de fracción transformada en función del tiempo sugieren un mecanismo controlante de tipo difusional, caracterizado por una cinética lenta al término del proceso.

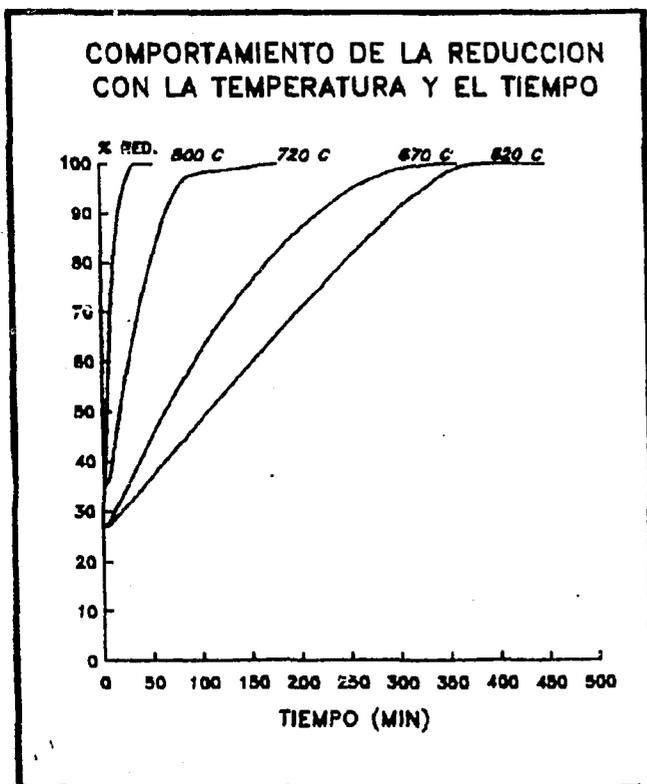
Finalmente, un análisis global de los resultados experimentales, permite concluir la factibilidad de reducción de óxidos dobles de cobre y molibdeno a mezclas metálicas en condiciones prácticas adecuadas, estos es, temperaturas medias y tiempos relativamente cortos.

AGRADECIMIENTOS

Los autores expresan su reconocimiento al Fondo Nacional de Desarrollo Científico y Tecnológico, FONDECYT, Proyecto N° 89-764.

REFERENCIAS

- 1.- J. D. Verhoeven, F. A. Schmidt, E. D. Gibson & W. A. Spitzig: J. Metals, 9, 20 (1986)
- 2.- J. G. Schroth & V. Franetovic : J. Metals, 1, 37 (1989)
- 3.- B. D. Cullity: "Elements of X-Ray Diffraction", Addison-Wesley, Reading, 411 (1978).



Granulometría de la mezcla metálica (2000 X)

ESTUDIO DE FACTIBILIDAD DE OBTENCION DE AUTC EN EL COMPLEJO FABRIL SAN RAFAEL -/
MENDOZA.

ENSAYO EN ESCALA DE LABORATORIO E INDUSTRIAL.

CASTILLO, Alberto (1); GIOVANETTI, Carlos (2); IGLESIAS, Oscar (3);
PONTE, Héctor (4); VERCELLONE, José A.(5) y VIDAL, Félix (6).

1.- Introducción

En función de la búsqueda de metodologías que a la luz de las espe-
cificaciones actuales de pureza nuclear brinden materias aptas para ser pu-
rificadas en las plantas de refinación convencional y para alcanzar aquellos
parámetros que permitan obtenerlas con valores económicos más bajos que los
actuales, es que [se estudió la posibilidad de reemplazar el diuranato de amo-
nio producido en las plantas de concentración (materia prima utilizada en ca-
si todas las instalaciones del mundo) por un óxido más puro, combinando las /
metodologías de resinas de intercambio y las aminas terciarias en aquellas //
instalaciones,] consiguiendo un producto que a la par de una mayor pureza aho-
rre: en su transporte; en su no producción de residuos; en la posibilidad de
emplear contenedores reutilizables para el producto final; en la contribución
de la simplicidad en las operaciones del proceso con un menor riesgo de pro-
ducción de elementos contaminantes, (polvos, líquidos, etc.); en la producción
de sulfato de amonio calidad fertilizante subproducto de éste proceso.

2.- Metodología

Se realizaron los ensayos del proceso con el leaching procedente de
pilas de lixiviación de minerales uraníferos del Yacimiento de Sierra Pinta-
da, tratada por:

- a) Por resinas - aminas.
- b) Directamente por aminas.

Obteniendosé en ambos casos un producto intermedio denominado Uranil
Tricarbonato de Amonio (AUTC) de pureza Nuclear, que transformado en Oxido //
de Uranio (U_3O_8) puede ser materia ideal para continuar con el proceso de re-
finación y conversión hasta Dióxido de Uranio (UO_2) en el Complejo Fabril //
Córdoba.

Para la extracción y purificación del Uranio en ambos casos se utili-
zó una amina terciaria (alamine 336) disuelta en aere kerosene 0,1 M e isode-
canol al 3% v/v. Esta solución fue saturada en uranio por contactos sucesivos

(1) Ing. Químico. Jefe Departamento Plantas. CNEA. - (2) Lic. en Química. Jefe Div. Planta
de concentrado CMFSR. (3) Téc. Químico Resp. Area Experimental del CMFSR. (4) Ing. /
Químico Jefe Sector Area Experimental y Procesos. (5) Químico. Jefe Depto. CFC. Rodrí-
quez Peña 3250 (CP-5001) CORDOBA. (6) Téc. Químico Jefe División UO_2 Tecnología Na-
cional C.F.C. -

con el Leaching procedente de las pilas de lixiviación de minerales o del / eluyente sulfúrico de resinas. Para optimizar ésta última operación se realizaron ensayos previos de elución de las resinas a distintas concentraciones de soluciones de ácido sulfúrico. La resina utilizada fue la IRAM 400.

La elución precipitante del uranio de la fase orgánica en forma de / Uranil tricarbonato de amonio (AUTC) se realizó contactandola por agitación mecánica con una solución de carbonato de amonio 1,5M, sulfato de amonio // 0,3M, uranio 3 a 4 gr/l y un pH de 10 a 10,5. Por decantación se separó la / fase orgánica eluida y los cristales de AUTC se separaron del eluyente agotado por filtración. El eluyente agotado parte es derivado para preparar nuevas soluciones y el resto para recuperar sulfato de amonio calidad fertilizante subproducto de éste proceso.

El uranil tricarbonato de amonio obtenido por descomposición térmica es transformado a U_3O_8 producto final del presente trabajo.

3.- Resultados Obtenidos.

Todos éstos ensayos fueron realizados en escala de laboratorio e industrial, en ambos casos se obtuvo un producto que cumple las especificaciones químicas, estipuladas para pureza nuclear, se continuará en un futuro / hasta lograr un UO_2 directamente sinterizable a partir de la reducción directa del AUTC, controlando los parámetros del proceso que determinan las características físicas del mismo.

Agradecimientos

Se agradece la colaboración prestada por el personal y Jefe del Laboratorio del Complejo Minero Fabril San Rafael, Sr. Roberto Botazzo y especialmente a la Sra. Mabel Blanco, quién cooperó activamente en la realización de los ensayos.

BIBLIOGRAFIA

- 1.- Costarelli-Macchiaverna-Serrichio- Vidal-Vercellone. XIII Sesiones Químicas / Argentinas. "Aplicación Industrial de la Recuperación y Refinación simultánea del Uranio por Elución Precipitante Directa".
- 2.- Chaig-Franco-Pisetta-Pucher-Vercellone-Vidal. "Descripción del Proceso de UO_2 Línea Nacional y sus controles Químicos y Físicos".
- 3.- Chaig-Vercellone-Vidal. "Obtención de Cristales AUTC PN (Bajo contenido de Azufre) CFC - CNEA". 1980.-

OBTENCION DE URANIL CARBONATO DE AMONIO (AUC) A PARTIR DE SOLUCIONES DE NITRATO DE URANILO PUREZA NUCLEAR EN ESCALA PILOTO.

CNEA - GACC - CFC - (Ira. parte). Ensayo utilizando soluciones nítricas de Uranio natural.

FRANCO, Silvia B. (1) y VERCELLONE, José A. (2)

Objetivo:

[El fin del presente trabajo es demostrar que a partir de un equipamiento dimensionado bajo las normas de criticidad se puede obtener un producto intermedio (AUC) apto para ser convertido en UO_2 de calidad cerámico.

Este trabajo se refiere exclusivamente a ensayos realizados con soluciones nítricas de uranio natural y su finalidad fue comprobar si el equipo principal y sus instalaciones periféricas se adecuaban para que la producción de AUC de las características deseadas fuera posible y poder comprobar a la vez si los sistemas de control de flujo, cañerías, bombas, etc permitían prever una operación sistemática sencilla para encarar un trabajo seriado si así se demandara.]

Todo esto redundará en beneficio del verdadero fin para que fue cons- / truido éste sistema que es la probabilidad de tratar soluciones nítricas de uranio y F_6U de concentraciones en U_{235} de por lo menos hasta 3,5%, actualmente en estudio en la Gerencia de Seguridad Radiológica y Nuclear, donde se determinará la factibilidad de máxima concentración de U_{235} a utilizar.

Para el diseño del precipitador de Uranil tricarbonato de amonio se utilizó como antecedente un equipamiento similar al utilizado para idéntico fin en la firma alemana RBU.

Metodologías a utilizar

El equipamiento a utilizar es el precipitador y el reactivo principal el Nitrato de Uranilo puede provenir generalmente de:

- Disolución de óxidos puros que provienen del tratamiento de los /// "Scraps limpios" de producción de polvos de UO_2 ó del rechazo de las líneas de / producción de pastillas del referido óxido.

- De la planta de purificación por Tributyl fosfato (Extracción líquido- / líquido en contracorriente.)

- De los óxidos producidos a partir del AUTC obtenido por las plantas / de extracción líquido-líquido en contracorriente que utilizan aminas terciarias.

(1) Ingeniera Química. Ingeniería de Proceso, Línea Nacional. - C.F.C. - CNEA.

(2) Químico. Jefe Departamento Complejo Fabril Córdoba - C.N.E.A. Rodriguez Peña 3250 - Alta Córdoba (C.P. 5001) CORDOBA.

- En un futuro próximo a partir de los óxidos provenientes del AUC // producido de la planta que combinará Resinas de intercambio iónico y aminas terciarias.
- En un futuro mediano a partir de F_6U natural o levemente enriquecido.

Resultados Obtenidos

Con el objetivo de analizar la calidad del AUC obtenido a partir de / NUH Pureza Nuclear en un precipitador diseñado bajo parámetros de criticidad, el cual deberá ser utilizado en el futuro para la precipitación del mismo material / de uranio de bajo enriquecimiento, es que se decidió efectuar una serie de ensayos, ya que encontrados los parámetros que fijan aquéllos no deberán ser variados cuando se utilicen las soluciones de mayor concentración de U_{235} .

Cabe destacar que será estudio de un próximo trabajo evaluar el proceso de precipitación de AUC y equipamiento para éste fin, desde el punto de vista de prevención de criticidad. Trabajo conjunto con los responsables de seguridad/ Radiológica y Nuclear.

Se han realizado las micrografías tanto del AUC como del UO_2 , donde se ha podido observar similitud con los cristales y polvo respectivamente de la // P.P. UO_2 .

Conclusiones

El AUC producido con éste precipitador posee idénticas característi- / cas micrográficas al AUC de P.P. UO_2 , causa ésta por haber encontrado los parámetros físico-químicos del proceso y geometría del precipitador adecuado, es que / se concluye diciendo que éste precipitador es confiable para la producción de // AUC a partir de NUH natural según especificación E.O.15.026.E.2.

ENSAYOS DE REDUCCION DE AUTC - LINEA NACIONAL A UO_2 EN UN HORNO DE LECHO FLUIDO.

CHIARAVIGLIO, Ricardo (1); DYMENT, Isaac (2); MATYJASZCZYK, Héctor(3);
VERCELLONE, José A.(4) y VIDAL, Félix (5).

Introducción:

El polvo de UO_2 apto para la fabricación de distintos elementos combustibles para Centrales Nucleares, puede ser obtenido por: 1.- Reducción de AUC a UO_2 (Planta de Producción de UO_2 - C.F.C.) y 2.- Reducción de AUTC a UO_2 (Línea // Nacional, en desarrollo en el C.F.C.)

Las principales propiedades físico-químicas del UO_2 están determinadas por las condiciones operacionales en el proceso de precipitación del AUTC, en la reducción a UO_2 y en su pasivación.

Uno de los procesos más eficientes de reducción es mediante la utilización de un lecho fluido, ya que se logra un óptimo contacto gas-sólido y con ello altos coeficientes de transferencia de masa y energía.

Objetivo:

- En éste proceso de reducción los principales objetivos ensayados fueron:
- 1.- Observar el transporte del AUTC desde filtros nuchas hacia el Horno de Lecho Fluido. (H.L.F.)
 - 2.- Observar el comportamiento del AUTC, en proceso de reducción similar al realizado con una carga normal de AUC de la Planta de Producción Industrial.
 - 3.- Variar los distintos parámetros operacionales, para la obtención de distintos tipos de calidad de polvo de UO_2 técnicamente factibles.
 - 4.- Estudiar y comparar la influencia de los parámetros de operación en relación con la calidad de polvo de UO_2 obtenido.
 - 5.- Analizar el comportamiento del polvo de UO_2 durante y luego de sinterizado.

Tarea realizada

Para la concreción de éstos objetivos se realizaron 4 ensayos programados con calidades de polvos de AUTC controladas.

En el proceso de reducción se empleó el equipamiento y la calidad de / insumos y servicios utilizados en el normal desarrollo de los procesos de producción de la P.P. UO_2 - C.F.C.

Se tomaron muestras de polvos de UO_2 y se efectuaron 2 tipos de ensayos

(1) Ingeniero Químico. Responsable de Ingeniería de Proceso en Proyecto H.L.F. /
(2) C.N.E.A. (3) Ingeniero Metalúrgico. Proyecto H.L.F. (4) Químico Jefe Dpto. /
Complejo Fabril Córdoba.GACC. CNEA- Rodríguez Peña 3250 (C.P.5001) Alta Córdoba.
CORDOBA. (5) Técnico Químico . Jefe División A/C UO_2 Tecnología Nacional. C.F.C.

de sinterabilidad, uno según la metodología usada en la P.P.UO₂ y la otra por // directivas de Tecnología Nacional.

Resultados Obtenidos

De los lotes de AUTC procesados, se observó que tenían un alto contenido de finos, lo que aparejó problemas en el transporte neumático y en el sistema de carga del H.L.F., a su vez contenían un alto porcentaje de humedad, debido a un incorrecto secado. A pesar de éstas anomalías el comportamiento del AUTC y / del polvo de UO₂ en el H.L.F. fue aceptable, presentando el polvo de UO₂ en general un aspecto bueno siendo su comportamiento en el prensado y sinterizado satisfactorio.

Los resultados obtenidos en promedio, fueron:

Granulometría del AUTC	= 90 a 95% < que 38 μ .
Humedad del AUTC	= 16 a 35%
Características del UO ₂ obtenido = O/U	= 2,13 a 2,16
Densidad aparente	= 1,73 a 1,88 g/cm ³ .
Fluidez	= 1,10 a 1.40 seg.
BET	= 5,73 a 6,26 m ² /g.
Densidad de pastillas de UO ₂ a 3 Tn/cm ² de presión	= 10,59 a 10,63 g/cm ³ .
a 5 " " "	= 10,64 a 10,70 g/cm ³ .

Durante el prensado y sinterizado se halló:

- Todas las muestras responden a los requerimientos de la especificación para / polvo de UO₂ por línea AUC/RBU.
- Se demuestra que la densidad de sinterizado es independiente de la posición de carga en el horno de sinterizado.
- Los porcentajes de variación de altura y diámetro de pastillas fueron desde el 18 al 20% y de 15 a 17% respectivamente.

Se desprende claramente la influencia del proceso de reducción en la / calidad del UO₂ final.

Trabajos futuros

Se realizarán ensayos para mejorar la granulometría y la humedad del / AUTC, observando la variación de las propiedades físicas y químicas del mismo.

Una vez logrado esto se deberán realizar distintos ensayos a escala industrial de conversión AUTC a UO₂ con variación regulada y controlada de los parámetros de proceso. A su vez sería necesario estudiar las relaciones de los parámetros de producción con las propiedades finales del polvo de UO₂, para analizar y comparar su comportamiento en relación al UO₂ de la P.P.UO₂.

Por otro lado se deberían también comparar los resultados de prensado y sinterizado de dichos polvos.

PERSPECTIVAS DE LA BIOHIDROMETALURGIA EN LA INDUSTRIA MINERA ARGENTINA.
ANALISIS DE RESULTADOS OBTENIDOS EN LA RECUPERACION DE COBRE, COBALTO, NIQUEL,
MANGANESO, PLATA Y URANIO.

P.H. Tedesco (1), E. Donatí (2), S. Porro (3), C. Pogliani (4) y G.
Curutchet (5).

INTRODUCCION

La aplicación de principios de la biotecnología a la recuperación de metales a partir de minerales o desechos industriales es una técnica reciente. Esencialmente consiste en la utilización de bacterias que actúan - por lo menos en los procesos que han tenido mayor aplicación industrial - como catalizadores de la oxidación de sulfuros metálicos. Esta oxidación produce directa o indirectamente productos solubles a partir de los compuestos presentes en los minerales que son insolubles en los medios líquidos lixiviantes, como sulfuros de cobre, de cobalto, de níquel, etc., óxido de uranio (IV) y óxido de manganeso (IV).

La acción bacteriana sobre los compuestos de los minerales se produce a través de mecanismos directos e indirectos. Esta acción se ve afectada en buena medida por los factores: pH, temperatura, nutrientes, acceso de oxígeno y de dióxido de carbono, etc.

Los resultados obtenidos por nuestro grupo de investigación utilizando las bacterias *Thiobacillus ferrooxidans* y *Thiobacillus thiooxidans* han permitido establecer la aplicabilidad de esta técnica a los minerales argentinos. Nueve trabajos de investigación publicados en revistas de difusión internacional lo atestiguan.

Las ventajas fundamentales de la lixiviación bacteriana residen en su aplicabilidad a minerales de baja ley, a los bajos costos de instalación y funcionamiento y a la ausencia de efectos importantes de contaminación ambiental. Por estas características, no hay dudas que es el método más adecuado - sino el único - para recuperar cobre, uranio (IV) y manganeso (IV) de minerales argentinos.

METODO EXPERIMENTAL

Se usaron las técnicas de frascos agitados y de columnas percoladoras. En el primer caso, muestras de cantidades variables de mineral fueron puestas en contacto con la solución lixiviante a pH entre 1,5 y 2,3. La solución lixiviante contenía un inóculo de la bacteria ensayada y sales nutrientes además de ácido sulfúrico para obtener el pH deseado. Los frascos eran agitados en un dispositivo adecuado a temperatura controlada por un termostato, con acceso de aire.

-
- (1) Dr. en Química, Investigador Principal de la CIC de la Prov. de Bs. As., CETMIC, Cno. Centenario y 506, C.C. 49, (1897), M.B. Gonnet.
 - (2) Lic. en Química, docente en la Fac. de Ciencias Exactas de La Plata.
 - (3) Dra. en Bioquímica, docente en la Fac. de Ciencias Exactas de La Plata.
 - (4) Lic. en Bioquímica, docente en la Fac. de Ciencias Exactas de La Plata.
 - (5) Lic. en Bioquímica, becario CIC y docente en la Fac. de Ciencias Exactas de La Plata.

Se hicieron ensayos en columnas percoladoras de aproximadamente 30 x 600 mm, donde se colocaba el mineral sobre un soporte y se percolaba la solución lixiviante. En todos los casos se hacían ensayos estériles paralelos. Detalles experimentales se comentarán en la exposición oral.

Se estudiaron los minerales de cobre de Capillitas y Bajo la Alumbraera (Catamarca), Pachon (San Juan) y Las Aguilas (San Luis), este último conteniendo cobalto y níquel, el mineral de manganeso y plata de Farallon Negro (Catamarca) y el de uranio de Villa Larca (San Luis).

RESULTADOS Y DISCUSION

Los resultados obtenidos en la recuperación del cobre permitieron establecer la posibilidad de una disolución prácticamente completa en el caso del mineral de Pachon por un tratamiento en columna de alrededor de 60 días. En ese lapso, la extracción del metal de los minerales de Capillitas y Bajo de Alumbraera varió entre un 40 y 70%. Estos hechos fueron vinculados con la composición mineralógica y química. El caso del mineral polimetálico de San Luis presentó características especiales, mostrando una gran resistencia al ataque del cobre, probablemente debido a la presencia dominante de calcopirita. Aquí se plantea la posibilidad cierta de una flotación previa seguida por un tratamiento con bacterias termofílicas.

Con el mineral de Farallon Negro se obtuvieron recuperaciones completas del manganeso (la Empresa que explota el yacimiento lo descarta) y una duplicación del rendimiento en la extracción de la plata. Se discutirán las razones de estos resultados.

Con respecto al uranio (IV) no extraíble por métodos químicos de lixiviación (salvo con el uso de costosos oxidantes) fue recuperado en un 100% a partir del mineral de San Luis. El método se basa en una acción oxidante principalmente a través del ion férrico producido por catálisis bacteriana. Se propone el uso de biorreactores de lecho compacto cuyo funcionamiento se está estudiando.

EXTRACCION DE COBRE DE MINERALES ARGENTINOS USANDO BACTERIAS.

Lic. Edgardo DONATI y Lic. Gustavo CURUTCHET

Facultad de Ciencias Exactas, Universidad Nac. de La Plata, 47
y 115 (1900) LA PLATA. Buenos Aires.

Se ha utilizado *Thiobacillus ferrooxidans* en la recuperación de cobre de distintos minerales argentinos. Los resultados obtenidos con los minerales de Pachón, Bajo La Alumbraera y Capillitas permiten deducir la aplicabilidad del proceso y al mismo tiempo la dependencia del mismo con la composición mineralógica.

El comportamiento del mineral de Las Águilas (San Luis) es un buen ejemplo de las dificultades tanto por vía química como bacteriológica (bioquímica) que presenta un mineral sulfurado polimetálico, en este caso constituido por cobre, cobalto y níquel.

LA LIXIVIACION BACTERIANA APLICADA A LA RECUPERACION DE MANGANESO
Y PLATA DEL MINERAL DE FARALLON NEGRO

Dra. Silvia PORRO

Facultad de Ciencias Exactas de la Univ. Nacional de La Plata, 47
115 (1900) LA PLATA.

El yacimiento de Farallón Negro (Catamarca) operado por la Empresa estatal IMAD contiene un mineral de manganeso, oro y plata, de los cuales sólo se recuperan por cianuración los dos últimos e incluso la plata con muy bajo rendimiento (30%).

Nuestras investigaciones utilizando la bacteria *Thiobacillus thiooxidans* nos han permitido establecer la posibilidad de recuperar íntegramente el manganeso y duplicar la recuperación de la plata, mediante un proceso químico o bioquímico de muy bajo costo.

El trabajo ha permitido, asimismo, clasificar cuál es la verdadera utilidad y aplicación del mecanismo bacteriano en la solubilización del óxido de manganeso(IV) en distintos tipos de minerales.

POSIBILIDAD DE LA APLICACION DE LA LIXIVIACION BACTERIANA EN LA
RECUPERACION COMPLETA DEL URANIO DE MINERALES ARGENTINOS.

Lic. Cristina POGLIANI

Facultad de Ciencias Exactas de la Univ. de La Plata, 47 y 115
(1900) LA PLATA.

La lixiviación química de los minerales de uranio con ácido sulfúrico no extrae al uranio(IV) por lo que hay que recurrir a oxidantes costosos que a veces son anti-económicos, o simplemente descartar la recuperación de esa forma reducida.

En este caso, el uso de bacterias capaces de oxidar el uranio(IV) y producir la forma soluble representa una propuesta biotecnológica de gran interés y de aplicación probada en otros países.

En este trabajo se discute el mecanismo de acción bacteriano y la posibilidad de aplicación a minerales argentinos mediante técnicas convencionales o por el uso de biorreactores de lecho compacto, que ofrecen muy interesantes perspectivas en los procesos biotecnológicos.

CONCENTRACION DE BERILO Y SUBPRODUCTOS DE UNA PEGMATITA EN PLANTA PILOTO.*

Victor H.A. Ciribeni [1], Pedro Sarquis [2].

RESUMEN

Se efectuaron ensayos en planta a escala piloto, con la finalidad de establecer la factibilidad técnica de aplicar un proceso de flotación espumante para separar berilo y los componentes principales de una roca pegmatítica proveniente de la Pcia. de Córdoba. Se presentan los procedimientos adoptados y los resultados logrados en esta experiencia. También se presentan los resultados de las simplificaciones hechas al proceso original, con la finalidad de adaptarlo a las limitaciones de la planta piloto a utilizar. Los ensayos se efectuaron a razón de 40 kg/h. y en total se procesaron 5 tn. de roca.

* Trabajo desarrollado en el Instituto de Investigaciones Mineras de la UNSJ.

[1] Ing. de Minas, becario de perfeccionamiento de CONICET.

[2] Ing. de Minas, Director de beca.

MICRO-FLOTACION DE BERILO CON COLECTORES ANIONICOS*

Victor H.A. Ciribeni [1], Pedro Sarquis [2].

RESUMEN

Se presentan resultados de determinaciones del area de flotabilidad, con oleato de sodio, obtenidos por flotacion al vacio segun la tecnica empleada por Schumman y Prackash. De ensayos de flotacion en Tubo de Hallimond segun la tecnica de Fuertenau y otros, se muestran las curvas obtenidas, empleando como colectores: oleato de sodio y AERO 825, para distintas concentraciones y, como medio, agua destilada y agua corriente. Además se comprueba el efecto depresor del silicato de sodio; cuando se usa como colector oleato de sodio.

* Trabajo subsidiado por el CONICET y desarrollado en el Instituto de Investigaciones Mineras de la Universidad Nacional de San Juan.

[1] Ing. de Minas, Becario de Perfeccionamiento CONICET.

[2] Ing. de Minas, Director de Beca.

TRATAMIENTO DE RESIDUOS CIANURADOS POR EL METODO DE CLORACION

Autores: Marcelo R. BELLINI⁽¹⁾, José A. MATAR⁽²⁾

Organismo: Instituto de Investigaciones Mineras.
Universidad Nacional de San Juan.

INTRODUCCION:

Como resultado del crecimiento industrial, y especialmente el de la minería de oro, el consumo de cianuro ha aumentado en los últimos cinco años, provocando, consecuentemente, un incremento de residuos que contienen o pueden tener en su composición este anión y sus derivados (SCN-, CNO-, CN-, CN-complejos, etc.). Esto contribuye en mayor o menor medida a la contaminación del medio y de los recursos naturales, especialmente si no se tienen en cuenta normas de seguridad y control previo a su deposición final.

Se presenta un breve estudio sobre el contenido residual de CN en muestras del depósito de desechos de la planta de cianuración de Farallon Negro y del material que se está eliminando actualmente y los resultados obtenidos tras aplicar uno de los métodos de destrucción de uso industrial, evaluados desde el punto de vista de la eficiencia y los costos.

(1) Ing. de Minas. Becario de CONICET

(2) Ing. de Minas. Director de Beca.

HEAT AFFECTED ZONE FRACTURE MECHANICAL ANALYSIS
IN GIRTH WELDS OF TUBULAR GOODS

METODOLOGIA DE ANALISIS DE LA FRACTOTENACIDAD DE
LA ZONA AFECTADA EN SOLDADURA DE PRODUCTOS TUBULARES

J.C. Gonzalez, R. Herrera
(FUDETEC, Centro de Investigación Industrial, Campana)
L. de Vedia
(Fundación Latinoamericana de Soldadura)

1 - INTRODUCTION - This paper studies the weldability and fracture toughness of a X52 microalloyed low carbon seamless pipe. Its weldability was determined by the Tekken test. Heat affected zone fracture toughness was evaluated from wide groove bend and half-V specimens for different welding conditions and CTOD values were measured at room temperature [1-3].

2 - EXPERIMENTAL PROCEDURE - A 219x9.5 mm X52 low carbon microalloyed seamless line pipe was used as the base metal. Table 1 summarizes its chemical analysis and mechanical properties. A complete Charpy V transition curve is presented in Fig. 1. 50% FATT is about -30°C and a high proportion of shear area was observed down to -20°C.

Table 1- Chemical Composition (wt%) & mechanical properties

C	Mn	Si	S	P	Al
0.13	1.28	0.34	0.005	0.013	0.022
Yield (MPa)		UTS (MPa)		Elongation %	
397		525		37	
Hardness					
174 HB					

Weldability was evaluated by the Tekken test. Y groove dimensions and test assembly are shown in Fig. 2. Additionally, a fracture toughness evaluation of the heat affected zone was also performed by a new kind of specimen: "wide groove" (Fig. 3). Welding was completed with three layers with a maximum interpass temperature of 150°C (Table 2). The influence of heat input was studied. Also, two half-V butt welds were prepared.

Table 2 - Welding procedures

Joint	V (V)	I (A)	m/min	KJ/mm	T ₀ °C
Half-V	30-32	160-180	0.30	1.0	23
Tekken	29-30	145	0.33	0.8	0/-20
Wide groove	23	90		0.7	20
	23	110		1.1	
	23	130		1.4	

3 - RESULTS AND DISCUSSION. Main microstructural components observed in the HAZ were ferrite with aligned second phases (FS), polygonal ferrite (PF), grain boundary ferrite (GBF) and carbides. The microhardness survey conducted across the coarse grained zone showed values in the range 178-217 HV/100. Tekken tests were carried out down to -20°C without crack formation. These results means good weldability for the material under study, [1-2]. The wide groove specimen promotes a high

plane strain condition, giving the lowest CTOD estimation [3]. This new design allows the development of a straight and uniform HAZ, increasing the possibility of obtaining a correct evaluation of its toughness. A particular advantage of this specimen is that the three layers HAZ width is wide enough to locate the fatigue crack tip on the desired microstructure [1,3]. In production joints there is a high uncertainty in locating the fatigue crack tip in the lowest toughness microstructure of the HAZ. In order to check the similitude of the HAZ produced in these specimens with those of production joints, comparative microhardness surveys were carried out. The results obtained were in the range of 174-218 HV/100 in both cases. CTOD evaluation gave the results shown in Table 3. Values are an average of five measurements. The evaluation of HAZ fracture toughness was also performed via the half-V joints. Specimens for CTOD evaluation were taken as shown in Fig. 4.

Table 3 - Maximum load CTOD results at 20°C, mm

Heat Input, KJ/mm		0.7	1.0	1.1	1.4		
Specimen	AVE	MIN	AVE	MIN	AVE	MIN	
Wide Groove	0.62	0.61		0.77	0.75	0.75	0.71
Half-V			0.63	0.51			

3 - CONCLUSIONS. The X52 seamless high test line pipe of the present study showed a satisfactory weldability as shown by Tekken test and HAZ fracture toughness evaluation. This is a result of the low C_e which resulted in low hardness microstructures. The "wide groove" specimen represents a simple way to produce a straight and uniform HAZ, allowing the location of the crack tip on the desired microstructure. Maximum load CTOD values in the range 0.6-0.8 mm which can be considered as characteristic of high toughness, were obtained with both wide groove and half-V specimens.

4.-REFERENCES

1. Paxton, H.W., Alloys for the Eighties, Climax Mo Co., (1979), 185-211.
2. Dormagen, D., Steel Research, 59 (1988), 368-374.
3. Dolby, R.E. and Archer, G.L., The Toughness of Weld Affected Zones, The Welding Institute, (1975).

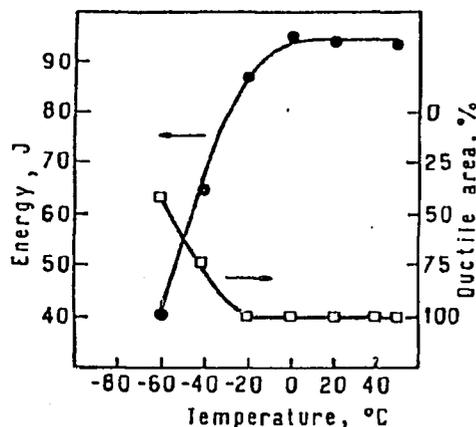


Fig. 1 - Charpy V-notch transition curve.

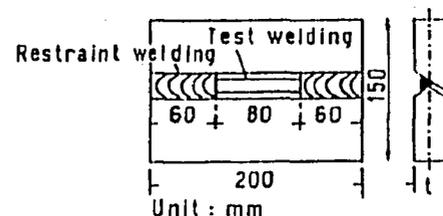


Fig. 2 - Tekken test assembly and joint design.

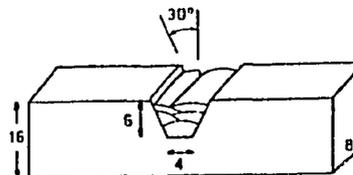


Fig. 3 - Wide groove bend specimen

FRACTURE MECHANICAL SIGNIFICANCE AND RELATIVE DEFORMABILITY OF
CALCIUM ALUMINATES IN CONTINUOUS CASTING STEELS

SIGNIFICACION FRACTOMECANICA Y DEFORMABILIDAD RELATIVA DE
ALUMINATOS DE CALCIO EN ACEROS DE COLADA CONTINUA

P. Bilmes (*), J.C. Gonzalez (**), G. Carcagno (**), y R. Herrera (**)

(*) Facultad de Ingeniería, UNLP - FUDITEC

(**) FUDITEC, Centro de Investigación Industrial,
Campana, Argentina.

FAX 54-1-313-6165

1 - INTRODUCTION. A high relative deformability of non metallic inclusions in steels is largely responsible for the anisotropy in mechanical properties [1]. On the other hand, when the relative deformability lies below 0.5 there is practically no impairment of transverse mechanical properties [2]. In the present study, some experimental results corresponding to calcium aluminates deformability are obtained. A new method for the assessment of non-metallic content in clean steels is presented. The method includes rolling the samples up to six times thickness reduction, and further ultrasonic assessment. A elastic plastic fracture mechanics analysis is performed.

2 - EXPERIMENTAL. The selected material was Al-killed Ca-treated C-Mn steel. Samples taken from continuously cast billets were hot rolled at the temperature range of 1000-1350 °C. Rolling was performed in an experimental facility, STANAT TA215. Average thickness reduction was up to six times. After rolling, the material was inspected by means of ultrasonic. A Krautkramer USIP 11 with a MB4S-4 MHz transducer was used. Through this method, high inclusions density areas are located. Finally, metallographic samples were extracted to identify particles and measure their relative deformability with the aid of an optical microscope and SKM/EDAX.

3 - RESULTS AND DISCUSSION. The analysis by ultrasonic testing was very effective to detect microinclusions, clusters and macroinclusions. It was possible to clearly locate the areas with total loss of bottom echo in each sample by ultrasonic testing. As a first approach, these areas correspond to the places with high density of inclusions. In all cases, metallographic analysis of samples extracted from areas with positive ultrasonic indications showed the presence of non-metallic inclusions.

The deformability of the Ca aluminates was a function of the rolling temperature, and they were undeformable below 1150 °C. At 1300 °C they deformed extensively to needle like particles with second phase, being the relative deformability 1.2, see Fig. 1. Table 1 presents the values of relative deformability and the chemical composition of the most typical Ca aluminates found in this research work.

The results of the elastic-plastic fracture mechanics analysis performed on tubular goods is shown in Fig. 2, where the studied steel showed high toughness and no failure by crack propagation due to non-metallic inclusions.

4 - CONCLUSIONS. The use of ultrasonic testing for the detection of inclusions in rolling steels (samples surfboard with uniaxial

rolling) was effective to detect particles accumulated in the thickness. This method is very interesting to assess non-metallic inclusions in clean steels.

Ca aluminates resulted undeformable below 1150°C, while at 1300 °C they deformed extensively.

The fracture mechanics analysis showed that non-metallic inclusions will not produce a failure by crack propagation for the steel under study. It is necessary to have a relative defect size > 0.35 to produce crack propagation if $J_c = 620$ lb/in under internal pressure.

REFERENCES

- 1 - Pickering, F.B. A status Report low C Structural Steels for the 80's, 1977, (6), 1-11.
- 2 - Rudnik, S. *ibid*; 1966; 204; 574.
- 3 - Rolfe, S., Barsom, J., *Fracture and Fatigue Control in Structures*, Prentice Hall, 1977.

TABLE I

Relative deformabilities and chemical compositions of Ca aluminates

No	T °C	δ	Al ₂ O ₃	CaO	MgO	FeO	MnO	K ₂ O	Na ₂ O
1	1150	0	49.38	40.24	3.34	6.37	0	0.66	0
2	1000	0.97	82.74	13	1.48	2.09	0	0.53	0
3	1300	0.89	45.44	50.02	0	4.17	0	0.35	0
4	1350	0.89	47.39	49.68	0.33	1.95	0	0.79	0.44
5*	1350	0.86	35.54	60.12	0.25	2.51	0	0.85	0.92

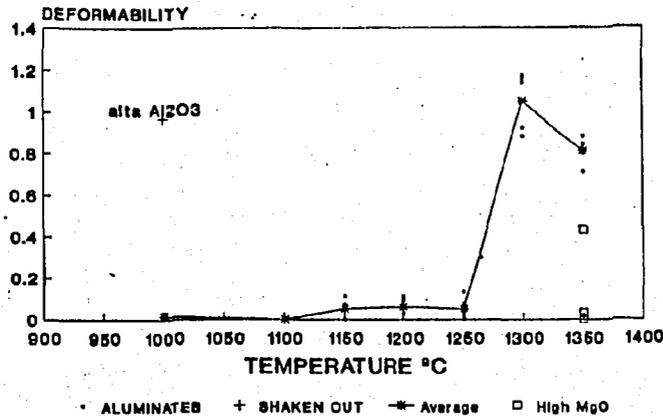


Fig. 1 - Relative deformabilities vs temperature

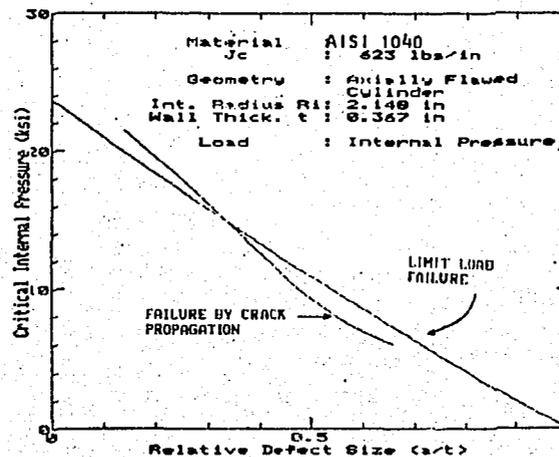


Fig. 2 - Results of the EPFM analysis

MODIFICACION DE LA MORFOLOGIA DE CRECIMIENTO DE LA FASE GRAFITO DURANTE LA SOLIDIFICACION UNIDIRECCIONAL DE FUNDICION DE HIERRO

Alicia Roviglione*

Heraldo Biloni **

Introducción

La fundición de hierro es una aleación que corresponde al sistema Fe-C ó más precisamente al multicomponente Fe-C-Si, el que por encima del 3% de C exhibe una considerable cantidad de eutéctico en el estado sólido. En el diagrama de equilibrio estable, el eutéctico está formado por austenita (γ) y grafito (G). Es la morfología del grafito la que confiere propiedades determinadas a la fundición de hierro ya sea su forma laminar, compacta, esferoidal ó sus morfologías intermedias. Las diferentes morfologías de grafito ajenas a la laminar, son el resultado de la adición de reactivos específicos al baño líquido, lo que da lugar a las variedades morfológicas observadas. Una gran variedad de teorías coexisten en la literatura las que intentan explicar el origen y desarrollo de cada una de las morfologías del grafito observadas [1]. Por otra parte, de acuerdo a nuestro conocimiento, solamente se ha considerado la solidificación unidireccional cuando las estructuras resultantes no son modificadas por agentes químicos adicionados al baño, lo que da lugar al eutéctico γ -G laminar, presente en el hierro fundido gris.

El presente trabajo intenta arrojar luz sobre los mecanismos de modificación de la fase grafito a través de la utilización de una técnica capaz de cambiar la composición del baño en frente de la interfaz sólido(S) -líquido (L) durante el crecimiento unidireccional del eutéctico Fe-G por medio de una modificación "in-situ" eventualmente de un congelado de la interfaz y una caracterización de la estructura a través de técnicas metalográficas desarrolladas previamente [2] con el complemento de MEB y difracción de Rayos-X. Complementariamente se estudia la evolución de la estructura laminar como consecuencia de una variación del parámetro G/V .

Método Experimental.

Se utilizaron aleaciones de Fe-C-Si-Ni capaces de retener la fase austenítica a temperatura ambiente las que fueron crecidas unidireccionalmente mediante un dispositivo capaz de imponer valores conocidos de gradiente de temperatura (G) y velocidad de crecimiento (V) a la interfaz S-L.

Los cambios morfológicos del grafito fueron inducidos por dos métodos:

- a) Cambios de la relación G/V durante la solidificación unidireccional.
- b) Cambio de la composición del líquido enfrente de la interfaz S-L utilizando la técnica de "modificación in-situ" a través de adiciones de aleaciones comerciales "CG" y "Kompact", ampliamente utilizadas en la práctica industrial. La transición laminar-compacto del grafito será discutida en detalle.

Resultados Experimentales.

Las microfografías 1 a 3 ilustran algunas de las estructuras obtenidas durante el crecimiento unidireccional observándose que hasta en los cambios en la relación G/V cuanto en la química de la aleación existe una continuidad de la fase grafito a través de sus cambios morfológicos.

*Becaria Formación Superior-CONICET-Actualmente Fac.de Ingeniería-Dto. Fielca U.B.A.-Paseo Colon 850 (1305) -B.a.A.-Argentina

** Director L.E.M.I.T.-C.I.C.



1. MEB 1600X. Transición compacto-laminar subenfriado



2. Metalografía óptica 50X. Compacto orientado.



3. MEB 1600X. Transición laminar a compacto.

Discusión y Conclusiones.

I) La variación del parámetro G/V se traduce en una variación continua del grafito laminar, observándose morfologías descritas en la literatura y otras no informadas propias de nuestras condiciones experimentales.

II) Cuando se realizan adiciones "in-situ" frente a la interfaz S-L los resultados experimentales obtenidos, esto es: i) la continuidad de los planos basales en dirección normal a la de crecimiento durante la transición laminar compacto del grafito; ii) el cambio de la interfaz grafito/austenita de no facetada a facetada durante la misma transición laminar-compacto y laminar-laminar altamente subenfriado; iii) la ausencia de un cese del crecimiento de los planos prismáticos parece indicar que las teorías de "inactivación por envenenamiento" de los sitios activos de crecimiento por adsorción de átomos del modificador, o de desorción de impurezas (S,O) que aumentan la movilidad intrínseca de los planos prismáticos, o de crecimiento predominante en dirección [0001] por activación del crecimiento en dislocaciones de hélice emergentes en los planos basales, no son adecuadas para explicar la transición laminar compacto.

Se sugiere que existe un cambio en el crecimiento acoplado del eutéctico γ -G laminar hacia formas cooperativas de crecimiento entre la fase γ y el grafito segregado en los límites de la misma, como consecuencia de variaciones importantes en las tensiones interfaciales entre ambas fases.

Agradecimientos

Al Lic. Daniel Hermida por su valiosa colaboración tanto experimental como en la discusión de los resultados.

Al Depto. de Materiales de CNEA CAC por las facilidades experimentales, al CONICET (PID 0094/89-91) y al IRDC (3/P Proyecto 'Foundry Technology') por su apoyo económico en el marco de los Proyectos LEMIT-CIC.

Referencias

- 1) I.Minkoff 'The Physical Metallurgy of Cast Iron' John Wiley & Sons, 1983
- 2) A.Roviglione, H.Biloni; Jornadas Metalúrgicas SAM 86.

PERMEABILIDAD EN MEZCLAS CERAMICAS SHAW

Javier Sosa *
Santos Allende**
Heraldo Biloni***

Introducción

El método Shaw constituye uno de los métodos de fundición de precisión más utilizado por la industria, consistiendo esencialmente en el uso de un barro cerámico de muy baja granulometría, lo que permite lograr una superficie de muy alta calidad tanto en la fidelidad del copiado de la superficie del molde cuanto en la ausencia total de mecanizado final. El LEMIT posee una gran experiencia en esta área científico-tecnológica ampliamente reconocida tanto en el ámbito académico cuanto en el industrial (1).

El presente trabajo trata de determinar las mejores mezclas de harina (H) de zircón y arena (A) de zircón y los tiempos óptimos de estabilización (TE), para obtener la máxima permeabilidad a través de una buena estructura de fisuras. Se entiende como tiempo de estabilización al tiempo en que las probetas se mantienen sumergidas en un solvente adecuado.

Parte Experimental

Las fisuras fueron cuantificadas mediante técnicas metalográficas con ocular graduado.

La Tabla 1 indica la relación del número de fisuras y el tiempo de estabilización.

Serie A		Serie B		Serie C		Serie D		Serie E		Serie F	
100%H		90%H-10%A		90%H-20%A		70%H-30%A		60%H-40%A		50%H-50%A	
TE	NºF	TE	NºF	TE	NºF	TE	NºF	TE	NºF	TE	NºF
0'	1,0	0'	9,0	0'	4,0	0'	6,0	0'	4,0	0'	0,0
5'	4,0	5'	6,0	5'	1,0	5'	15,0	5'	7,0	5'	10,0
10'	7,0	10'	7,0	10'	3,0	10'	30'	10'	7,0	10'	12,0
15'	18,0	15'	15,0	15'	7,0	15'	34,0	15'	29,0	15'	14,0
20'	14,0	20'	11,0	20'	7,0	20'	33,0	20'	25,0	20'	10,0
25'	15,0	25'	10,0	25'	9,0	25'	3,10	25'	17,0	25'	25,0
30'	15,0	30'	14'	30'	15,0	30'	25,0	30'	23,0	30'	14,0

Tabla 1: Relación de la permeabilidad con el tiempo de estabilización

La permeabilidad de las probetas fue efectuada con un equipo Dieter y el índice de permeabilidad lo dió la expresión: $i = \frac{V \cdot h}{p \cdot s \cdot t}$

donde: V = volúmen de aire desalogado (200 cm³); p = presión en cm de agua medido en el manómetro; h = altura de la probeta; S = sección transversal; t = tiempo que tarda en pasar los 2000 cm³ por la probeta.

La Tabla 2 indica la relación del índice de permeabilidad (i) con el tiempo de estabilización.

* - Becario CIC
** - Jefe Area Tecnología de Procesos Metalúrgicos
*** - Investigador Superior CIC-Director del LEMIT

Serie A		Serie B		Serie C		Serie D		Serie E		Serie F	
TE	i										
0'	0,78	0'	0,32	0'	0,23	0'	0,56	0'	0,32	0'	0,59
5'	0,35	5'	0,33	5'	0,29	5'	0,79	5'	0,03	5'	0,93
10'	0,30	10'	0,35	10'	0,35	10'	1,15	10'	0,74	10'	0,88
15'	0,43	15'	0,35	15'	0,39	15'	1,33	15'	0,75	15'	1,08
20'	0,45	20'	0,4	20'	0,47	20'	0,92	20'	0,91	20'	0,91
25'	0,74	25'	0,53	25'	0,45	25'	1,12	25'	0,98	25'	1,11
30'	0,65	30'	0,46	30'	0,47	30'	0,84	30'	0,92	30'	0,84

Tabla 2

Discusión de los Resultados

Puede observarse que existe una coincidencia de mayor cantidad de fisuras y permeabilidad para la Serie D con un amplio rango de tiempo de estabilización (entre 15 y 30 minutos). Estos resultados concuerdan con los existentes en la literatura (2), en los que se fija la relación 75/25 como la más adecuada.

Bibliografía

- (1) - S.Allende, R.Gotelli, F.Barra y H.Biloni. Desarrollo de Matrices en Fundición de Precisión por el Método Shaw'
- (2) - ASM. Metals Handbook, 9° edición, vol.15, pág. 219.

Agradecimientos

Al CONICET (PID 0094) y al IDRC (Proyecto Precision Casting) por su apoyo económico.

RUGOSIDAD EN MEZCLAS CERAMICAS SHAW

Javier Sosa*
 Santos Allende**
 Heraldó Biloni***

Introducción

La rugosidad de las piezas fundidas obtenidas por los diferentes procesos de moldeo, afectan su resistencia a la corrosión, terminación superficial, susceptibilidad de tratamientos superficiales ulteriores y resistencia a la fatiga (1).

En el caso específico del método Shaw se considera importante correlacionar la rugosidad superficial de las piezas fundidas con parámetros tales como la variación de granulometrías en los barros cerámicos, el tiempo de estabilización y el número de fisuras. Un trabajo anterior (2) determina precisas correlaciones de estos parámetros con la permeabilidad del sistema llegándose a la conclusión que tiempos de estabilización de 15-30 minutos combinados con mezclas de 70% de harina de zircón y 30% de arena de zircón dan un mayor número de fisuras y, por ende, una mayor permeabilidad. El presente trabajo intenta correlacionar estos resultados con la rugosidad del molde y, por ello, de las piezas fundidas.

Parte Experimental

Toda vez que la medida de la rugosidad en el molde resulta imposible de medir debido a que la punta de diamante del rugosímetro raya la superficie cerámica, se optó por medir directamente las piezas fundidas por el método Shaw, medidas que fueron contrastadas con la rugosidad primitiva del modelo usado para fabricar los moldes.

Se realizaron tres moldes cada uno de los cuales contiene dos series de siete probetas cada uno; cada una de las series corresponde a una de las mezclas A-F. Las probetas consistieron en tubos cilíndricos asentados sobre un vidrio envaselinado el que hacía de modelo con una de sus caras como patrón de rugosidad. Luego se construyó un modelo de madera con la geometría de una placa plana donde fueron colocadas las probetas. El molde se construyó con arena silicea aglomerada con resina alquídica.

Con los parámetros de fusión constantes se colaron los tres moldes con una fundición gris laminar ferrítica, colada a 1450°C.

La rugosidad se determinó con un rugosímetro Hommal TESTER 13-Mz obteniéndose los valores de rugosidad máximo (R_M) y rugosidad media (R_Z). Los resultados obtenidos con el vidrio envaselinado fueron contrastados con vidrio sin envaselinado siendo en promedio ambos valores similares en los casos que a rugosidad se refiere. (3 y 4)

Resultados y Discusión

La Tabla I indica los valores de R_M y R_Z de cada serie para diferentes tiempos de estabilización. La rugosidad medida en el modelo (vidrio) es $R_M = 0,56$ y $R_Z = 0,34$

* Becario CIC
 ** Jefe Area de Tecnología de Procesos Metalúrgicos
 *** Investigador Superior CIC - Director LEMIT

TE	A 100XH		B 90XH 10XA		C 80XH 20XA		D 70XH 30XA		E 60XH 40XA		F 50XH 50XA	
	R _H	R _Z	R _H	R _Z	R _H	R _Z	R _H	R _Z	R _H	R _Z	R _H	R _Z
0'	15,5	2,3	13,5	2,1	21	3	13,5	2,0	19,0	2,7	17	2,5
5'	14,5	2,05	24	4,5	18,5	3,65	14	2,0	18,5	2,5	15,5	2,6
10'	14	2,2	20,5	3,15	15,5	2,35	16,5	2,1	17,5	2,55	13,5	2,15
15'	17,5	2,6	18,5	3,2	21,5	2,65	15	2,0	16,5	2,65	16,5	2,6
20'	13	2,2	18	2,7	17,5	2,6	17,5	2,3	16	2,4	15	2,1
25'	13,5	2,15	20	3,3	18,0	2,4	14,5	2,3	18,5	2,45	12,5	1,8
30'	14	2,2	15	2,25	19,5	2,5	17,0	2,55	12	1,8	14	2,3

TABLA I

Del análisis de la tabla I se infiere que la serie D (70%-30%) es la que presenta la mejor rugosidad media promedio (R_z).

Los valores obtenidos se comparan favorablemente con los existentes en la literatura en procesos como el de Investment Casting.

Se hace evidente que los resultados obtenidos en el presente trabajo y el anterior (2) indican que la mezcla de la serie D (70% harina de Zircón - 30% Arena de Zircón) dan la mejor relación: tamaño de fisuras-permeabilidad-rugosidad superficial para el proceso Shaw con valores comparables a los de Investment Casting. (5), (6) y (7)

Referencias

- (1) S.Allende, R.Gotelli, F.Barra y H.Biloni. Desarrollo de Matrices en Fundición de Precisión por el Método Shaw
- (2) J.Sosa, S.Allende y H.Biloni. Permeabilidad en mezclas cerámicas Shaw.
- (3) J.J.Caprari. Preparación y pretratamiento de superficies para pintar. CIDEPINT, Anales 1, Octubre de 1982.
- (4) O.Slutzki, J.J.Caprari, P.L.Pressi, J.F.Meda. Estudio de la acción de granallas ondulares. CIDEPINT, Anales 1987.
- (5) Hebley, P.R. Foundry Technology n° 297, p. 458, año 1980
- (6) Heine, R.W., Loper C.R., Rosenthal P.C. Principles of metal casting, 24, 25, año 1980
- (7) ASM, Metals Handbook, 8va.edición, volumen 5, parte 8-257, 258, 1972.

Agradecimientos

Al CONICET (PID 0094) y el IDRC (Proyecto Precision Casting) por su apoyo económico.
Al Señor Pessi e Ingeniero Caprari del CIDEPINT por su asesoramiento en la medición de rugosidad.

EVALUACION DE LA METALURGIA DE CUCHARA MEDIANTE EL ESTUDIO DE INCLUSIONES.

E. Varela*, A. Da Silva Pais*, C. D'urbano, J. Madfas***, H. Reggiardo**, R. Rinaldi**.

1. INTRODUCCION.

Normalmente los estudios de caracterización de inclusiones se realizan sobre muestras de semielaborados o productos finales con el objetivo de identificar su origen y corregir el proceso para minimizar su aparición.

En este caso se trata de otra cosa: estudiar las inclusiones sobre muestras de proceso para encontrar las huellas de las distintas operaciones metalúrgicas realizadas y redefinir prácticas operativas: secuencia de adiciones, tiempos de agitado, tratamientos, etc.

Las macroinclusiones que se encuentran en las muestras de proceso, que son irrelevantes desde el punto de vista de la calidad del producto, ya que son eliminadas durante la metalurgia de cuchara, proporcionan en cambio información valiosa sobre las interacciones que se producen entre el acero, el material refractario que reviste la cuchara y la escoria.

El tamaño, distribución y composición de las microinclusiones de óxidos seguido a lo largo del proceso revela el desarrollo de la operación de desoxidación y proporciona información sobre la cinética de flotación de inclusiones.

Sulfuros existentes a alta temperatura o formados en el enfriamiento de la probeta pueden dar idea de la marcha de operaciones de desulfuración o de resulfuración.

También la observación de ciertos nitruros en determinadas calidades de acero puede ser útil para revisar las prácticas metalúrgicas.

Obviamente en la evaluación de resultados de un tratamiento de modificación de inclusiones de óxidos y/o sulfuros la observación y caracterización de inclusiones es una herramienta de valor.

A título de ejemplo se presenta la evaluación de la metalurgia de cuchara para la fabricación de un acero al boro destinado a la industria automotriz.

2. ELABORACION DE ACEROS AL BORO.

La planta I de Acindar elabora los aceros por la vía horno eléctrico de arco - horno cuchara - colado continuo o en lingotes por fuente.

* Acindar S.A., I. Arieta 4936 (1766) San Justo, Pcia.de Buenos Aires.

** I.A.S., Della Paolera 226 (1104) Capital Federal.

En el horno eléctrico se lleva a cabo la fusión, decarburación y defosforación, dejando el resto de las tareas metalúrgicas para ser realizadas en el horno cuchara.

La utilización y propiedades de los aceros al boro han sido discutidas en un trabajo previo (1).

La metalurgia de cuchara de este tipo de aceros es compleja debido a que en las calidades para tratamiento térmico debe evitarse la formación de nitruros y óxidos de boro para que el boro permanezca en solución sólida en el acero y juegue así su papel en relación a la templabilidad.

La presencia de azufre y oxígeno en el acero influye sobre la absorción de nitrógeno debido a que estos elementos juegan un papel tensioactivo que inhibe el pasaje del nitrógeno del aire atmosférico al acero líquido.

En las calidades normales el acero es desoxidado con aluminio durante el sangrado del horno eléctrico. Pero en este caso debido a las razones mencionadas, la adición de aluminio se difiere para ser hecha luego del sangrado.

Algo similar y por las mismas razones se hace con la adición de ferromanganeso.

Este acero para tener una maquinabilidad adecuada requiere un rango de azufre controlado, por lo cual se requiere hacer una adición de azufre.

Por las razones apuntadas anteriormente, es conveniente efectuar esta adición durante el sangrado.

Para disminuir la posibilidad de formación de nitruro de boro antes de la adición de este elemento se hace una adición de titanio, que tiene una gran afinidad por el nitrógeno.

Por último, para mejorar la colabilidad se hace un tratamiento con calcio.

Cada paso de esta metalurgia implica cambios en el equilibrio entre el acero líquido y las inclusiones, modificándose paso a paso la composición, cantidad y tamaño de las mismas.

En todos los casos las operaciones de adición son seguidas de burbujeos con argón a través de un tapón poroso para favorecer la flotación de los productos que se originan.

Sobre muestras tomadas, siguiendo determinadas precauciones, se hizo un estudio cuantitativo y cualitativo de las inclusiones presentes.

3. ESTUDIO DE INCLUSIONES.

Durante cuatro coladas se tomaron, mediante muestreadores de inmersión sin calmante, muestras a lo largo del proceso en el horno cuchara. También se tomaron muestras del chorro de colada y del producto. Los análisis químicos correspondientes se presentan en la tabla 1.

Este conjunto de muestras, luego de su preparación metalográfica fue sometido a un riguroso análisis óptico por medio del cual se caracterizó y evaluó el contenido inclusionario en cuatro campos por probeta.

m.N°	etapa del proceso	C	Si	Mn	S	Al	Ti	B	Ca
1	arribo a horno cuchara	0.29	0.23	0.03	0.080	0.061	40	2	3
2	antes de ferroaleaciones	0.28	0.22	0.07	0.056	0.062	40	2	5
3	antes de ferrotitanio	0.42	0.25	1.41	0.053	0.046	50	3	3
4	antes de ferroboro	0.41	0.25	1.44	0.046	0.043	170	3	3
5	antes de inyección SiCa	0.40	0.24	1.41	0.041	0.037	240	3	3
6	fin proceso horno cuchara	0.41	0.28	1.42	0.039	0.040	240	33	28
7	chorro colada fin placa 1	0.42	0.28	1.45	0.035	0.029	230	31	24
8	chorro colada fin placa 2	0.42	0.28	1.45	0.035	0.029	230	31	24

Tabla 1. Muestras tomadas a lo largo del proceso y análisis químico correspondiente a una de las coladas. Todos los datos en % excepto B y Ca en ppm.

Las inclusiones encontradas en las muestras de las diferentes etapas pudieron caracterizarse en tres tipos principales: sulfuros, aluminatos y nitruros de titanio. Esta caracterización óptica fue convalidada mediante numerosos microanálisis EDAX.

Algunos de los resultados obtenidos se presentan en la figura 1.

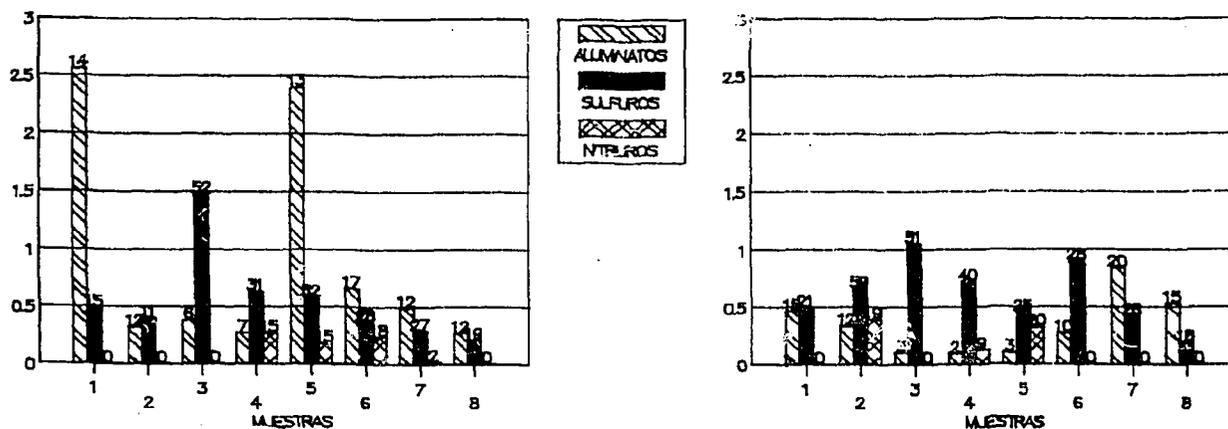


Figura 1. Evaluación óptica de óxidos, nitruros y sulfuros en dos de las coladas. Ordenadas: Área ocupada en %. Abscisas: número de muestra.

En todas estas muestras los tamaños de las microinclusiones no superaban los 10 μm . La excepción era la muestra posterior a la inyección de SiCa envainado, donde se encontraron algunos aluminatos de calcio globulares de 20 a 30 μm de diámetro.

Debe diferenciarse entre las microinclusiones que están presentes en el acero líquido y las que se forman durante el enfriamiento de la muestra.

Los sulfuros observados en las dos primeras muestras de cada colada, antes de la adición de ferromanganeso, son sulfuros de hierro, debido a que en ese momento del proceso no hay manganeso disponible para formar sulfuros.

Luego de la adición de ferromanganeso, en la tercer muestra aumenta la cantidad y el área ocupada por los sulfuros, pero estos son ya todos de manganeso.

La evolución de la alúmina y los aluminatos a lo largo del proceso de metalurgia de cuchara refleja la competencia entre la flotación de inclusiones y la reoxidación del acero originadas ambas por el agitado gaseoso.

Según cual sea el fenómeno preponderante, la cantidad de aluminatos y el área ocupada por los mismos disminuye o aumenta levemente. Esto sucede a lo largo de las cinco primeras muestras de cada colada.

Al llegar a la sexta muestra, posterior a la inyección de calcio, aumenta el área ocupada por los aluminatos y vuelve a disminuir en las muestras correspondientes al chorro de colada.

Los nitruros de titanio aparecen luego de la adición de ferrotitanio y el porcentaje de área ocupada por los mismos va disminuyendo a lo largo de la metalurgia de cuchara.

4. CONCLUSIONES.

Estudiar las inclusiones sobre muestras del proceso de metalurgia de cuchara permite evaluar la efectividad de las distintas operaciones metalúrgicas realizadas y redefinir prácticas operativas: secuencia de adiciones; tiempos de agitado entre distintas operaciones; tratamientos de modificación; etc.

El seguimiento de la evolución de los óxidos a lo largo del proceso revela el desarrollo de la operación de desoxidación, proporciona información sobre la cinética de flotación de inclusiones y puede dar cuenta de interacciones del acero con la escoria y los refractarios.

La evolución de los sulfuros y nitruros existentes a alta temperatura o formados en el enfriamiento de la probeta da idea de las condiciones prevalecientes en el acero y de la marcha de tareas metalúrgicas tales como la desulfuración, resulfuración, modificación de inclusiones o inhibición del nitrógeno.

Estas herramientas son de mucha utilidad en el diseño de la metalurgia de cuchara de calidades que exigen una operación compleja.

BIBLIOGRAFIA.

1. C. Costamagna, A. da Silva Pais, M. Kaplan. Aceros microaleados al boro, sus usos en bulonería. Acindar, 1987.

EFFECT OF CARBON CONTENT ON 2½Cr-1Mo WELD METAL TOUGHNESSINFLUENCIA DEL CONTENIDO DE CARBONO SOBRE LA TENACIDAD
EN METAL DE SOLDADURA CON 2½Cr-1Mo

J.C. Gonzalez

(FUDETEC, Centro de Investigación Industrial, Campana)

L. de Vedia

(Fundación Latinoamericana de Soldadura, Villa Lynch)

I. Hrivnak

(Welding Research Institute, Bratislava, Checoslovaquia)

1 - INTRODUCTION. The object of this work was to investigate the effect of carbon on microstructure and mechanical properties of an AWS E-8018B2 type electrode weld metal in the as-welded, stress relieved and step-cooled conditions. These electrodes have been developed to weld plates and tubes of Cr-Mo alloy steels for an operating temperature range of 350-550°C. This range includes that one where temper embrittlement and carbide precipitation are observed [1-4]. Both mechanisms affect toughness and are strongly dependent on chemical composition.

2 - EXPERIMENTAL PROCEDURES. Five experimental low alloy AWS E-8018B2 type electrodes were prepared with the same nominal coating composition but different amounts of graphite in order to obtain weld deposits with 0.04, 0.06, 0.10, 0.13 and 0.16%C. The core wire diameter was 4 mm and the coating factor was 1.73. Three all-weld-metal 19 mm thick carbon steel plate test coupons were prepared with each electrode according to AWS A5.5-81 using two weld beads per layer. In order to avoid dilution effects the joint bevels were previously buttered with two layers deposited with the electrode to be considered. Welding was done in the flat position, with 170A, 24V, DCEP, and a nominal heat input of 2 KJ/mm, while interpass temperature was kept in the range 163-190°C.

The deposits were tested in the "as-welded", stress relieved (620°C 1 Hr) and step cooled conditions. Prior to testing, the as-welded specimens were submitted to a hydrogen removal treatment at 250°C for 16 hours. Two subsize all-weld-metal tensile specimens and 20 standard Charpy V-notch specimens were extracted from each different deposit. The 20 impact specimens were tested in groups of five at each following temperature: +20, 0, -20, and -40°C. The location of tensile and Charpy V-notch specimens was in agreement with AWS A5.5-81.

A weld cross section was cut from each all-weld-metal test assembly to conduct a detailed metallographic study. The observations were made on the top bead and on the reheated regions in coincidence with the notch location in the impact specimens. A thorough study was carried out with the aid of light microscopy at 200-500X magnification and with an electron microscope using carbon extraction replicas as well as thin foil specimens. Carbide identification was performed by selective electron diffraction on carbon extraction replicas. Identification of weld metal microstructures in the "as-welded" top bead was carried out according to IIW recommendations

3 - RESULTS AND CONCLUSIONS. Carbon additions (0.04 to 0.16 wt%) to weld metal containing 1.3 wt% Cr and 0.5 wt% Mo resulted in the following:

- i) A general refinement of the macrostructure in the as-welded condition, and an increase of ferrite with second phases (FS) at the expense of grain boundary ferrite (GBF) and polygonal ferrite (PF). The proportion of GBF decreased markedly with increasing carbon content (see Table I). The amount of acicular ferrite (AF) increased slightly as carbon content increased.
- ii) Increased carbide precipitation as M_3C was observed in the reheated weld metal with carbon above 0.10 wt%, while no significant precipitation was observed in as deposited columnar zones for the range of carbon content considered.
- iii) A general improvement in notch toughness along with a reduction in hardness was observed for stress relieved weld metal as compared to the corresponding as-welded specimens.
- iv) The step cooling treatment was deleterious when the carbon content exceeded 0.10 wt%. Under these conditions carbide coarsening and transformation was observed. For carbon levels below 0.06 wt% step cooling resulted in an improvement in notch toughness.
- v) The decrease in toughness was ascribed mainly to carbide precipitation (Fig. 1) and to a lesser extent to temper embrittlement. The contribution of temper embrittlement was considered small due the low P content in the weld metal and to the scavenging action of Mo.

- REFERENCES
- 1 - J.Pilling and N.Ridley, Met.Trans. A, 13A, 557, April 1982).
 - 2 - I.Class and A.Million, GIESA Journal, The GIESA Co., Madrid, Jul.-Dec. (1983).
 - 3 - Y.Komizo and R.J.Pargeter, "Reversible temper embrittlement in Cr-Mo steel weld metal", IW Doc. IX-1321-84 (1984).
 - 4 - B.L.Eyre, B.C.Edwards and J.M.Titchmarsh, "Physical metallurgy of reversible temper embrittlement". Proceedings of The Metals Society Conference on Advances in Physical Metallurgy and Applications of Steels, The Metals Society, London, 246 (1981).

Table I -As-welded top bead microstructural components.

C (wt%)	GBF	PF	AF	FS
0.04	10	8	75	7
0.06	6	7	77	10
0.10	6	7	75	12
0.13	2	6	80	12
0.16	3	5	78	14

Fig. 1 -Carbide precipitation after step cooling. Spherical particles are oxides. Needle like particles are M_3C . C 0.16%



13500X

QUALITY CONTROL "ON LINE" OF Al ALLOYS ON FOUNDRY PROCESSES BY DTA -
DIFFERENTIAL THERMAL ANALYSIS*

Milton A. Zaro**
Arno Müller***

1. INTRODUCTION

Cooling curve analysis has been developed to control foundry processes; some important characteristics of the sample final cast structure are determined during solidification process and can be obtained from the cooling curve. Conventional Thermal Analysis techniques monitor the temperature of a sample during solidification process, at some interval of particular interest - phase transformations, for example. Since the evolution of heat caused by a phase transformation produces a thermal arrest point on cooling curve, it's possible to monitor the evolution of this phase transformation.

Until recently, thermal analysis was used basically to test chemical composition at the foundry plant; DTA - Differential Thermal Analysis has been employed for the study of many phenomena, from low meltin point organic materials to ceramics. The advent of the microcomputer plays a big role on the development of thermal analysis, because it's a rapid, low-cost and non-destructive way to evaluate mechanical and metallurgical properties of casting samples; High Quality Control is becoming more important now than in the past; aerospace and automotive industries are good examples of industries that became more restrictive to parts coming from the suppliers.

2. EXPERIMENTAL PROCEDURE AND RESULTS

DTA it's a multipurpose technique: it can be used to obtain chemical composition - associating cooling curve to phase diagrams, as it's shown on Fig. 1. The quantity of phases presented can be calculated by the integration of the difference between "real cooling curve" and an "extrapolated cooling curve" - a computer simulation of a cooling curve without phase transformation; grain size, effect of inoculants, mechanical properties, are obtained from the under-cooling evaluation. Rate of Cooling is obtained from the first deri

* Instrumentation Lab./Foundry Lab. - E.E. UFRGS ;

** M.Sc., Assist. Prof. Mech. Dept., UFRGS, Sarmiento Leite, 425, Instrumentation Lab., 90050 - Porto Alegre - RS, Brazil;

*** Ph.D., Tit. Prof. Metall. Dept., UFRGS.

vative of the cooling curve. The software developed can also calculate other parameters associated to the cooling curve. The entire data acquisition system is : a PC-XT microcomputer (10 MHz, 640 Kb RAM, 20 Mb winchester), a single pen plotter, an A/D converter (10 μ V sensibility) and a colour video, which helps superimposed curve analysis. Noise can be really inconvenient in data acquisition from cooling curves, as can be seen in Fig.2 , because some mathematical operations have to be done with these data points. Filtering operation (by software, in this case) has to be made with care, because some details of the cooling curve can be lost.

3. REFERENCES

- (1) L. Tuttle : Light Mt. Age, Dec., 1983.
- (2) K.E. Honer : Giss.-Forsc., p.1, 1982.
- (3) M. Zaro and A. Müller : 89 IBP, RJ, 497(1989).
- (4) B. Marincek : Giesserei 71, n15, Jul., 1984.
- (5) I. Maxwell and A. Hellawell : Acta Met., 23, Feb.(1975).
- (6) H. Biloni and G.F. Bolling, Trans. AIME, 227, 1351(1963).

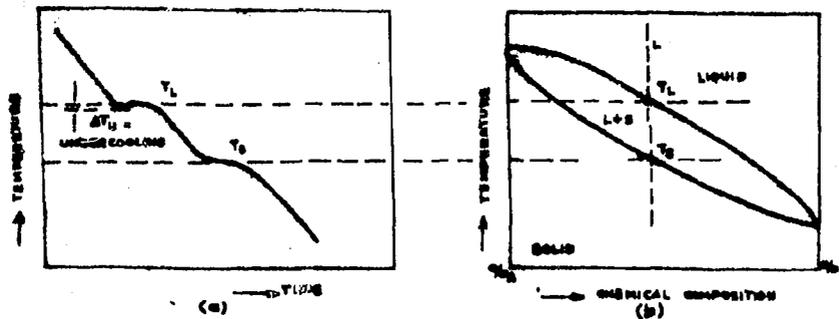


Fig. 1 - Cooling curve and phase diagram of an alloy having complete solubility on solid and liquid state.

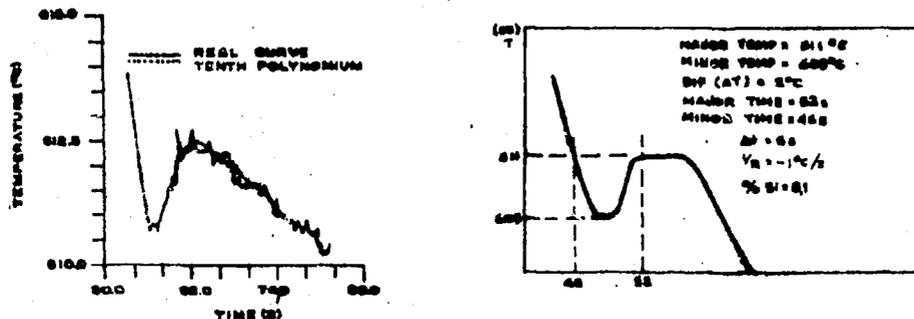


Fig. 2 - (a) Cooling curve on undercooling region/filtering with tenth polynomial; (b) some of the parameters calculated by the developed software.

OBSERVAÇÕES MICROESTRUTURAIS DE FOLHELHOS OBTIDOS PELA TÉCNICA DO CANHÃO (SPLAT COOLING)*

Sérgio Zin**
Arno Müller***

1. INTRODUÇÃO

A técnica do Canhão ou Arremesso de Gota contra Substrato é uma das mais simples e eficientes para o estudo da solidificação sob altas taxas de resfriamento (10^4 a 10^8 °C/s)^{1,2}. O presente trabalho é resultado da construção de um canhão para "Splat Cooling" e da observação da microestrutura das gotas solidificadas contra o substrato (cobre).

2. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL E RESULTADOS

A Figura 1 esquematiza os aspectos essenciais do canhão. A ruptura do selo, na parte superior, sob uma pressão de 2 a 5 kgf / cm² gera uma onda de choque que ejeta o metal fundido (0,1 a 0,5g) a uma velocidade de 15 a 60 m/s contra o substrato de cobre.

Conforme a pressão, massa e temperatura do metal fundido, a gota arremessada se solidifica na forma de um ou mais folhelhos, de dimensões muito variáveis (0,5 a 15mm) e com espessuras médias de 100 µm. A aplicação de um modelo de resfriamento Newtoniano indica taxas de resfriamento de 10^3 a 10^5 °C/S nas atuais condições experimentais e que posteriormente foram confirmadas por medidas diretas^{3,5}.

Os seguintes metais foram estudados: Ag(99,99), Sn-40Pb, Al-5%Cu, Al-7 a 12%Si e Sn-comercial. Os folhelhos (splats) obtidos foram observados ao Microscópio Eletrônico de Varredura, na maioria das vezes diretamente sem qualquer preparo. Somente as amostras de Al-7 a 12%Si necessitavam de um polimento/ataque eletrolítico.

A Figura 2 mostra a microestrutura característica (globular) de um folhelho de Sn-40Pb visto do lado do substrato. O fato mais notável é que a estrutura eutética lamelar típica desta liga se degenera numa morfologia globular⁴. A Figura 3 mostra a microestrutura denderítica-granular e respectivo núcleo pré-dendrítico⁶ de um folhelho de Al-5%Cu visto do lado do substrato. A Figura 4 mostra a estrutura da liga Al-7%Si nas mesmas condições que a Figura 3. Se verifica uma ramificação dendrítica secundária mais desen-

(*)- Trabalho desenvolvido no DEMET/UFRGS, apoio CNPq 41001/89.3 ;

(**)- Fis., M.Sc., LAMEF-DEMET/UFRGS, Esc. Eng., Av. Osvaldo Aranha, 99, s.606, 90210, Porto Alegre - RS, Brasil.

(***) - Prof. Titular DEMET/UFRGS

volvuda que se mantêm sob uma ampla gama de taxas de resfriamento.

3. CONCLUSÕES

1º - O Canhão construído na atual configuração permite a obtenção de folhelhos (splats) que se solidificam sob taxas da ordem de 10^3 a 10^5 °C/s ;

2º - As alterações microestruturais decorrentes são drásticas, mas podem ser correlacionadas com a taxa de resfriamento apesar da não uniformidade do "splat" e de contato térmico com o substrato.

4. BIBLIOGRAFIA

- (1) - H. Jones : Rep. Progr. Phys., 36, 1425(1973);
- (2) - C. Suryanarayana and T.R. Anatharaman : J. Of Mat.Sci., 5, 992(1970);
- (3) - S.Zin e A. Müller - Trabalho a ser publicado;
- (4) - H.E. Cline and J.D.Livingston : Trans. AIME, 245, 1987 (1969);
- (5) - D.R. Harbur, J. W. Anderson and W.J.Maraman : Trans.AIME , 245, 1055(1969);
- (6) - H. Biloni - I. Simpósio Int. Transf. Al y sus Aplicaciones - 21-25 Agosto (1978) - B. Aires - Argentina.

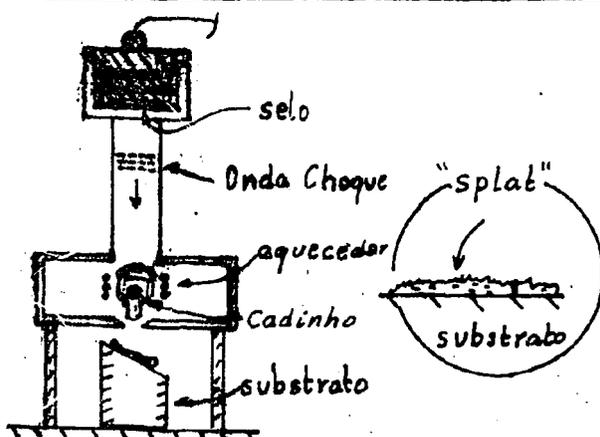


Figura 1 : Esquema do Canhão.



Figura 2: Folhelho Sn-40Pb. Lado do substrato. X 2000.

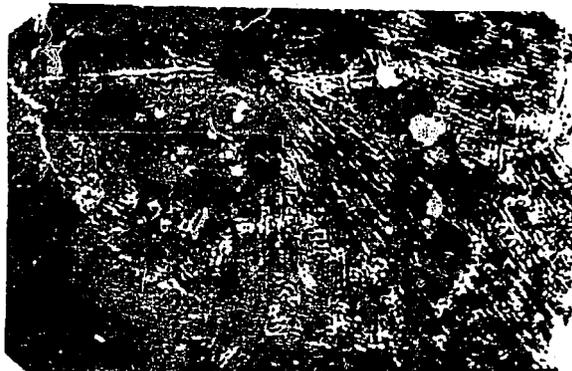


Figura 3 : Folhelho de Al-5%Cu. lado do substrato. X650.

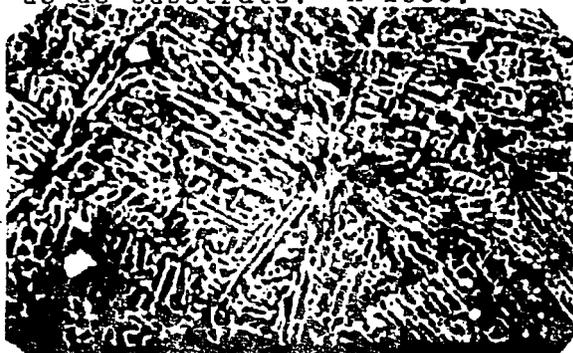


Figura 4 : Folhelho de Al-7%Si. lado do substrato. X750.

UNDERCOOLING MEASUREMENTS AS A CONTROL TOOL OF GRAIN SIZE, GRAIN REFINEMENT AND MODIFICATION*

Milton A. Zaro**

Arno Müller***

1. INTRODUCTION

On a previous paper¹ it was described the project and construction of a low-pressure foundry system; in this paper we describe some aspects of the development of a software and a data acquisition/processing system, for undercooling measurements and its associating to grain size, grain refinement and modification. Also, preliminary results involving rate of cooling, amount and time of undercooling, Eutectic Arrest Time and Temperature, for an Al-12%Si alloy are presented.

The analysis of cooling curve data points (on undercooling region, specially) it's been used to predict grain size, and consequently, mechanical properties; but until recently, thermal analysis was used basically to test chemical composition (from liquidus and solidus temperatures obtained from cooling curve and making a relation with phase diagram). The advent of microprocessors and microcomputers plays a big role on the search of a rapid quality control tool on foundry industry. This method, however, requires optimization to improve reliability.

The data acquisition/processing system used in this work consists in: a PC X-T microcomputer (10 MHz, 640kb RAM, 20Mb Winchester, arithmetic processor) an A/D conversor (10 uV sensibility), a single pen plotter and a colour video; the software for data acquisition/processing of data points was entirely developed at our laboratory and involves a great quantity of mathematical operations: third and fourth degree polynomials were used for mV to °C conversion, according to each temperature range. Rate of cooling is obtained from the first derivative of the cooling curve (Forward Differences was used); the quantity of phases presented can be evaluated by the integration of the difference between "real cooling curve and an "extrapolated curve"- a simulation of a curve without phase transformation. Grain size, the effect of inoculants, mechanical properties, are obtained from the undercooling.

* Supported by CNPq - proc. 413.280/88-8

** Assist. Prof., Mech. Dept., UFRGS, Instrumentation Lab., Sarmen to Leite, 425, P.Alegre, RS - Brasil, 90050.

*** Tit. Prof., Metall. Dept. - UFRGS.

Noise can be inconvenient, as can be seen in Fig. 1, and filtering is necessary in such cases; several methods were used (Akima interpolation, sixth and tenth polynomials, ...). The low-pass recursive filter with time constant of 0,7 s was the method that produced the most useful results.

2. RESULTS, COMMENTS AND CONCLUSIONS

Closet and Gruzleski² studied the mechanical properties of an A.356 alloy modified with pure Sr, at different cooling rates; it's shown by the authors, that mechanical properties depend on cooling rate and the amount of Sr in the melt.

Some preliminary results of our work are shown in Fig. 1, which proves that our system has sensibility for undercooling measurements (0,1 mV ~ 2,5°C for K thermocouples), and Fig. 2, which relates undercooling to rate of cooling; at this moment we are doing mechanical and metallurgical tests to correlate undercooling, grain size and rate of cooling. DTA is a powerful technique for Quality Control on foundry industry; our system can be an important tool for better understanding of many phenomena, from grain refinement mechanisms to kinetics of nucleation and growing.

3. REFERENCES

1. M.A. Zaro and A.Müller : 89 IBP -Proc., jun., 498(1989).
2. B.Closet and J.E.Gruzleski: AFS Tr., 84-127, 123(1984).
3. H.Biloni and G.F.Bolling : Tr. AIME, 227, 1351(1963).
4. L.Tuttle : Light Met. Age, Dec., 1983.

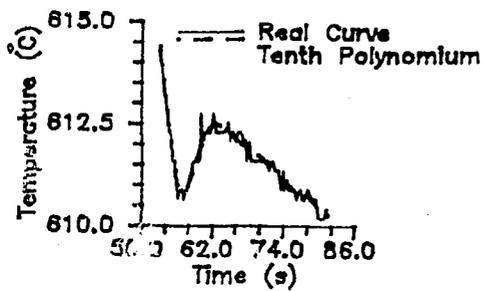


Fig. 1 - Cooling curve on an undercooling region and filtered points.

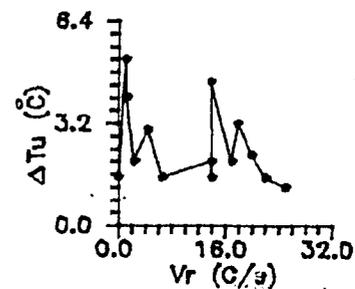


Fig. 2 - Undercooling versus rate of cooling for an Al-12%Si alloy.

MODELO MATEMÁTICO PARA ANÁLISE DA SOLIDIFICAÇÃO DE LIGAS METÁLICAS

Rezende G. Santos (*) Carlos Kiyan (**)

1. INTRODUÇÃO

Este trabalho apresenta a aplicação de um modelamento analítico para a análise da solidificação de ligas metálicas binárias em moldes cilíndricos e esféricos refrigerados, considerando que o fluxo de calor é apenas radial. O modelo permite a determinação da evolução das isothermas solidus e liquidus durante a solidificação, possibilitando a análise da influência das características do sistema metal/molde no processo.

1. MODELO MATEMÁTICO

O modelo matemático foi desenvolvido a partir de uma modificação, baseada em fatores geométricos, introduzida na equação que descreve a condução de calor em sistemas unidimensionais para possibilitar sua aplicação em sistemas metal/molde em que o fluxo de calor é radial (1,2). O modelo considera uma resistência ao fluxo de calor constante na interface metal/molde. As equações que permitem a determinação da posição das isothermas solidus e liquidus com o tempo são, respectivamente (3):

$$t_L = \theta \cdot \left[\alpha_L \cdot \left(\frac{V}{A} \right)^2 + \beta_L \left(\frac{V}{A} \right) \right]$$

$$t_S = \theta \cdot \left[\alpha_S \left(\frac{V}{A} \right)^2 + \beta_S \left(\frac{V}{A} \right) + \delta \right]$$

onde θ é um fator geométrico que é calculado por: $\theta_c = 2 - (r/R)^2$ para o cilindro e por $\theta_e = 3 - (r/R)^2 - (r/R)^3$ para a esfera, sendo r o raio na interface sólido/líquido e R o raio da peça. α e β são constantes que dependem das propriedades físicas da liga, V é o volume de metal solidificado, A é a área na interface metal/molde e δ é o intervalo de tempo a partir do qual se inicia a evolução da linha solidus.

3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Como exemplo de aplicação foi analisada, usando o modelo, a influência do coeficiente de transferência de calor (h_i) na evolução das isothermas solidus e liquidus durante a solidificação de um aço com 0,1% de carbono. Na figura 1 são mostrados os resultados relativos ao molde cilíndrico para valores de h_i iguais a 800, 1200 e

(*) Professor Titular do Depto. de Engenharia de Materiais da Universidade Estadual de Campinas (C.P. 6122 - Campinas-SP/Brasil).
 (**) Professor Assistente do Depto. de Materiais e Tecnologia-FEG - Universidade Estadual Paulista (Guaratinguetá-SP/Brasil).

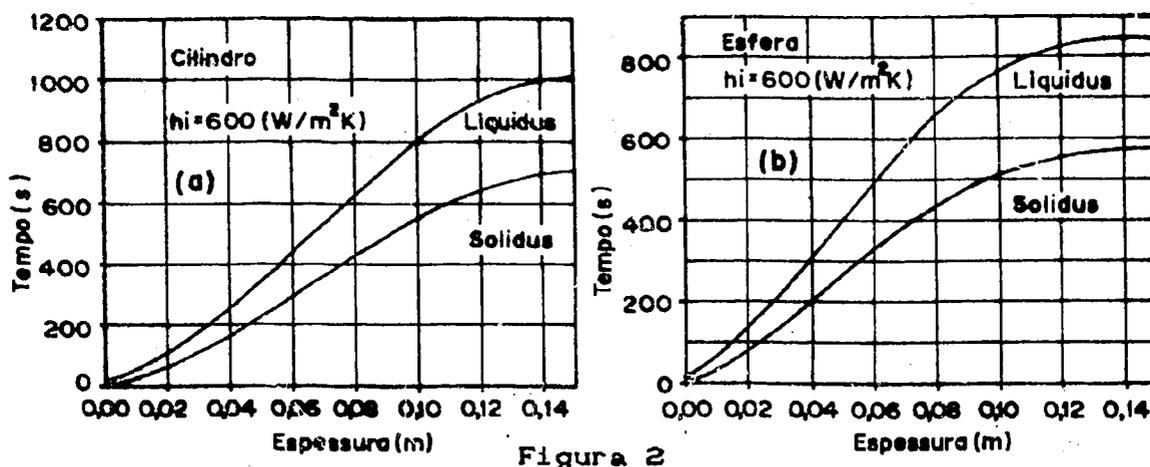
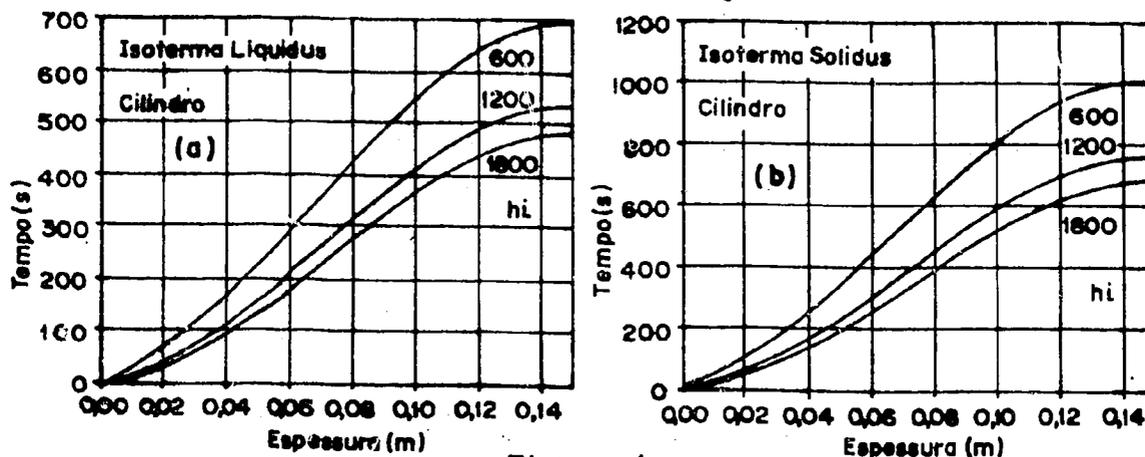
1800 (W/m^2K). Na figura 2 são mostradas as isotermas solidus e liquidus para o caso dos moldes cilíndrico (2.a) e esférico (2.b). Através desses resultados podem ser determinados os tempos locais de solidificação.

4. CONCLUSÕES

O modelo desenvolvido é útil na análise da influência dos diversos parâmetros relativos ao sistema metal/molde na evolução das isotermas solidus e liquidus podendo ser aplicado como ferramenta auxiliar no desenvolvimento de processos de lingotamento estático e contínuo.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- 1) R. G. Santos, A. Garcia: J. Material Science, 18 (1980) 3578.
- 2) A. Garcia: "Multi Phase Flow and Heat Transfer III, Elsevier (1984) 591.
- 3) R. G. Santos et. Al. : Anais do 45^o Congresso da ABM, (1990) 181.



DESENVOLVIMENTO DE PROCESSO PARA A MEDIDA DA VISCOSIDADE DE
PASTAS METÁLICAS REOFUNDIDAS

L. A. G. Thibes¹

M. H. Robert²

1. INTRODUÇÃO

É já de amplo conhecimento de estudiosos da solidificação dos metais, que vigorosa agitação de mistura líquido/sólido em crescimento provoca a total modificação da estrutura resultante, de dendrítica para globular. Se a solidificação é interrompida, obtém-se uma pasta constituída de pequenos glólulos sólidos envoltos em líquido (1). Constatou-se que esta pasta possui alta fluidez sob tensão e pode ser processada como líquido mesmo para frações sólidas da ordem de 0,6 (2); sendo por suas características de escoamento denominadas reofundidas. A compreensão de propriedades estruturais e de escoamento de reofundidos e suas relações com parâmetros de fabricação são de fundamental importância para a proposição de sua aplicação. Assim, numa primeira instância, a medida do comportamento de escoamento de reofundidos torna-se necessária para o desenvolvimento de processos de obtenção de reofundidos de boa qualidade. Este trabalho relata o projeto e construção de viscosímetro rotacional para a produção de pastas metálicas reofundidas e a medida simultânea de suas características de escoamento.

2. DESCRIÇÃO DO PROJETO

O equipamento projetado e construído é constituído basicamente de dois cilindros concêntricos, com um espaço anelar entre eles da ordem de 3mm de espessura, onde é mantido o metal líquido a ser processado. Sua operação se dá da seguinte maneira: o cilindro interno é movido com velocidade angular constante (ω), transmitindo, através da pasta metálica, um movimento ao cilindro externo. O torque produzido é medido por célula de carga. Segundo equação de Newton, a tensão de cisalhamento no líquido em escoamento entre duas placas é dada por:

$$\tau = F/A = \mu \cdot (V/x) \quad (1)$$

onde: τ = tensão de cisalhamento

F = força de puxamento na placa superior

x = distância entre placas

μ = coeficiente de proporcionalidade

1 L.Thibes é mestrando do Depto de Engenharia de Fabricação/FEM/UNICAMP

2 M.H.Robert é Profa Livre-Docente do mesmo Depto. DEF/FEM/UNICAMP - Campinas, SP, Brasil. CEP 13081.

Por sua vez, a distribuição de tensões no espaço anelar no viscosímetro rotacional pode ser relacionada ao torque medido no cilindro externo fixo pela equação do momento (3):

$$s = T/2\pi L r^2 = (R_1/r)^2 \cdot s_1 \quad (2)$$

onde: T = torque medido

s_1 = tensão de cisalhamento na superfície do cilindro interno

r = distância radial entre duas camadas de líquido

A taxa de cisalhamento ($t = rdW/dr$), está relacionada com a medida de velocidade angular do cilindro interno por $W = \int_0^W dW = \int_{R_2}^{R_1} (t/r) dr$ (3)

Esta integral é uma série infinita que rearranjada por Krieger (4), resulta:

$$t_1 = 2W/n \cdot (1-K) \quad (4)$$

onde: t_1 = taxa cisalhamento no cilindro interno

W = velocidade angular do eixo girante

$K = (R_1/R_2)^{2/n}$; $n = d(\log s_1)/d(\log W) = d(\log T)/d(\log W)$

A equação (1) fornece a viscosidade (μ), que é proporcional à razão entre a tensão de cisalhamento e a taxa de cisalhamento, ou seja:

$$\mu = s/t_1 \quad (5)$$

Portanto, o material colocado no espaço anelar do equipamento, mantido a temperatura constante entre a solidus e a líquidus, é cisalhado para a obtenção de reofundido cuja viscosidade é proporcional ao torque medido. O dimensionamento do equipamento é tal que a estrutura reofundida e, portanto, a sua viscosidade, sejam as mais homogêneas possíveis.

3. COMENTÁRIOS FINAIS

O equipamento desenvolvido está em fase de testes, tendo produzido pastas reofundidas de boa qualidade. O instrumento será utilizado para caracterizar a influência da forma, dimensões e quantidade relativa de glóbulos na viscosidade da pasta.

4. AGRADECIMENTOS

OS autores agradecem o apoio financeiro da FINEP - Financiadora de Estudos e Projetos, e ao CNPq - Conselho Nacional de Pesq. e Desenv., a bolsa concedida.

5. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- (1) Flemings, M.C. and alii - Mat. Sci. Eng. v25, p103-117, 1976.
- (2) Spencer, D.S. and alii - Metall. Trans. v3, p1925-1932, 1972.
- (3) Wazer, J.R. and alii - "Viscosity and Flow Measurements - A laboratory Handbook of Rheology". Interscience Publishers, London, 1963.
- (4) Krieger, I.M. - Trans. Soc. Rheol. v12, p5, 1968.

SOLDADURA DE FUNDICIONES ESFEROIDALES DE MATRIZ PERLITICA

R. Martínez*, J.A.Sikora**

Introducción: En el presente trabajo se estudió el comportamiento de juntas soldadas realizadas sobre fundiciones esferoidales de matrices perlíticas, las cuales ofrecen muy buenas propiedades, comparables a los de los aceros, e incluso mejores, pero que resultan difíciles de mantener luego del proceso de soldadura.

Metodología Experimental: Se empleó una colada de composición: C = 3,40%; Si = 2,10%; Mn = 1,04%; Cu = 1,11%; que presentaba estructura perlítica y una resistencia nominal a la rotura de 800 MPa, y 3% de deformación.

En primer lugar se realizaron sobre el metal base refusiones sin aporte de material, simulando un cordón simple de soldadura. Se prepararon luego juntas en V, las que fueron soldadas utilizando alambre de acero de bajo porcentaje de carbono y electrodos revestidos con base de níquel (55 y 100% de Ni).

Se emplearon procesos de soldadura semiautomáticos con protección gaseosa para el caso del aporte con electrodo de acero, realizando un enmantecado previo con transferencia del tipo corto circuito. De esta forma se introduce un calor aportado (HI = Heat Input) de un valor más bajo y que reduce las formaciones duras y frágiles que son el problema fundamental cuando se sueldan este tipo de materiales.

Estas soldaduras se realizaron con los siguientes parámetros:

	TENSION (V)	CORRIENTE (Amp)	VELÓCIDAD TORCHA (mm/seg)	CALOR APORTADO (KJ/mm)
ENMANTECADO	22	50	4.16	0.264
RELLENO	22	110	4.16	0.581

Como gas de protección se utilizó CO₂ y un alambre de $\emptyset = 1,6$ mm. En el caso de las refusiones, las mismas se realizaron con una torcha de soldadura del tipo TIG.

Se tomaron valores de dureza a lo largo de los cordones soldados y se realizaron cortes y posteriores análisis metalográficos. De las soldaduras se extrajeron probetas longitudinales y transversales de 10mm. de espesor, las cuales fueron sometidas a ensayos de flexión en tres puntos. También se realizaron ensayos sobre el material base para realizar comparaciones.

* División Soldadura - INTEMA - Fac. de Ingeniería - J.B. Justo 4302-7600 Mar del Plata - ARGENTINA

** División Metalurgia - INTEMA

RESULTADOS Y DISCUSION: La Tabla I resume los resultados de los ensayos de flexión. Puede apreciarse que los mejores resultados corresponden a las probetas enmantecadas y rellenas con el alambre de acero E70S6 con precalentamiento de 350°C y con tratamientos térmicos posteriores de normalizado, los cuales permitieron restituir adecuadamente las microestructuras de las zonas afectadas.

Los altos valores de eficiencia porcentual se deben a las características del ensayo, lo cual no significa que la pieza soldada resista más que el metal base sin soldar.

Si bien las eficiencias de las juntas enmantecadas con Ni no alcanzan el nivel de las mencionadas anteriormente, se pudo observar un cambio en la zona de rotura la cual pasa de la zona afectada al centro del cordón.

PRINCIPALES CONCLUSIONES

- Las técnicas de enmantecado con transferencia de corto circuito permiten obtener juntas de excelentes propiedades mecánicas.
- El uso de tratamientos térmicos post-soldadura permite restituir las zonas afectadas.

PRINCIPALES REFERENCIAS: 1- Welding Ductile Iron Using the GMA Short Circuiting - Transfer Process - A Progress Report. D.J.Kotecki, N.R.Braton, C.R.Loper Jr. AFS Transactions, pp. 67-94, 1967. 2- Preheats Effects on Gas Metal-Arc Welded Ductile Cast Iron. D.J.Kotecki, N.R.Braton, C.R.Loper Jr. Welding Journal, 48-52, April - 1969.

AGRADECIMIENTO: Se desea agradecer la colaboración realizada por la empresa CONARCO Alambres y Soldaduras en lo que respecta al material bibliográfico y los electrodos utilizados para la realización del presente trabajo.

TABLA I. Ensayo de Flexión, resultados.

PROBETA ESPECIFICACION	EFICIENCIA (%) Carga Junta Soldada Carga Metal Base	FLECHA DE ROTURA (mm)
Metal Base (Transversal) Dimension : 10 x 25 mm	T 100	3.11
Metal Base (Longitudinal) Dimension : 10 x 25 mm	L 100	3.14
Refusion	T 27	0.35
Refusion, trat. Termico	T 59	0.64
Refusion, Precalentamiento	T 50	0.43
Refusion, Precalentamiento Trat. Termico	T 81	0.96
Refusion	L 60	0.84
Refusion, Precalentamiento Trat. Termico	L 48	0.68
Alambre E70S6	T 61	0.49
Alambre E70S6 Trat. Termico	T 96	0.89
Alambre E70S6 Precalentamiento	T 62	0.40
Alambre E70S6, Precalent. Trat. Termico	T 118	1.02
Alambre E70S6	L 84	0.93
Alambre E70S6, Precalent. Trat. Termico	L 83	1.06
Enmantecado Ni 55X	T 69	0.58
Enmantecado Ni 55X Trat. Termico	T 69	0.60
Enmantecado Ni 100X	T 66	0.62
Enmantecado Ni 100X Trat. Termico	T 70	0.67

"Comparación de microestructuras de depósitos de Stellite 6 obtenidas por distintos procesos de soldadura."

José C. Cassina, Ing. Mecánico, Maestrando del Laboratorio de Soldadura del PPGEMM, (UFRGS).

Ivan Guerra Machado, Ing. Metalúrgico, M.Sc., Ph.D., Sen MWeldI., Prof del PPGEMM, Coord. del Lab. de Soldadura, (UFRGS).

RESUMEN.

Se realizaron análisis metalográficos sobre especímenes soldados con la aleación para revestimientos protectores a base de Co "Stellite 6", mediante 3 procesos diferentes: TIG, oxiacetileno y e. revestido, con el fin de comparar sus microestructuras.

1. INTRODUCCIÓN.

Por revestimientos protectores por soldadura se entiende la deposición por diversos procesos de camadas, cordones o puntos de ciertas aleaciones sobre piezas metálicas para mejorar sus propiedades de desgaste.⁽¹⁾

En general las recomendaciones respecto tanto a la composición del material de revestimiento como a sus condiciones de soldadura, se realizan pensando sólo en conseguir un depósito sano, con buena adhesión al sustrato.⁽²⁾ Aunque la elección del método correcto de aplicación es tan importante como la de la aleación⁽³⁾, raramente se dan especificaciones de procesos y/o variables de soldadura que permitan optimizar la microestructura en relación con las propiedades deseadas, normalmente de resistencia a una o más formas de desgaste.

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL.

Los depósitos con 2 camadas para cada proceso fueron realizados sobre acero SAE 1020, con las siguientes condiciones de soldadura: Proceso TIG: 100 A, polaridad directa, caudal Ar = 10 lt/min, Proceso oxiacetileno: torcha N°6, llama carburante 3X, Proceso e. revestido: 23 V, 90 A, polaridad inversa. Los electrodos fueron secados durante 2 hs a 200°C. En todos los casos se realizó precalentamiento a 150°C, y enfriamiento controlado en vermiculita.

Las micrografías mostradas en las FIGURAS 1, 2 y 3 fueron obtenidas en la 2ª camada luego de una preparación clásica y mediante el siguiente ataque electrolítico: 300 ml de HCl con 15 ml de H₂O₂ (electrolito), 4 V CC por 4 seg, cátodo de a. inoxidable.

3. ANALISIS Y DISCUSIÓN DE RESULTADOS.

En todos los casos estudiados tenemos estructuras dendríticas con una matriz solución sólida rica en Co rodeada de un constituyente

formado por carburos complejos de los posibles tipos MC , M_6C , M_7C_3 y $M_{23}C_6$ donde M representa uno o más elementos, básicamente W y/o Cr . Normalmente la matriz es f.c.c. aunque puede aparecer fase h.c.p. ⁽⁴⁾

Existe amplia evidencia sobre la influencia de la microestructura en las propiedades de desgaste. ⁽⁵⁾ En aleaciones a base de Co , ésta se manifiesta a través de la distribución, tipo, forma, y tamaño de los constituyentes duros. La micrografía correspondiente al depósito por oxiacetileno, debido a la técnica de deposición empleada ⁽⁶⁾, muestra que la red interdendrítica es más gruesa que en los otros 2 casos.

4. CONCLUSIONES.

- En los 3 casos se obtuvo una estructura similar, dendrítica, con un red de carburos complejos rodeando la matriz rica en Co .
- El depósito obtenido por oxiacetileno muestra una estructura más rica en carburos, en tanto que entre los casos TIG y e.revestido no se advierten diferencias apreciables.

5. BIBLIOGRAFÍA.

- 1) A. S. M. Metals Handbook, Welding and Brazing, 8th Ed., pp 152-166, 1975.
- 2) NOBLE N. N. "Abrasive Wear Resistance of Hardfacing Weld Deposits", Metal Construction, pp 605-611, Sept. 1985.
- 3) AVERY H. S. & CHAPIN H. J. "Hard Facing Alloys of the Chromium Carbide Type", Welding Journal, pp 917-930, October 1952.
- 4) SULLIVAN C. P. et alii, Cobalt-base Superalloys-1970, Centre D'Information du Cobalt, Brussels, 1970.
- 5) CLEMON A. J. T. "The Influence of Microest. on the Adhesive Wear Resist. of a Co-Cr-Mo Alloy", Wear 61 N 2, pp 219-231. 1980.
- 6) DAVIES A. C. The Science and Practice of Welding, Vol 2, pp 296-303, 8th Edition.

FIGURA 1
TIG, 200X



FIGURA 2
OXIACETILENO, 200X



FIGURA 3
E. REVESTIDO, 200X



ORIENTACIONES CRISTALOGRAFICAS EN SOLIDIFICACION UNIDIRECCIONAL DE FUNDICION GRIS

A. Roviglione (Fac. Ing., UBA) y J. D. Hermida (Depto. Mat., CNEA)

I. INTRODUCCION

El sistema Fe-C-Si es la base del material más extensamente producido en el mundo: el eutéctico conocido como fundición gris. Las fases de equilibrio coprecipitadas durante la solidificación son la austenita y el grafito. El grafito despliega una variedad muy grande de microestructuras respondiendo a cambios en la composición química de la aleación, a variaciones del gradiente térmico impuesto y a la velocidad de crecimiento.

Las propiedades de la fundición gris dependen centralmente de la morfología del grafito. La teoría más extensamente difundida intenta explicar el cambio morfológico postulando un cambio en la dirección cristalográfica de crecimiento de $\langle 11.0 \rangle$ a $\langle 00.1 \rangle$ durante la transición grafito laminar A al grafito compacto, basada esencialmente en observaciones SEM (1).

Las relaciones de orientaciones cristalográficas entre las fases coprecipitadas han sido identificadas para un gran número de eutécticos regulares, no siendo así para los irregulares, para quienes se postula que no existen dichas relaciones. Tal es el caso de la fundición gris.

Por ello, el objetivo de este trabajo fue la determinación de las relaciones de orientación cristalográfica de la austenita y el grafito laminar A y el compacto, en muestras crecidas unidireccionalmente, para decidir sobre la validez de la teoría mencionada.

II. PARTE EXPERIMENTAL

Fueron crecidos unidireccionalmente lingotes de 13 mm. de diámetro de una aleación Fe-3,5C-2Si-6Ni a una velocidad de 1,2 μ /seg. y un gradiente térmico de 120 $^{\circ}$ C/cm. Se obtuvo una estructura de grafito laminar A altamente orientado en una matriz de austenita y martensita.

Para determinar las relaciones de orientación se decidió realizar figuras de polos inversas de cada fase, las cuales consisten en la representación, en el "triángulo fundamental" de cada proyección standard $\{001\}$, de las intensidades relativas de cada pico de difracción de Rayos-X. Para ello, fueron utilizadas 3 muestras longitudinales y 3 transversales de diferentes lingotes. Debido a que la absorción de los Rayos-X por la austenita es mucho mayor que por el grafito, no es posible detectar a los picos de este último, con la excepción del (00.2). Por lo tanto, fue necesario utilizar una técnica desarrollada por Roviglione (2), la cual permite disolver al hierro dejando intacto al grafito en una matriz de sílice amorfa.

Se utilizó un difractómetro horizontal Philips con radiación de Co. Los picos de difracción fueron barridos a una velocidad de 0,5 $^{\circ}$ (2 θ)/min y a una velocidad del papel del registrador de 20mm /min.

III. RESULTADOS Y DISCUSION

Las muestras longitudinales mostraron una orientación al azar de las distintas familias de planos de ambas fases. Este resultado era de prever dada la simetría cilíndrica impuesta al crecimiento.

En cambio, las muestras transversales si mostraron orientaciones preferenciales. En la FIG. 1 pueden verse dos figuras de polos inversas para el grafito y la austenita.

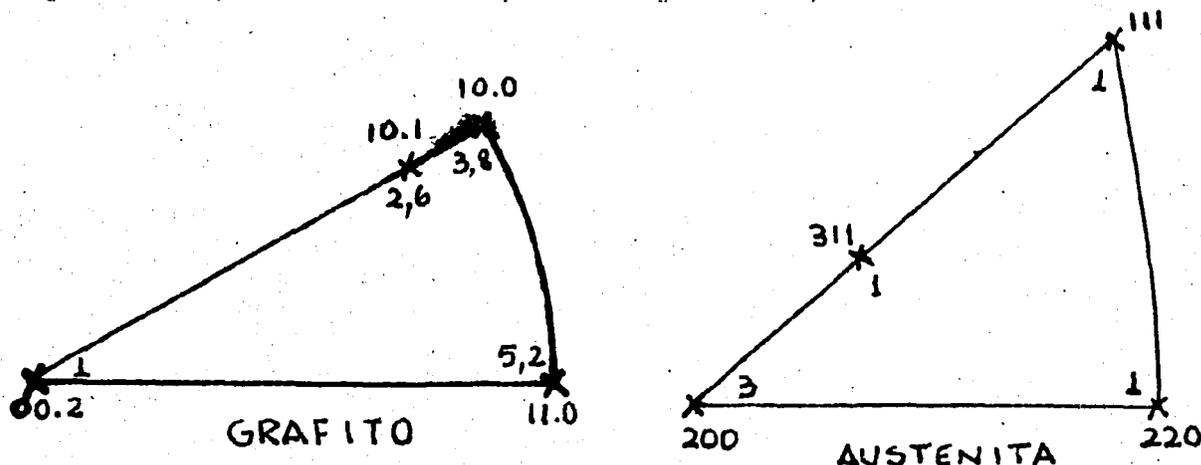


FIG. 1

Están representados los Coeficientes de Textura (CT), los cuales expresan a las intensidades experimentales normalizadas con respecto a una orientación al azar de cada familia. El grafito muestra valores altos de CT para los planos prismáticos $\{11.0\}$ y $\{10.0\}$, lo cual implica que estos planos están orientados preferentemente paralelos a la superficie transversal, especialmente el primero. La austenita muestra lo mismo para los planos cúbicos $\{200\}$.

Estos resultados implican que las láminas del grafito crecen preferentemente con direcciones $\langle 11.0 \rangle$ paralelas a la dirección de crecimiento y que la austenita lo hace con direcciones $\langle 100 \rangle$. Ambos resultados, por separado, son coherentes con la bibliografía existente. Con respecto al grafito ya fue mencionado en la Introducción que Liu y otros (1) postulan dicha relación de orientación y con respecto a la austenita existe un trabajo teórico de Rolling y Tiller (3) que menciona a las direcciones $\langle 100 \rangle$ para el crecimiento dendrítico de los fcc.

IV. CONCLUSIONES

Se determinó, mediante difracción de Rayos-X la existencia de una relación de orientaciones cristalográficas entre el grafito laminar A y la austenita en muestras de fundición gris crecidas unidireccionalmente. Principalmente se observó,

$$\langle 11.0 \rangle_G // \langle 100 \rangle_\gamma // \text{Dirección Crecimiento}$$

Este hecho constituye un importante aporte a la caracterización de este tipo de eutécticos.

Para la presentación del trabajo completo se espera tener los resultados de la variedad grafito compacto.

REFERENCIAS

1. Liu, Loper y otros, AFS Trans., Vol. 88, 1980, pg. 97
2. A. Roviglione, SAM 1986.
3. G. Rolling y W. Tiller, J. Appl. Phys., Vol. 32, 12, 1961, pg. 2587.

SINTERIZACION DE ACEROS RAPIDOS EN ATMOSFERA BASE NITROGENO.

R.H. Palma(1), V. Martínez(2) y J.J. Urcola(3).

(1) Universidad de Atacama de Chile, casilla 240, Copiapo.

(2) Universidad de Santiago de Chile, casilla 10233, Santiago.

(3) CEIT, Ap. 1555, 20.009 San Sebastián, España.

INTRODUCCION.

El método tradicional de sinterización directa en los aceros rápidos es en vacío, usando polvos atomizados en agua y recocidos y se reconoce (1) que el mecanismo que opera es el "supersolidus". En este trabajo se presentan los resultados de sinterización de los aceros T15 y M2 en una atmósfera alternativa base N.

PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL.

Los polvos recocidos fueron adquiridos en Powdrex Ltd. Inglaterra. Las probetas compactadas a 500 MPa se sinterizaron durante 1 h en una atmósfera $90\text{N}_2-9\text{H}_2-1\text{CH}_4$ y se enfriaron a 250 K/min. Para comparación, las pruebas se realizaron tanto en vacío, mejor que 10^{-3} Pa, como en la mezcla base N, en idénticas condiciones experimentales. Tras la sinterización, se evaluó la densidad por el método de Arquimides; los contenidos de C, N y O, y la cantidad y composición (SEM, EDAX) de la matriz, carburos y carbonitruros.

RESULTADOS, DISCUSION Y CONCLUSIONES.

La influencia de la temperatura de sinterización y el tipo de atmósfera, sobre la densidad de los aceros T15 y M2 se muestra en la Fig.1 y 2, respectivamente. En todos los casos se aprecia que la densidad aumenta rápidamente hasta un 98-99% de la teórica (producto forjado) en un estrecho margen de temperaturas, concordante con la formación de una fase líquida propuesto por German (1). En ambos aceros también se estudió el efecto de la adición de 0.2% de C, lo que produce una disminución de la temperatura óptima de densificación, TDO, mayor en el acero T15. Esto es explicable por la diferencia de pendientes solidus entre los aceros T, 150-175K/%C y M2, 80-120 K/%C (2).

Durante la sinterización en la atmósfera base N, se ha encontrado que ocurre una importante incorporación de N a los

polvos de acero, entre 0.78-0.72% peso en el acero T15 , y 0.38-0.34% en el acero M2. Esto produce una disminución de 40-60 K en la TDD en el acero T15, y, entre otros efectos, un importante cambio microestructural: los carburos MC son reemplazados por carbonitruros MX de menor tamaño, al igual que se ha encontrado en el acero T42 (3).

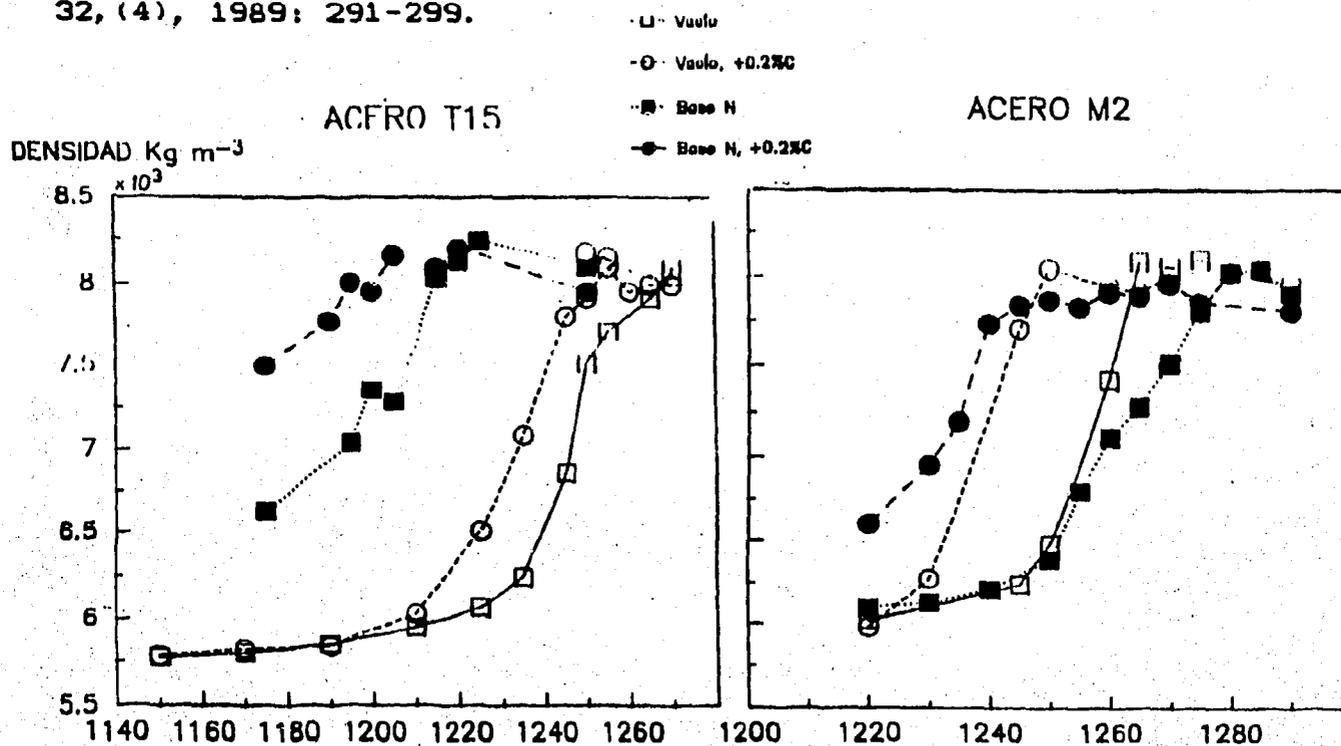
Con los resultados expuestos y otros, se puede sugerir que el mecanismo que opera en la sinterización en atmósfera base N de estos aceros es por REACCION, adicional al supersolidus, y que consiste en que al incorporarse el N a los carburos MC ricos en V, se libera una cierta cantidad de C a la interfase MC-austenita, lo que, al producir una disminución local de la temperatura solidus, permite la formación de una fase líquida a más bajas temperaturas que en vacío. En el caso del acero M2 sin adición de carbono, la cantidad de líquido parece no ser suficiente para producir efectos detectables.

AGRADECIMIENTOS.

Los autores agradecen las becas del Programa Multinacional de Metalurgia de la Organización de Estados Americanos y de la Escuela Superior de Ingenieros Industriales de la Universidad de Navarra, San Sebastián, España.

BIBLIOGRAFIA.

1. R.M. German: Int. J. Powder Metall.. 26, 1990: 23-43.
2. G.Hoyle: "High Speed Steel". Butterworth and Co. Ltd. Cambridge. 1988.
3. R.H. Palma, V. Martínez and J.J. Urcola: Powder Metall., 32, (4), 1989: 291-299.



SINTERIZACION Y TRATAMIENTO TERMICO DE UN ACERO RAPIDO T15

V. P. Martínez *, R. H. Palma y S. Jauregui

* Universidad de Santiago de Chile
Departamento de Ingeniería Metalúrgica
Casilla 10233, Santiago, Chile.

INTRODUCCION

Los aceros rápidos de herramientas han experimentado un creciente desarrollo, motivado principalmente por una mayor demanda del mercado y por el nuevo campo de utilización de estos materiales. El proceso tradicional de sinterización empleado es el de vacío, el cual se caracteriza por ser un sistema batch, con las consiguientes desventajas respecto a uno continuo.

Un proceso alternativo a la sinterización en vacío, ha sido desarrollado por el grupo de aceros rápidos de la Universidad de Navarra, España, desde 1985. Este proceso consiste en la utilización de una atmósfera compuesta por 90% N₂ - 9% H₂ y 1% CH₄. En este trabajo se comparan estos dos procesos en la sinterización de un acero rápido de herramientas T15, así como la adición de 0.2% de grafito a los polvos prealeados de acero. Tras determinar la temperatura óptima de sinterización, las muestras fueron tratadas térmicamente: austenización a diferentes temperaturas y posteriores revenidos triples en el rango de 500 a 625°C.

PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

Los polvos prealeados fueron compactados uniaxialmente con una carga de 500 MPa, lo cual originó una densidad en verde de 68%, respecto de la densidad teórica del acero. El proceso de sinterización con mezcla gaseosa industrial y vacío, se realizó en un horno Lindberg de 6 calefactores de carburo de silicio. Las condiciones experimentales se encuentran ampliamente detalladas en trabajos previos (1, 2, 3). En el caso de los tratamientos térmicos, las muestras sinterizadas en vacío fueron austenizadas por tres minutos a 1150, 1200, 1250 y 1270°C y las sinterizadas en gas a 1150, 1200 y 1225°C. Los revenidos triples de una hora cada uno, se realizaron a 475, 500, 525, 550 y 575°C, en el caso de vacío, y 525, 550, 575, 600 y 625°C, para las muestras sinterizadas en atmósfera industrial. También se procedió a identificar los diferentes tipos de carburos a través de un analizador de energía dispersiva de rayos (EDAX), incorporado al microscopio electrónico de barrido.

RESULTADOS Y DISCUSION

En relación a la sinterización, se puede observar en la Fig. 1, que la adición de 0.2% de carbono elemental, produce una disminución de la temperatura óptima de densificación de 20°C en atmósfera gaseosa y 15°C en vacío. Esta disminución se puede explicar por el hecho que al aumentar el porcentaje en carbono, se disminuye la temperatura sólidos y favorece la formación de una fase líquida transitoria. También en dicha figura se aprecia que las muestras sinterizadas en mezcla gaseosa, el óptimo se encuentra 45 - 50°C más bajo que el óptimo de densificación del proceso en vacío, para similares contenidos de carbono.

Este efecto es atribuible al aumento del contenido de nitrógeno en el acero y que puede afectar de similar manera que la adición de carbono. Respecto a los tratamientos térmicos, se puede observar en la Fig. 2, el endurecimiento secundario que experimentan los aceros rápidos de herramientas cuando son revenidos. El máximo de dureza en las muestras sinterizadas en vacío se encuentra a 525°C, mientras que en las de atmósfera gaseosa industrial este máximo ocurre a 575°C. Este fenómeno se debe a que al existir una mayor cantidad de austenita retenida en las muestras sinterizadas en gas, por efecto del nitrógeno y mayor contenido de carbono en solución en la austenita, es necesario una temperatura más elevada para transformarla totalmente.

BIBLIOGRAFIA

- 1.- V. P. Martínez; Ph D. Tesis, E.S.I.I., San Sebastián, España, 1990.
- 2.- R. H. Palma, V. P. Martínez y J. J. Urcola; Powder Metall., 1989, 32 (4), p. 291.
- 3.- V. P. Martínez, R. H. Palma y J. J. Urcola; Rev. de Meta., CENIM, 25 (29), p. 79.

TABLA 1 : COMPOSICION DE PARTICULAS PRIMARIAS (% EN PESO)							
Partícula	Atmósfera	Mo	V	Cr	Fe	Co	W
M ₆ C	vacío	8	3	3	26	1	59
M ₆ C	N ₂ H ₂ CH ₄	7.5	2	2.5	25	1	62
MC	vacío	7	44	4	3	0	43
MX	N ₂ H ₂ CH ₄	2	71	5	6	0	16

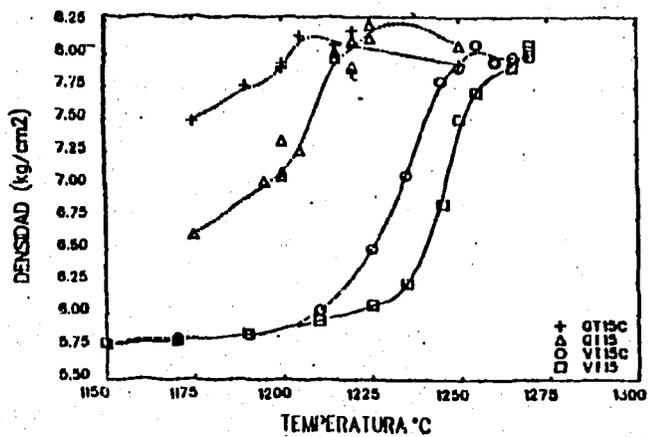


Fig. 1: Curva de Sinterización

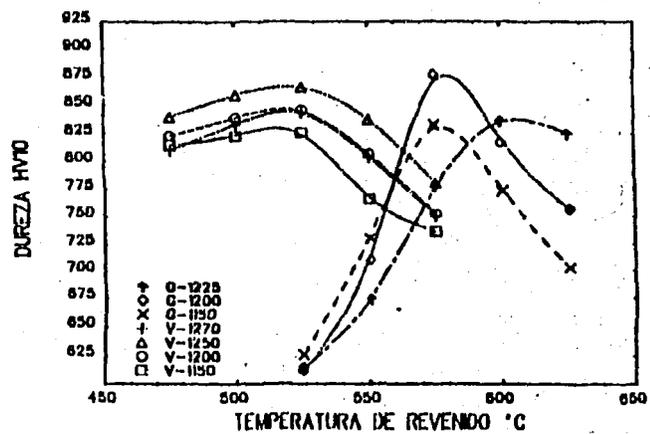


Fig. 2: Curva de Revenido

CARACTERIZACION FISICA DE POLVOS METALICOS DE ACERO - ACERO INOX.

* Lavilla A., ** Lucchesi C. y *** Sandin O.

Introducción:

A partir de los métodos y equipos para la caracterización física en polvos de óxido de uranio y ante la necesidad de lograr resultados en polvos de acero obtenidos por atomización, para su posterior sinterización y construcción de placas porosas y tubos filtrantes, capaces de operar a 600/800°C. en atmósferas corrosivas y de acuerdo al convenio de cooperación mutua entre la C.N.E.A. y la // U.T.N. se ha desarrollado la metodología correspondiente.

El control de calidad en su fabricación es fundamental, ya que define parámetros en la etapa de atomización y sinterizado final.-

Materiales:

Polvo de acero AISI 316 L y SAE 4130 atomizados, provistos por U.T.N.

Método Experimental

<u>Determinación</u>	<u>Equipo utilizado</u>
Densidad Real	Picnómetro Beckman Mod. 930.
Densidad Aparente y Tap.	Según ASTM B 212/213 e Inst.Op. RBU.
Fluidez	Erweka. Inst. Op.RBU.
Dist.Granulométrica	Mallas ASTM (Vía Húmeda).
Superficie específica	Strolein "Area Meter II".
Morfología	Microscopio óptico "Leitz Dialux 20". Comprendió la visualización microscópica, mediciones de tamaño y forma (micro 1 y 2)
Estructura	Microscopio metalográfico "Olimpus PME". Se seleccionó el método de preparación de probetas por inclusión en material termoplástico, usando reactivos "de Kaling y Nital" para el revelado de microestructura (micrografía 3 y 4).

* Resp.Laboratorio de Medidas Físicas. Tec.Químico. C.N.E.A.-C.F.C.-
Calle Rodríguez Peña 3250 - 5001 - Córdoba.

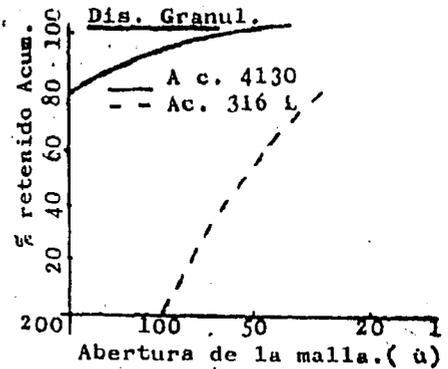
** Resp.Laboratorio ceramográfico. Químico Industrial. C.N.E.A. - C.F.C.-

*** Resp. Caract. Física de Polvos. Químico Industrial. C.N.E.A. - C.F.C.-

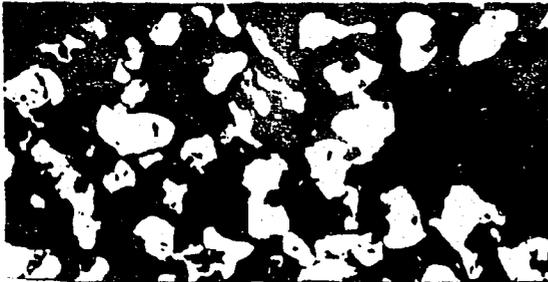
Resultados:

Caracterización Física:

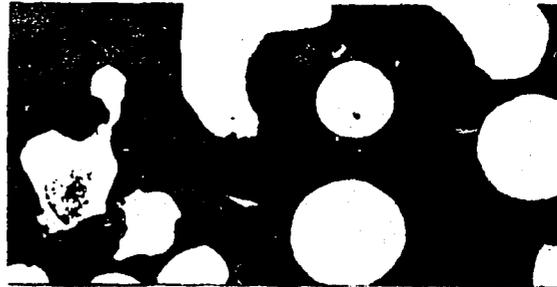
<u>Caracterización Física</u>			
<u>Determinación</u>		<u>Acero 316 L</u>	<u>Acero 4130</u>
Dens. Real (g/cc)		6,81	--
Dens. Aparente (g/cc)		3,14	3,68
Dens. Tap (g/cc)		3,56	4,09
Fluidez (seg/20 g)		0,68	-- x
Sup. Especifica (m ² /g)		0,16	0,05
) Polvo magnetico incompatible con instrumento de medición.			



Morfología:

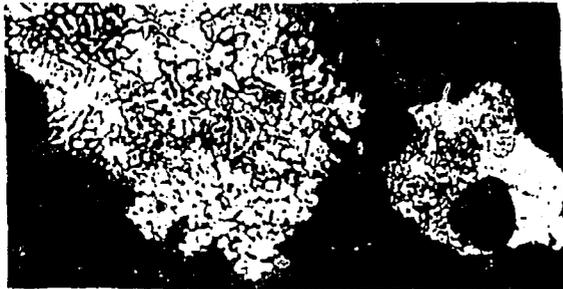


Acero 316L (x 100)



Acero 4130 (x 100)

Estructura:



Acero 316L (x 600)

Ferrita y Austenita



Acero 4130 (x 600)

Martensita Revenida

Discusión y Conclusiones:

La homologación de estos métodos como así también la repetitividad en los resultados obtenidos, nos permite adoptar esta serie de determinaciones en forma sistemática en la evaluación de estos polvos.

Referencias:

- CNEA - CFC Instrucción de operación de caracterización Física de polvo.
- Normas ASTM y RBU de caracterización de polvos metálicos B 212-213.
- Kuhn - Luckey Fine Particles - Oct.1973, Second International Conference.

CALCULO DE LA FUERZA SEPARATRIZ Y POTENCIA
DE LAMINACION EN CALIENTE PARA ZIRCALOY-4

G.E. San Martín*, S.I. Núñez Pettinari**, J.E. Ruzzante**,
H. Hernando***, J. Brunner****, O.C. Zunino****

Introducción. El conocimiento de las características mecánicas de un material permite diseñar el esquema de deformación plástica adecuado o bien mejorar los ya existentes. La primera de estas 2 opciones fue realizada en este trabajo. [El objetivo fue laminar un lingote de Zry-4 a temperatura menor que 800°C para evitar precipitados. Las características mecánicas se evaluaron a partir del ensayo de torsión en caliente (1) determinándose: ductilidad, resistencia y aumento de temperatura a diferentes temperaturas y velocidades de deformación. Estos datos permitieron elaborar un esquema de laminación adecuado al tren de la planta ECA de Lavallol. Las características de este laminador reversible permitieron contrastar los cálculos efectuados previamente con los obtenidos mediante la laminación.]

Para laminar el lingote de Zircaloy-4 se empleó un tren dúo reversible "Achenbach" cuya carga máxima es de 800t; el diámetro de los rodillos fue de 704 mm y la velocidad tangencial de 150 m/min; la tensión de armadura del motor de corriente continua (derivación) "Siemens" fue de 750-800 V y la corriente máxima es de 4400 A.

De material de igual colada se extrajeron probetas para los ensayos de torsión en caliente cuyas dimensiones y características se presentaron en trabajos previos (2). Las temperaturas ensayadas fueron 650°C-700°C-750°C-800°C, midiéndolas con un pirómetro bicolor, mientras que las velocidades de deformación fueron: $\dot{\epsilon} = 0,1, 1$ y 8 s^{-1} respectivamente. Los ensayos se realizaron en una atmósfera protectora de argón.

Cálculo de fuerza separatriz y potencia de laminación. A partir de los resultados del ensayo de torsión en caliente, se calcularon la tensión y la deformación efectivas y con ellas se evaluó la tensión de fluencia media k_f (3) y la fuerza separatriz F utilizando la expresión propuesta por Sims (4). Luego se calculó la potencia necesaria para laminar. Repitiendo estos cálculos para diferentes esquemas y basados sobre la experiencia de planta, se seleccionó el esquema de laminación más adecuado.

-
- * Centro de Investigaciones Tecnológicas (CIT); UTN-Regional Buenos Aires.
 - ** Departamento Materiales, Gerencia Desarrollo, Comisión Nacional de Energía Atómica.
 - *** Fábrica ECA-Lavallol.
 - **** FAE S.A.

Resultados Obtenidos y Discusión. En la figura 1, graficamos los valores de fuerza separatriz calculada en función de la fuerza separatriz medida. Para obtener estos resultados se utilizaron las curvas de fluencia ($\bar{\sigma}-\bar{\epsilon}$), obtenidas a partir de los ensayos de torsión en caliente y suponiendo una ley lineal de enfriamiento durante la laminación. Los valores obtenidos concuerdan con los medidos con un error $\leq 8\%$ en las 5 pasadas intermedias de reducción e $\approx 0,30$. En la 1a. y última pasada los valores calculados son la mitad de los medidos y las reducciones e $\approx 0,15$, mientras que en la 2a. y penúltima la relación entre las fuerzas es de 2/3 y la reducción e $\approx 0,20$. Finalmente se ajustó el modelo y la fuerza así corregida difiere de la medida menos del 10%. (Fig. 2).

Con respecto a la potencia consumida durante el laminado, sólo se la pudo estimar, obteniendo un error menor que el 30% hasta la 6a. pasada y luego las diferencias se hacen mayores.

Conclusiones

El método de cálculo provee buenos resultados para predecir la fuerza separatriz. Respecto de la potencia es necesario hacer determinaciones más precisas en planta, pero los resultados obtenidos para las primeras pasadas indican que los valores calculados se aproximan a los reales. Finalmente, para hallar valores más cercanos a los reales, es necesario realizar una simulación en la máquina de torsión en caliente, reproduciendo las deformaciones, los tiempos y las estructuras de laminación.

Referencias

- (1) A. Faessel, "La simulation du laminage par l'essai de torsion", Commission des laminors, CIT, 1976.
- (2) A.M. Hey, J.E. Ruzzante, G. Carfi, J. Tormo, "Deformación plástica de aceros utilizando el ensayo de torsión en caliente: año 1979", Ed. IAS, Buenos Aires, 1980.
- (3) P.M. Cook, A.W. McCrum, "The Calculation of Load and Torque in Hot Flat Rolling", BISRA, 1958.
- (4) R.B. Sims, "Proceedings Institution of Mechanical Engineers", vol. 168, N° 6, 1954.

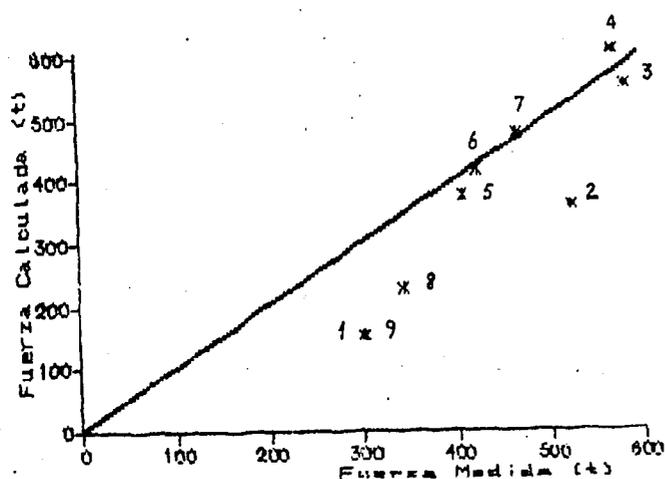


Fig. 1. Fuerza calculada vs Fuerza medida

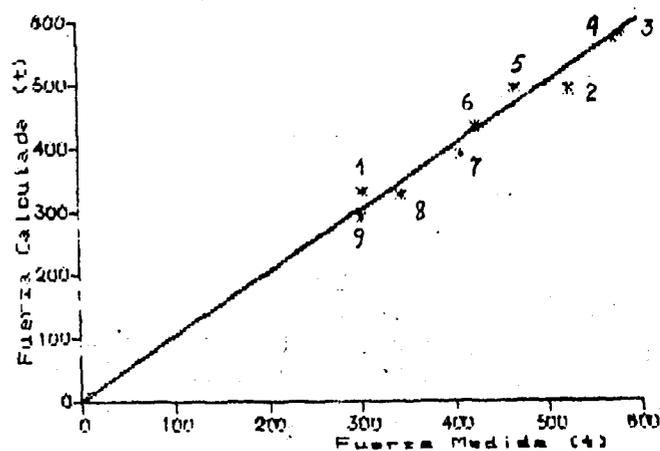


Fig. 2. Fuerza ajustada vs Fuerza medida

RELACION ENTRE MEDICIONES DE MICRODUREZA, COMPOSICION QUIMICA Y ESTRUCTURA DE ACEROS C-Mn

E. Brandaleze, A. Alarcón, H. Rissone y N.M. Rissone *

INTRODUCCION

Este trabajo se realizó como una etapa previa de un proyecto más amplio destinado al análisis de la relación entre microdureza, composición química y estructura con el estado de precipitación en aceros microaleados.

El objetivo de esta primer etapa ha sido entonces estudiar la evolución de las variables mencionadas en un acero de bajo carbono, sin elementos microaleantes, para luego comparar los resultados con los que resulten del avance del estudio en aceros con endurecimiento por precipitación.

Para alcanzar esta propuesta se realizaron tratamientos térmicos a distintos aceros C-Mn, con el objeto de tener una amplia gama de tamaños de grano y niveles de perlita para cada composición química.

Se realizaron estudios metalográficos, midiendo tamaño de grano, porcentaje de perlita y microdureza en todos los casos.

Con estos datos se llevó a cabo un estudio estadístico que arrojó una correlación entre los parámetros permitiendo formular una ecuación ajustable a este tipo de aceros que puede utilizarse como base para aceros con agregado de microaleantes.

MATERIAL Y METODO EXPERIMENTAL

Material utilizado

En la tabla 1 se detalla la composición química de los distintos aceros analizados y los espesores correspondientes a las chapas tomadas en estudio.

Tratamiento térmico

Con cada tipo de acero se prepararon 7 probetas, las que fueron tratadas térmicamente según indica la tabla 2.

Análisis metalográfico

Todas las probetas fueron analizadas metalográficamente, midiendo tamaño de grano según el método ASTM, norma E112 y el porcentaje de perlita por conteo de puntos en una grilla calibrada.

* Miembros del Grupo de Investigación Metalurgia Física de la Facultad Regional San Nicolás. Universidad Tecnológica Nacional.

Microdureza

El ensayo de microdureza se realizó en un microdurómetro Vickers utilizando una carga de 400 gramos.

Las mediciones se efectuaron en el centro del espesor y tomando entre 10 y 20 improntas por probeta.

RESULTADOS

Los valores de tamaño de grano y porcentaje de perlita obtenidos se reúnen en la tabla 3.

En la figura 1 se ven graficados los resultados de microdureza en función del tamaño de grano, mostrando una relación típica entre estos parámetros.

Análisis estadístico

Con los resultados obtenidos se realizó una correlación estadística que arroja los valores de los coeficientes de la siguiente ecuación :

$$(1) H_v = 48.5 + 27.2 Mn + 77.3 Si + 0.6 Per + 8.1 d^{-1/2}$$

Donde: Mn: porcentaje de Manganeso

Si: " " Silicio

Per: " " Perlita

d: tamaño de grano

En la figura 2 vemos graficados los valores de microdureza calculados con la aplicación de esta ecuación (H_{vc}), versus los valores reales medidos en el ensayo de laboratorio (H_{vr}).

Este tipo de análisis de interrelación entre parámetros puestos en juego en distintas condiciones permite hacer alguna predicción acerca de las propiedades esperables en cada situación.

Varios autores han formulado expresiones de este tipo, especialmente para el cálculo de tensión de fluencia (σ_f), basadas en la relación básica:

$$(2) \sigma_f = K + \sigma_s + K_y d^{-1/2}$$

Donde: K y K_y : constantes

σ_s : incremento de σ_f por solución sólida

d : tamaño de grano

Como es esperable, dada la relación estrecha entre dureza y tensión de fluencia la ecuación derivada del análisis estadístico realizado en este trabajo es del tipo de la (2).

CONCLUSIONES

Como se dijo al comienzo estos resultados servirán de base para el estudio de precipitación en aceros microaleados.

La ecuación básica formulada en este trabajo, del tipo :

(3) $Hv = K' + Hvs + Ky' d^{-1/2}$; servirá como dato orientativo en la búsqueda de una nueva expresión en la que intervendrá un término adicional que tenga en cuenta la influencia del estado de precipitación (Hvp):

$$(4) Hv' = K' + Hvs + Ky' d^{-1/2} + Hvp$$

De este modo podría llegar a conocerse el estado de precipitación de un acero microaleado mediante un simple ensayo de dureza y obtener así un camino orientativo en la predicción de sus propiedades.

TABLA 1

Acero	C	Mn	Si	P	S	espesor
A	0.13	0.50	0.09	0.010	0.010	6.15
B	0.13	0.83	0.09	0.023	0.024	6.51
C	0.17	0.99	0.06	0.020	0.019	6.44
D	0.17	0.44	0.07	0.010	0.011	6.65
E	0.15	0.55	0.23	0.014	0.017	12.59
F	0.05	0.32	0.003	0.010	0.024	12.13
G	0.19	0.70	0.086	0.014	0.022	20.58

TABLA 2

Tratamiento	Temperatura	Enfriamiento
1	sin trat.	sin trat.
2	1000°C	aire
3	1000°C	horno
4	950°C	aire
5	950°C	horno
6	850°C	aire
7	850°C	horno

TABLA 3

Acero	Perlita[%]	$d[\text{mm}^{-1/2}]$	Hv400	Acero	Perlita[%]	$d[\text{mm}^{-1/2}]$	Hv400
A1	12.2	8.76	150.3	D5	12.4	4.19	124.4
A2	10.6	5.46	125.1	D6	13.1	8.98	141.5
A3	15.2	5.14	107.7	D7	12.4	7.43	118.9
A4	7.8	5.30	132.2	E1	17.3	8.86	176.0
A5	16.8	5.31	109.1	E2	8.2	6.19	143.7
A6	10.5	7.21	134.7	E3	9.6	3.89	120.0
A7	18.7	6.53	112.4	E4	12.2	6.08	139.5
B1	6.2	10.07	177.2	E5	10.7	3.82	107.0
B2	12.6	6.73	158.8	E6	20.2	6.77	143.4
B3	15.1	5.63	128.0	E7	10.7	6.13	114.2
B4	12.6	6.64	138.3	F1	5.7	7.15	147.7
B5	9.9	5.62	128.6	F2	4.4	7.13	120.0
B6	13.6	6.73	152.5	F3	6.0	6.75	101.7
B7	11.5	7.36	131.9	F4	3.0	7.24	101.6
C1	19.2	8.50	169.3	F5	3.4	5.23	91.6
C3	21.1	5.91	124.3	F6	3.1	7.61	114.6
C5	25.8	9.15	157.3	F7	4.3	6.40	98.0
C7	25.5	7.31	153.4	G2	11.6	6.51	140.0
D1	20.4	9.02	172.9	G3	10.9	5.37	123.9
D2	25.5	5.71	137.7	G4	12.9	6.35	144.7
D3	13.2	4.20	115.0	G5	17.5	5.68	142.0
D4	12.8	5.68	138.0	G6	15.4	9.46	139.4
				G7	18.3	7.28	130.3

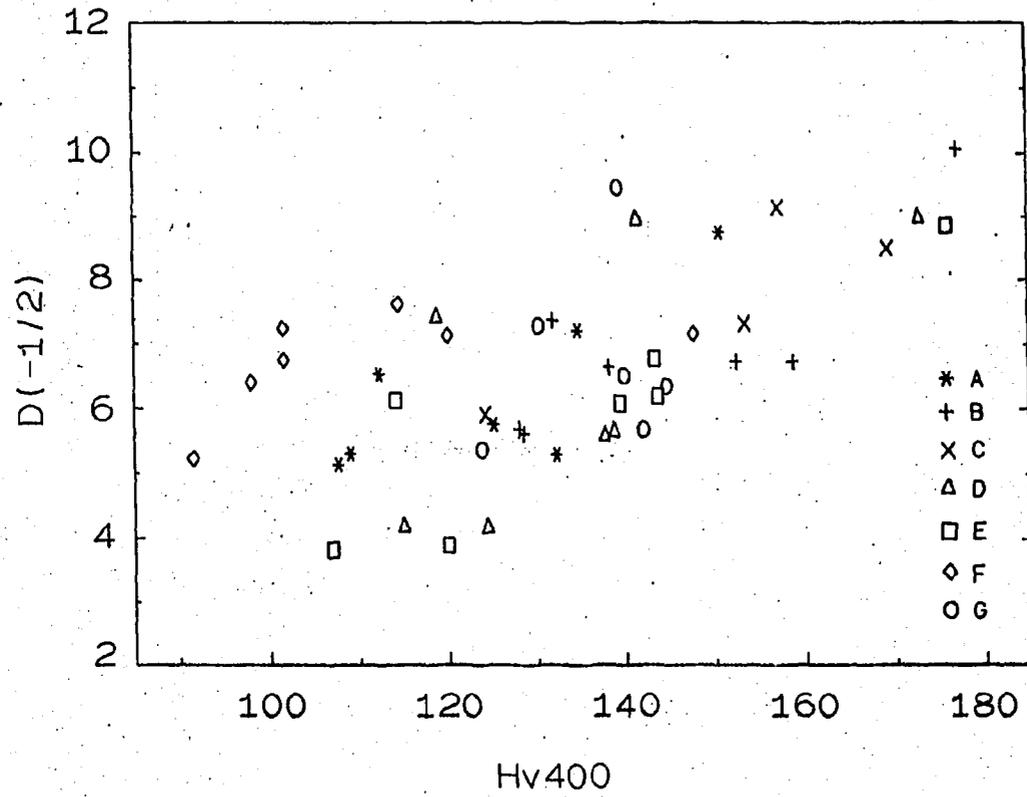


fig. 1

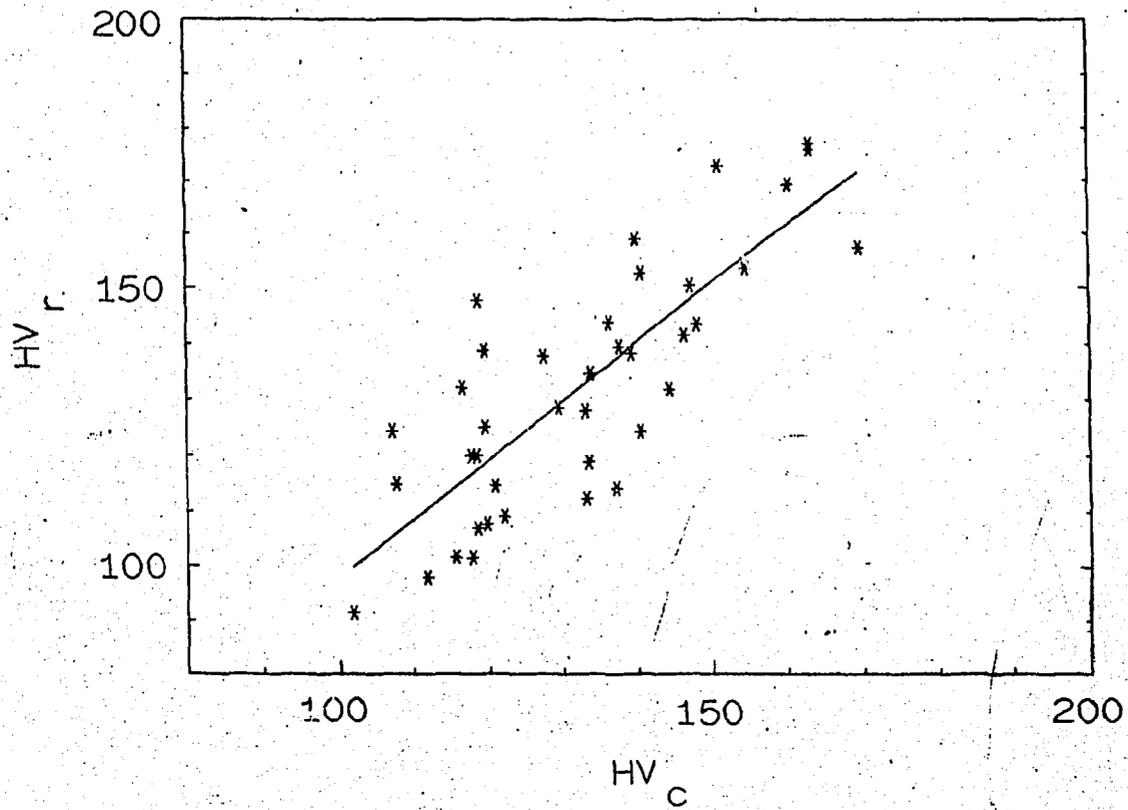


fig. 2.

EFFECTO DE LA DEFORMACION PREVIA POR TERMOFLUENCIA EN LA RELAJACION DE
TENSIONES DE ACEROS DIN 1.4914 y 1.4970

R. Tinivella, C. Ciccutti y G. Botteri.¹

En este trabajo se analiza el comportamiento de los aceros inoxidables DIN 1.4914 y 1.4970 en ciclos repetidos de relajación de tensiones después de diferentes fracciones de vida consumidas en termofluencia.

DIN 1.4914. Las probetas fueron recocidas a 1075 °C durante 30min en vacío y envejecidas, también en vacío, durante 2hs a 700°C. Las probetas se cargaban a la tensión nominal $\sigma_m = 255\text{MPa}$ y una vez consumida la fracción de vida deseada se dejaban relajar durante 300s, se recargaban a la tensión σ_m y se dejaban relajar nuevamente, etc., completándose así 20 ciclos de relajación de tensiones y recargándose finalmente la probeta hasta la rotura. El volumen de activación V^* varía para este material aproximadamente como

$$\frac{V^*}{b^3} = \alpha - \beta e^{-\gamma x} \quad (1)$$

siendo b el vector de Burgers, $\alpha=46,37$, $\beta=22,32$, $\gamma=-0,18$ y x el número de ciclo considerado, con bastante independencia de la fracción de vida t_r consumida en termofluencia, que solo contribuye con una constante aditiva, ya que $\alpha=43$ para $t_r=0$, 48 para $t_r=0,48$ y 49 para $t_r=0,53$. Si bien por razones prácticas no pudieron analizarse probetas para valores mayores de t_r pareciera que V^* tiende a un valor asintótico de alrededor de $50b^3$. La velocidad de deformación es bien decrita en base al modelo propuesto por Johnston y Gilman /1/

$$\dot{\epsilon} = \dot{\epsilon}_0 \left(\frac{\sigma^s}{\sigma^*} \right)^m \quad (2)$$

donde $\dot{\epsilon}$ y $\dot{\epsilon}_0$ se relacionan con la densidad de dislocaciones móviles ρ y su velocidad promedio v a través de la relación de Orowan $\dot{\epsilon} = \rho v b$. El análisis de la evolución de $\dot{\epsilon}_0 b^{-1} = \rho_0 v_0$ con el ciclo de relajación considerado para diferentes valores de t_r no permite sacar mayores conclusiones dado que se suma al hecho de tratarse de un producto la

¹ Grupo de Investigación "Metalurgia Física", Universidad Tecnológica Nacional, Centro de Investigaciones Tecnológicas, Facultad Regional San Nicolás.

gran dispersión en los valores de m^* si se ajustan como parámetros independientes; sin embargo una regresión de los valores de m^* indicaría una tendencia linealmente creciente entre 7 y 12 lo que sugiere un reanálisis de los datos asignando a m^* valores pre-estimados. Para $t_r=0$ se observa un valor muy alto de ϵ_0 lo que debe atribuirse a una sobresaturación de dislocaciones generada por la fuerte deformación plástica, casi instantánea, producida durante la carga inicial y que decrece luego aproximándose a los valores de equilibrio propios de las velocidades de deformación en juego

DIN 1.4970. Se utilizaron probetas solubilizadas 30min a 1100 °C en argón, deformadas en frío un 17% y envejecidas durante 2h a 800°C en argón. Los ensayos fueron similares a los descriptos para el acero anterior excepto que sólo se realizaron 15 ciclos de relajación de tensiones a 800°C y que la máxima tensión utilizada en este caso fue $\sigma_m = 180$ MPa. La deformación plástica de este material se describe también en forma ajustada mediante el modelo de Johnston y Gilman (ec.2.). Los valores del volumen de activación correspondientes (divididos por b^3) no presentan variaciones detectables por sobre la dispersión típica de los mismos. Del mismo modo los valores de $\rho_0 v_0$ no permiten conclusiones sobre la evolución de la densidad de dislocaciones móviles aún cuando en este caso m^* se mantendría constante alrededor de un valor de 12, independientemente de la deformación plástica previa y del ciclo considerado. Para valores altos de t_r (0,9) se observa un fuerte incremento en el valor de $(\rho_0 v_0)$ atribuible a un crecimiento de ρ_0 ya que aunque el ensayo se realizó a la temperatura de envejecimiento lo que puede dar lugar a que haya aún crecimiento de los precipitados con disminución de solutos no es razonable tan grande aumento de la velocidad promedio de migración, análisis que es avalado también por la constancia del volumen de activación

Referencias

- /1/ W.G. Johnst y J.J. Gilman, J. Appl. Phys. 30, (1959), 129.
- /2/ V. I. Dotsenko, Phys. Stat. Sol. (b) 93, (1979), 11

Agradecimientos: Al Convenio Argentino-Alemán para la Cooperación en la Investigación Científica y el desarrollo Tecnológico, al Proyecto Multinacional de Metalurgia y Tecnología de Materiales OAS-CNEA y al Centro de Investigaciones Tecnológicas de la UTN.

EL CONCEPTO DE CAMBIO DE PASO DE DEFORMACION APLICADO A LA COMPARACION DE TEXTURAS DE DEFORMACION EN CORTE SIMPLE Y CORTE PURO.

R. E. Bolmaro* y U. F. Kocks**.

El concepto de cambio de paso de deformación ha sido invocado en numerosas oportunidades para explicar diferencias entre diversos tipos de deformación y de texturas resultantes [1]. Entendido como una modificación del cociente entre la componente de corte y la componente de extensión pura, es equivalente a aceptar que no existe cambio de paso cuando el sistema de ejes principales de velocidades de deformación se mantiene inmóvil. Este criterio es incapaz de distinguir, por ejemplo, entre las texturas de deformación en corte simple (torsión) y corte puro (laminado o deformación plana bidimensional). En ambas el mencionado sistema de ejes se mantiene inmóvil en el espacio y es preciso acudir a la componente antisimétrica del gradiente de velocidades como única posible diferencia entre ambos tests. Por otro lado una deformación de corte puro, con el sistema de ejes principales rotando continuamente, produce una textura esencialmente diferente al caso en que estos ejes permanezcan quietos, aún cuando en ambos casos la componente antisimétrica es nula. En esta presentación se enuncia un criterio innovador de cambio de paso de deformación que tiene en cuenta ambas variables [2]. El concepto de velocidad de rotación relativa es introducido e ilustrado con simulaciones y experimentos de laminado y torsión en cobre policristalino. El mismo da cuenta de las diferencias entre ambos tests y produce una herramienta de interpretación útil para el estudio de modos de deformación complejos y de resultados en materiales multifásicos. La figura de polos [111] correspondiente a corte simple presenta una simetría menor que la de corte puro, debido a la menor simetría del test (Figs. 1 a) y b)). Algunas componentes han sido totalmente despobladas de orientaciones, en beneficio de otras. Al mismo tiempo la intensidad de la textura es menor debido al continuo cambio de paso de deformación. A una deformación equivalente de Von Mises de 2.00 el parámetro de severidad calculado es de 1.14 para torsión y de 2.0 para laminado. En las figuras de polo obtenidas por simulación el mismo parámetro tiene valores de 1.5 y 2.2 respectivamente (Figs. 2 a) y b)). El cambio de paso de deformación es definido respecto de un sistema de ejes que gira con el material promedio con una velocidad de rotación dada por la parte antisimétrica del gradiente de velocidad. Esta velocidad de rotación relativa está dada por la diferencia entre la velocidad de rotación de los ejes principales de la velocidad de deformación y la componente antisimétrica del gradiente de velocidad. Este parámetro es nulo para el caso de corte puro y, dividido por la deformación equivalente de Von Mises, tiene un valor de $\sqrt{3}/2$ para corte simple. Esta definición de cambio de paso de deformación no es totalmente independiente del modelo adoptado para simular la reorientación cristalina. Otras propiedades u otros modelos de simulación deben adoptar diferentes definiciones de cambio de paso. En tanto, y en el marco del modelo utilizado, esta velocidad de rotación relativa se presenta como un parámetro apto para predecir la intensidad de texturas en forma cualitativa.

CUB80-2 6/13/88 permuted, Rot. 45.0 degs.
pole figures min= 1; max= 648; median= 180;

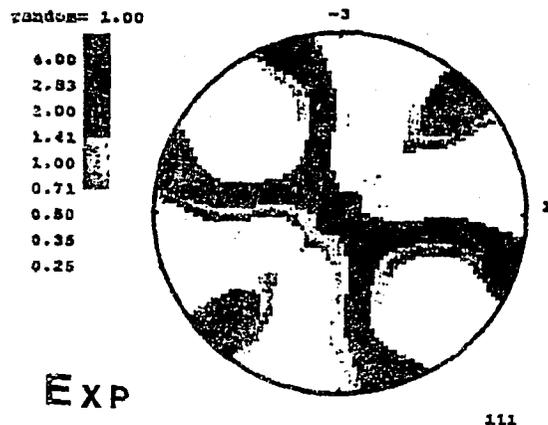
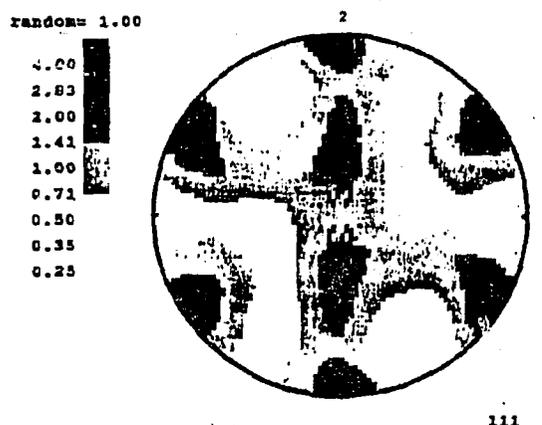


Fig 1

a)

mscs20 July 27, 87 13 WINV iters to RP= 1.6
pole figures min= 31; max= 298; median= 121;



b)

PURE SHEAR

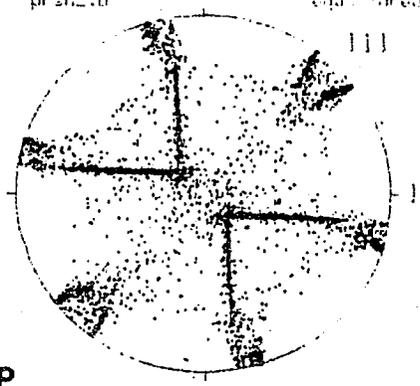
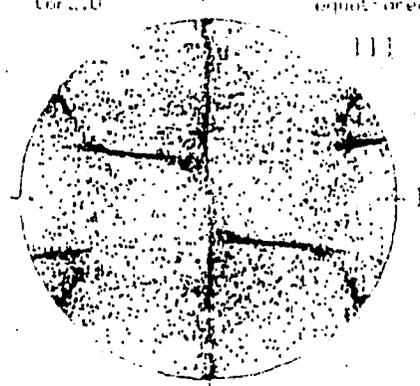


Fig. 2

a)

SIMPLE SHEAR



b)

REFERENCIAS

1.- T. Takeshita, U. F. Kocks and H.-R. Wenk, Acta Metall., **37**, 2595 (1989).

2.- R. E. Bolmaro and U. F. Kocks, Remitido para publicación a Scripta Met.

*I.F.I.R., CO.N.I.C.T.- U.N.R., Bv. 27 de febrero 210 bis, Rosario, Argentina.

** Center for Material Science, Los Alamos National Laboratory, Los Alamos, U.S.A..

Trabajo cofinanciado por el CONICET de la República Argentina y el Departamento de Energía del Gobierno de EE.UU.

ESTUDIO DEL COMPORTAMIENTO DE FUNDICIONES NODULARES TRATADAS ISOTERMICAMENTE
(ADI) BAJO CONDICIONES DE DESGASTE ABRASIVO SEGUN NORMA ASTM G 65/80

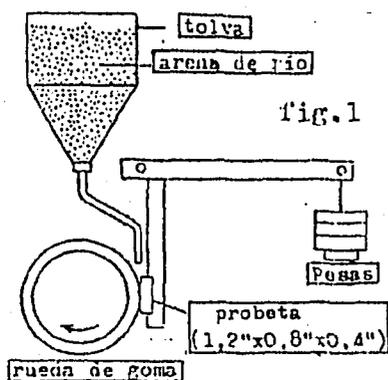
M. Martínez Gamba*, J. García*, H. Dall'O**

Introducción

La División Metalurgia cuenta con varios grupos de trabajo abocados al estudio del comportamiento de las ADI. El objeto de este estudio es analizar el comportamiento de las ADI bajo los efectos de desgaste por abrasión. El material se ensaya utilizando arena seca como abrasivo en una máquina de desgaste que cumple con las especificaciones de la norma ASTM G 65/80. En este ensayo el material se ve sometido a condiciones de trabajo muy severas y se comprueba la no correspondencia entre dureza y resistencia al desgaste.

Metodología Experimental

El mecanismo de desgaste consiste en un flujo de arena seca que es arrastrado tangencialmente entre la probeta y una rueda de goma (fig.1). El flujo de arena es constante y su caudal es de 250 gr/min. Como abrasivo se utiliza arena de río



de granulometría 50/70. La rueda de goma gira a -- 200 rpm, impulsada por un motor trifásico de 1 HP. La probeta a ensayar va situada en un porta-probeta perteneciente a un sistema de brazo de palanca mediante el cual se logra la aplicación de una -- fuerza constante entre probeta y rueda de goma. La tasa de desgaste se evaluó por pérdida de peso, con una precisión de 1mg. Para ello se empleó una balanza de platillo electromecánica.

La duración del ensayo fue de 4309 m lineales de abrasión por contacto entre rueda y probeta, de acuerdo al procedimiento A de la norma citada.

Se analizó el comportamiento de las ADI a dos temperaturas determinadas : (1) 280° C; con un austenizado previo a 920°C; (2) 360°C, austenizado a 880°C. Para cada una de estas dos temperaturas de austemperizado elegidas se dieron tiempos de -- austemperizado de 15', 30', 60', 90' y 120'.

Resultados y Discusión

Los resultados se presentan mediante la relación de desgaste entre el material ensayado y un material patrón. El material ensayado es una fundición tomada de --

* Alumnos Facultad de Ingeniería J.B. Justo 4302-7600 Mar del Plata - ARGENTINA

**División Metalurgia-INTEMA J.B. Justo 4302-7600 Mar del Plata - ARGENTINA

una colada industrial provista por la firma Moldifer S.R.L., cuyo tratamiento ya fue mencionado y cuya composición es C:3,21%; Si:2,92%; Cu:1,05%; Mn:0,38%; Ni:0,47%; Mo:0,2%. Como material patrón se usó un acero IRAM IAS 1045, templado y ligeramente revenido.

El flujo de arena que cae entre probeta y rueda de goma cumple una doble función, ya que aparte de ser el abrasivo que produce el desgaste, actúa como lubricante de la rueda de goma.

En la fig.2 se muestra un mapa de dureza (HRC) en función de los tiempos de austemperizado para las temperaturas estudiadas (280°C y 360°C). La fig.3 muestra una relación E (resistencia al desgaste) en función de los tiempos de austemperizado. Se define E como la relación entre la pérdida de masa del material patrón y la pérdida de masa del material ensayado.

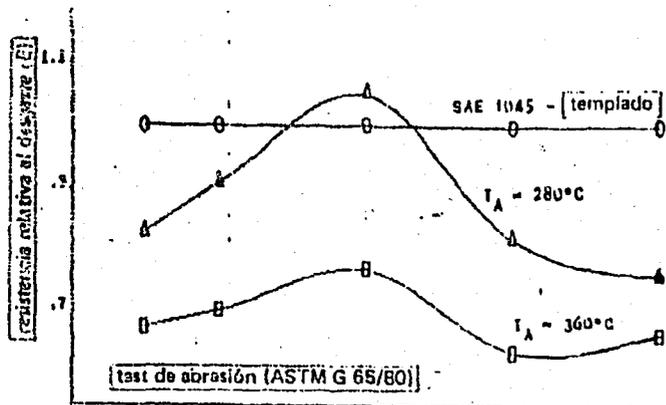
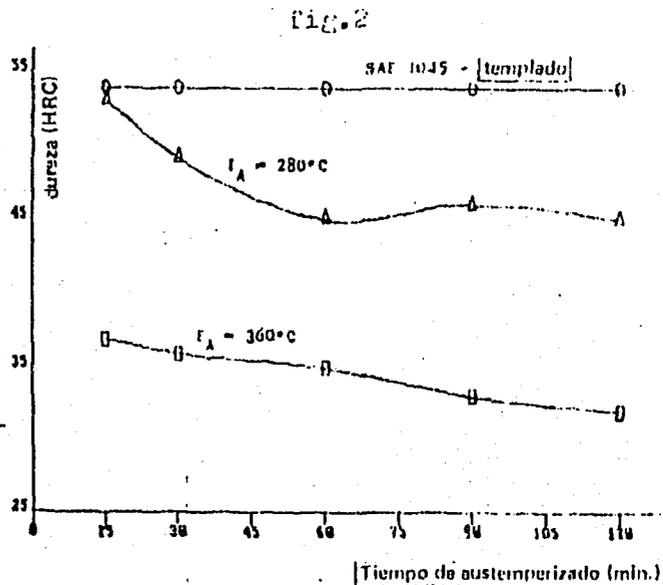


fig.3



Conclusiones

Se observó:

-La tasa de desgaste de cada muestra, para este tipo de desgaste abrasivo en seco, no es proporcional a la dureza del material. Este resultado contradice la suposición generalizada de proporcionalidad entre desgaste y dureza.

-Para iguales tiempos de austemperizado las muestras 920°C-280°C poseen una tasa de desgaste menor a las de 880°C-360°C.

-La muestra 920°C-280°C/60' posee una tasa de desgaste menor a la de un acero 1045 templado. Este es un resultado muy importante que abre campos de utilización a las ADI frente a los aceros.

Referencias Principales

- 1- Standard practice for Conducting dry sand/Rubber wheel abrasion tests. ASTM. Designation G 65/80; 1980.
- 2- Source book of wear control technology. ASM; 1978.
- 3- Desarrollo de un método para evaluar el comportamiento al desgaste de metales. R. Dommarco, H. Ortiz, J. Sikora; 1988.
- 4- Estudio de algunas variables operativas en un ensayo de erosión-abrasión de metales. R. Dommarco, H. D'allo, H. Ortiz; 1989.
- 5- 1° and 2° International Conference of ADI; 1984 y 1986.

RESISTENCIA A LA ABRASION-EROSION EN ADI

R. Dommarco*, H. Dall'ò*, H. Ortiz*.

INTRODUCCION:

Las ADI (Austempered Ductile Iron) presentan un rango de variación de las propiedades mecánicas en función de las temperaturas y tiempos de mantenimiento en el tratamiento térmico. Habitualmente se intenta relacionar la dureza de una aleación con la resistencia al desgaste, esto no es siempre correcto y además el aumento por encima de ciertos valores de esta propiedad no es acompañada por un mejoramiento del resto de las propiedades mecánicas.

Este trabajo relaciona la resistencia al desgaste en un sistema tribológico definido (1,2), erosión-abrasión, con las propiedades mecánicas, tensión de rotura, resiliencia, dureza para distintos ciclos térmicos de una colada industrial de fundiciones esferoidales.

METODOLOGIA EXPERIMENTAL:

El equipo utilizado fue puesto a punto y operado según lo oportunamente publicado (1,2). Los valores de E "Resistencia al desgaste relativo", son tomados con respecto a un acero IRAM-IAS 1045 templado, (HRC = 54) promedio de dos pines en cada ensayo. El tamaño de arena utilizado, cuarcita en un 98%, es el comprendido entre los tamices 10/16. La duración de los ensayos de desgaste fue de 5 hs.

Las muestras del material a ensayar fueron obtenidas de bloques Y, según norma ASTM A-395, de una colada industrial entregada por la empresa Moldifer S.A. De las zonas prismáticas del bloque Y se mecanizaron las formas geométricas adecuadas y a posteriori del tratamiento térmico se construyeron las probetas y pines a ensayar.

RESULTADOS Y DISCUSION:

Los valores obtenidos para cada propiedad se representan en las fig. 1 a 4. Se ha evaluado el desgaste en un acero AISI D₃ (E=1,27; HRC=61), además del IRAM 1045.

Se observa en este sistema tribológico que los tiempos de austemperización en el entorno de los 60 minutos dan resultados óptimos para las temperaturas de 360° y 280°C, reproduciéndose prácticamente el valor de E para los 240° a los 120 minutos. Relacionando los resultados obtenidos con las distintas propiedades, el óptimo de resistencia al desgaste coincide con los óptimos combinados de resistencia a la tracción y resiliencia, para una determinada temperatura de austemperizado, no ocurriendo lo mismo con la dureza.

CONCLUSIONES

- Cuando existen requerimientos de desgaste, erosivo-abrasivo (3), una manera indirecta de optimizar esta característica es la de obtener los máximos de resiliencia y resistencia a la tracción combinados. El resto de los requerimientos mecánicos fijará la temperatura de austemperizado para una pieza dada.
- La dureza no es tan sensible como el resto de las propiedades a los cambios microestructurales (4) que se producen con la temperatura y los tiempos de austemperización.
- Establecer el mecanismo predominante de remoción de material en un sistema tribológico permitirá establecer las propiedades del material que deberán ser optimizadas como una etapa previa al desarrollo de prácticas de campo.

REFERENCIAS

1) Desarrollo de un método para evaluar el comportamiento al desgaste de metales.

* INTEMA. División Metalurgia. Fac. Ingeniería. Univ. Nac. de Mar del Plata.
Juan B. Justo 4302, 7600 Mar del Plata.

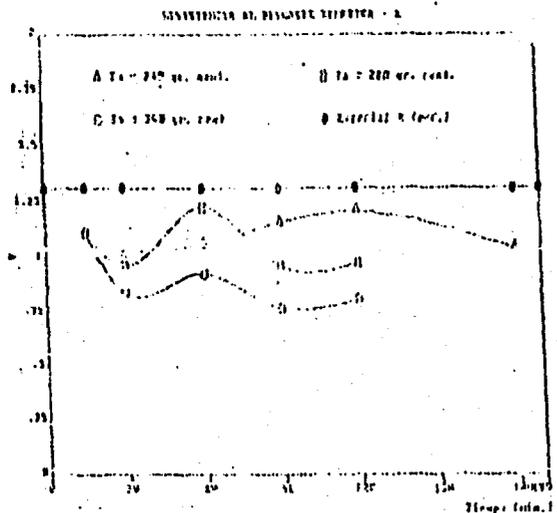


Fig. 1

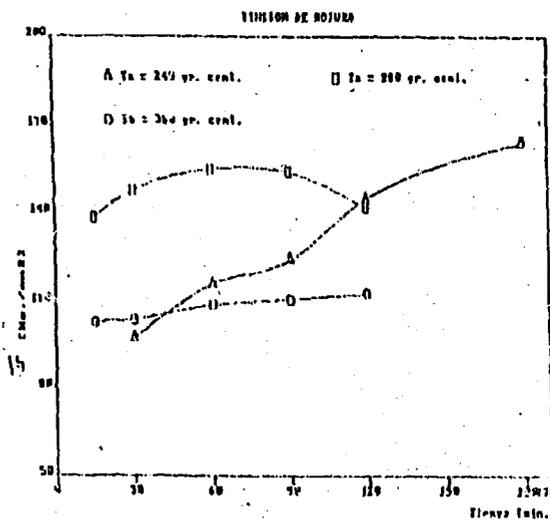


Fig. 2

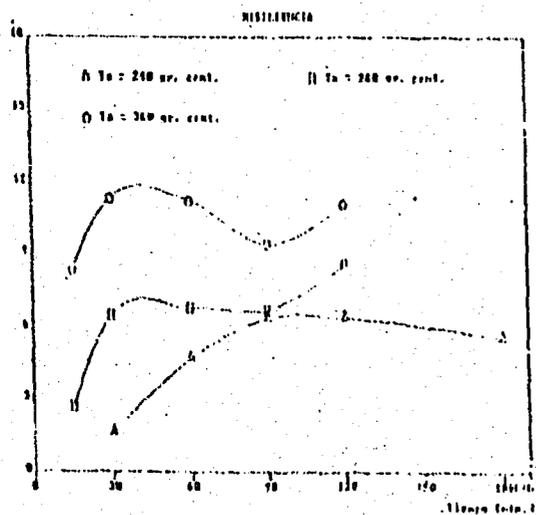


Fig. 3

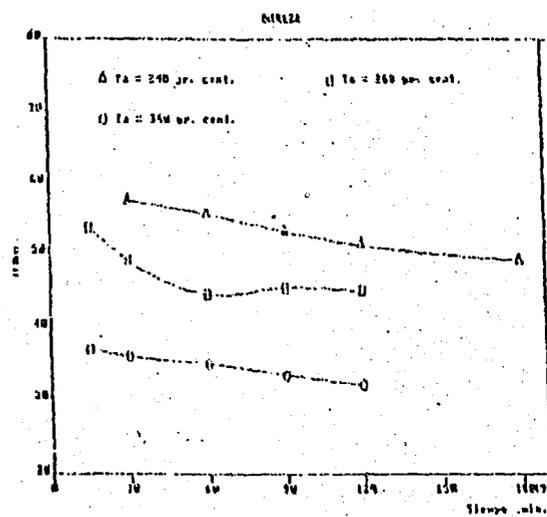


Fig. 4

Dommarco, Ortiz, Sikora. SAM '89. 2) Estudio de algunas variables operativas en un ensayo de erosión-abrasión de metales. Dommarco, Dall'O, Ortiz, SAM '90. 3) L'usure abrasive del matériau. Fisét- Huard-Can. Met.Quaterly-V.22 N°2 157-166 1988. 4) A Review of Austempered Ductile Iron Metallurgy. Goundiach-Janowak.

RELACION DE ESCALA EN DIAGRAMAS $\log \sigma - \log \dot{\epsilon}$ PARA Zry-4

A.N. Cuniberti*, A.C. Picasso.

Introducción.-

El ensayo de relajación de carga permite obtener información acerca del comportamiento plástico del material. Este trabajo muestra el estudio realizado mediante relajación de tensiones sobre Zry-4 policristalino a 293°K para verificar la existencia de una relación de escala vinculada a la ecuación de estado plástico [1].

Método Experimental.-

Se realizaron ensayos de relajación de tensiones con probetas deformadas por tracción a temperatura ambiente (293°K). La relajación fué medida a cinco niveles de deformación, $\epsilon \leq 4\%$, y distinta velocidad de extensión de las muestras en distintos ensayos. Las probetas planas de Zry-4 policristalino utilizadas fueron las descritas en [2] con un tratamiento térmico de aliviado de tensiones internas. Se trabajó con una máquina de ensayos Shimadzu Autograph DSS-10F-3 con carga de carga de 3000N.

Resultados y Discusión.-

De los diagramas carga (P) vs. tiempo (t) obtenidos se encontró que la relajación ocurre según la relación

$$\sigma = \sigma^* t^{-n} \quad (t > 0) \quad (1)$$

donde σ es la tensión instantánea, t el tiempo de relajación, σ^* es función de la tensión inicial y de la velocidad de extensión y n de la velocidad de extensión. Se observó que la contribución anelástica a la relajación decae en menos de 10s y por tanto fue despreciada.

Siendo durante la relajación $\dot{\epsilon}_t = 0$ y utilizando (1) se obtuvo la velocidad de deformación plástica verdadera ($\dot{\epsilon}_p$) en función de la tensión instantánea:

$$\dot{\epsilon}_p = a \left[\frac{\sigma}{\sigma^*} \right]^{n+1/n} - b \left[\frac{\sigma}{\sigma^*} \right] \quad (2)$$

IFINAT, Fac. Cs. Exactas, U.N.C.P.B.A., Pinto 399, 7000 Tandil.

* Recaria CIC.

A depende de la tensión inicial y el exponente n. El segundo término de (2) contempla la corrección debida a la relajación de la línea de tracción.

De acuerdo con (2) $\dot{\epsilon}_p$ disminuye con la tensión σ hasta la saturación en $\dot{\epsilon}_p = 0$, donde $\sigma = \sigma_i$, tensión interna. Se encontró que σ_i aumenta con la deformación plástica.

Los diagramas $\log \sigma - \log \dot{\epsilon}_p$ obtenidos a diferentes niveles de deformación se presentaron como una familia de curvas paralelas cóncavas hacia arriba, para todas las velocidades de extensión. Para cada familia, se verificó la existencia de una recta que une puntos de igual pendiente $\Delta \log \sigma / \Delta \log \dot{\epsilon}_p$ a partir de la condición σ/σ_i constante. Esta recta permite trasladar las curvas y superponerlas en una curva maestra, representativa del comportamiento plástico del material L11.

Conclusiones.-

- 1- El aporte a la relajación total de la línea de tracción de la máquina de ensayo utilizada es importante y fué evaluado según el modelo de Maxwell.
- 2- Para todas las velocidades de extensión existe una relación de escala que permite describir el comportamiento plástico del Zry-4 a temperatura ambiente según la teoría fenomenológica de Hart.

Referencias.-

- (1) E.W.Hart. Acta Met. 18, 599 (1970).
- (2) F.Povolo y A.J.Marzocca. J.Nucl.Mater. 97, 323 (1981).

PREVISÃO DO LIMITE DE RESISTÊNCIA PARA BARRAS DE AÇO BAIXO CARBONO
TREFILADAS COM REDUÇÕES LEVES EM UM SÓ PASSE

Adriano de Paula e Silva⁽¹⁾
Paulo Roberto Catlin⁽²⁾

1. INTRODUÇÃO

O trabalho discute a previsão do limite de resistência para barras de aço baixo carbono trefiladas em um só passe. A previsão é feita a partir do estudo da deformação introduzida na seção transversal da barra trefilada. Em virtude da deformação no trefilado ser maior que no material submetido à tração pura⁽¹⁾ é utilizado o "coeficiente de deformação redundante ϕ " para avaliar o excesso de deformação da trefilação em relação à tração pura. Para o cálculo do coeficiente ϕ é utilizada a técnica dos perfis de dureza⁽²⁾.

São feitos ensaios de laboratório utilizando-se o aço ABNT 1008. Os valores experimentais obtidos para o limite de resistência são comparados com valores obtidos por uma relação para previsão de propriedade sugerida pela literatura. São discutidas as diferenças entre os valores teóricos e experimentais.

2. RESULTADOS E ANÁLISE

A tabela a seguir mostra os valores do limite de resistência obtidos teórica e experimentalmente para as diversas reduções de trefilação e o erro relativo dos valores previstos em relação aos experimentais.

(1) M.Sc., Doutor em Metalurgia, Professor Adjunto do Departamento de Engenharia de Materiais da Escola de Engenharia da UFMG, 30110 - Rua Guaicurus, 214, Centro, Belo Horizonte, Minas Gerais, Brasil.

(2) M.Sc., Dr., Professor Adjunto do Departamento de Engenharia Metalúrgica da Escola de Engenharia da UFMG, Belo Horizonte, Brasil.

Tabela 1. Valores teóricos e experimentais do limite de resistência

C.P. Nº	01	02	03	04	05	06	07	08
GRANDEZA								
REDUÇÃO CONVEN- CIONAL r (%)	2,99	2,99	3,11	3,11	5,14	5,28	5,50	6,10
LIMITE DE RESIS- TÊNCIA PREVISTO (MPa)	387,71	387,71	388,19	388,19	396,50	397,09	398,01	400,55
LIMITE DE RESIS- TÊNCIA EXPERI- MENTAL (MPa)	402,85	401,08	397,28	387,14	402,85	410,02	405,89	409,51
ERRO RELATIVO (%)	-3,76	-3,33	-2,29	+0,27	-1,58	-3,15	-1,94	-2,19

Pelo exposto anteriormente pode-se dizer que a metodologia utilizada funciona razoavelmente bem para a previsão do limite de resistência de barras trefiladas. A técnica conduz a valores previstos do limite de resistência diferindo um máximo de 3,76% dos valores experimentais.

3. BIBLIOGRAFIA

- (1) CADDELL, R.M., ATKINS, A.G. - "The Influence of Redundant Work When Drawing Rods Through Conical Dies" - ASME Journal of Engineering for Industry, 1968, May, pp. 411-419.
- (2) BACKOFEN, W.A. - "Deformation Processing" - First Edition Addison Wesley, Reading, 1972, pp. 89-167.
- (3) CETLIN, P.R. - Propriedades Mecânicas à Tração de Barras e Arames de Seção Circular obtidos por Trefilação - Tese de Doutorado - Capítulo 6 - 1983 UFMG, Belo Horizonte, 1982.

DETERMINACIÓN "ON-LINE" DE LA TEMPERATURA MEDIA DE PLACAS LAMINADAS EN CALIENTE.

Paulo Andery (1)

Horacio Helman (2)

1. Introducción:

En el presente trabajo se presenta un procedimiento para determinación de la temperatura media de placas laminadas en caliente, para uso en los algoritmos auto-ajustables de los procesos de automatización de la laminación. Por la sencillez de los cálculos, el método puede ser empleado en las computadoras de proceso de los laminadores.

2. Procedimiento:

La determinación de la temperatura media de la placa sigue el procedimiento abajo, implementado en micro-computador:

(a) introducción de los parámetros de laminación: radio y velocidad periférica del cilindro, geometría de la placa y carga de laminación.

(b) cálculo del radio deformado, por medio de la fórmula de Hitchcock (1).

(c) determinación de la tensión de fluencia del material, en condiciones de estado plano de deformaciones, por medio de los modelos de Sims y Ekelund (1).

(d) evaluación de la temperatura media de la placa, en función de la tensión de fluencia. La relación entre tensión y temperatura está dada a través de ecuaciones constitutivas de los materiales, de la forma $\sigma=f(T, \epsilon, \dot{\epsilon})$. Fueron utilizados dos tipos de ecuaciones: una obtenida por regresión múltiple estadística y otra presentada por Shida (2), válida solamente para aceros al carbono.

En las experiencias fueron utilizados dos aceros: el acero ABNT 1080 y un acero inoxidable ABNT 304.

El acero ABNT 1080 fue sometido a pases individuales, mientras el ABNT 304 a una secuencia de 7 pases, con temperaturas entre 1200 y 1130 °C. Los valores de los parámetros de laminación pueden verse en (3) y (4).

En las laminaciones las temperaturas superficiales fueron medidas con pirómetros de radiación.

3. Resultados y Discusión:

El gráfico de la figura 1 y la tabla I muestran una comparación entre las temperaturas superficiales medidas y las temperaturas medias calculadas. La figura 2 muestra las diferencias porcentuales resultantes de la comparación de las dos temperaturas para el acero ABNT 1080.

Utilizando el modelo de Sims, la diferencia media fue de 13,6 % y con el modelo de Ekelund, de 22,4% para el acero ABNT 1080. Para el acero ABNT 304 la diferencia media fue de 20%, utilizando el modelo de Sims.

(1) Ing. Mecánico, M.Sc. (2) Ing. Mecánico y Electricista, DIC, Ph.D., Profesor Adjunto

DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA METALÚRGICA - U. F. M. G.

R. Espírito Santo, 35 - 29 andar. 30160 - Belo Horizonte/ M.G.

BRASIL

Los valores de temperatura obtenidos con las ecuaciones constitutivas no difieren mucho entre sí.

Aunque los valores calculados pueden ser considerados como una estimativa inicial de la temperatura superficial, sin embargo, el método intenta establecer valores medios de temperatura. Esas temperaturas, en iteración con otras variables metalúrgicas, serán responsables por las tensiones de fluencia que determinan los niveles de carga en cada pase. En ese sentido, los valores obtenidos son más precisos, por el hecho de que las temperaturas medias reales son superiores a las temperaturas superficiales.

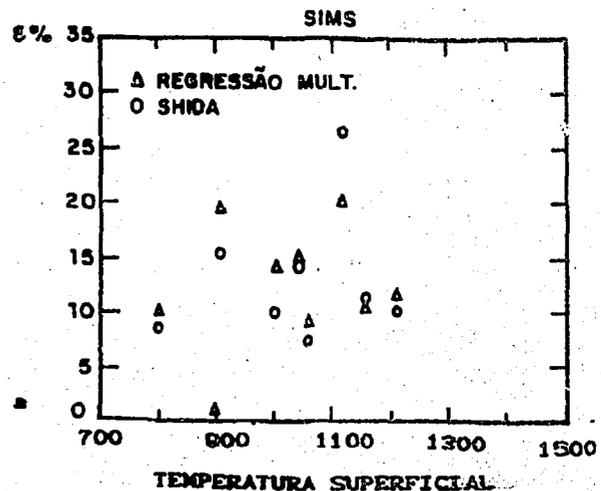
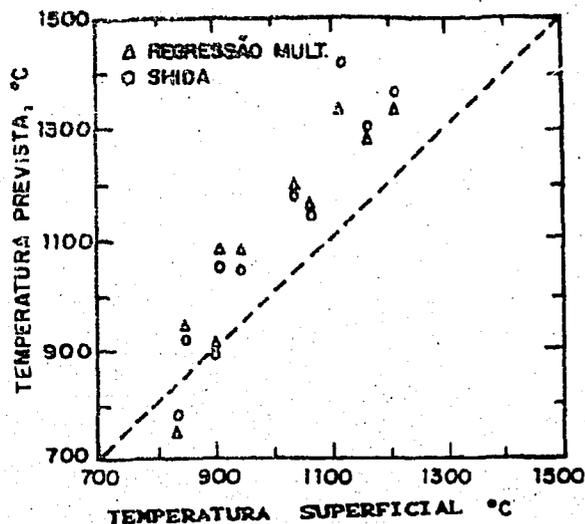
4. Conclusión:

El método se mostró eficiente en la previsión de la temperatura media de placas laminadas en caliente, y los valores pueden ser utilizados como una primera estimativa de las temperaturas superficiales de las placas. Por la sencillez de los cálculos, el método puede ser empleado en las computadoras de proceso.

5. Referencias Bibliográficas:

1. HELMAN, H. Fundamentos da Laminação de Produtos Planos. Associação Brasileira de Metais, 1988.
2. ANDERY, P. et al. Anais do IV Simpósio de Conformação Plástica dos Metais, São Paulo, 27-29 de novembro, 1990.
3. SILVA, Adonis et al. Revista Metalurgia ABM, vol 36, nº 291, 1980, p. 375-379.
4. CLARET, Ronaldo. Dissertação de Mestrado. Universidade Federal de Minas Gerais, 1979.

No	veloc. (m/min)	T _{lam.} °C	h _i mm	h _f mm	W mm	Carga kgf	SIMS		EKELUND	
							R.M.	SHIDA	R.M.	SHIDA
1	30.00	1115	20.5	12.4	206.0	72719	1346.15	1420.00	1367.87	1539.29
2	39.00	1003	7.1	5.2	206.2	77450	1161.14	1142.24	1240.10	1256.57
3	39.00	1043	7.1	5.2	206.1	68237	1109.20	1193.17	1273.18	1310.04
4	39.00	1165	20.7	12.4	210.0	95350	1288.34	1294.44	1356.04	1393.23
5	30.00	943	7.3	5.2	211.7	110084	1070.60	1049.14	1109.14	1146.82
6	49.00	910	7.0	5.2	209.1	96813	1086.48	1058.87	1177.35	1161.17
7	40.00	853	5.2	4.3	206.7	80050	941.85	926.06	1046.49	1018.33
8	40.00	835	4.1	3.7	211.7	95900	750.41	769.72	862.37	842.79
9	40.00	903	4.3	3.9	210.2	76513	913.3	896.84	1010.8	986.60
10	49.00	1210	20.8	12.4	207.0	85008	1334.39	1364.18	1390.87	1471.33



EVALUACIÓN DE LA RECRISTALIZACIÓN DE ACEROS MICROLIGADOS A TRAVÉS DE LAS CURVAS "TENSIÓN x DEFORMACIÓN"

(1) Paulo Andery (2) Ronaldo Barbosa (3) Horacio Helman

1. INTRODUCCIÓN:

En el presente trabajo fue empleado el ensayo de torsión en la simulación de una secuencia de pases de laminación de dos aceros microligados. Las curvas "tensión x deformación" son utilizadas para determinación de la temperatura de no recristalización (Tnr) y evaluación de los niveles de recristalización entre pases.

2. MÉTODO EXPERIMENTAL:

Los ensayos fueron realizados en siete pases, con las mismas deformaciones equivalentes (0,22) y temperaturas de los pases de laminación: 1150, 1075, 1000, 900, 850 y 750°C. El acero "A" tenía 0,15%C-1,42%Mn-0,031%Nb y el acero "B" 0,11%C-1,41%Mn-0,028%Nb-0,046%Ti.

Las curvas "torque x rotación" fueron convertidas en "tensión x deformación" con las ecuaciones de Fields y Backofen (1). Las tensiones medias por pase fueron calculadas con el teorema del valor medio. Detalles del procedimiento experimental son encontrados en la referencia (2).

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN:

La figura 1 muestra una curva típica "tensión x deformación" del acero A. Se nota un aumento de la velocidad de endurecimiento a partir del 4º pase, abajo de la Tnr, como consecuencia de la deformación progresiva de la austenita. La figura 2 muestra las tensiones equivalentes medias en función de la inversa de la temperatura absoluta de los pases. El cambio de inclinación de la reta representa la Tnr de ese acero. La tabla I compara las Tnr obtenidas en los ensayos con las determinadas en las laminaciones (3) o presentadas en la literatura (4).

TABLA I - TEMPERATURAS DE NO RECRISTALIZACIÓN

	Torsión	Laminación	Barbosa et al. (4)
Acero A (Nb)	937	939	929
Acero B (Nb-Ti)	933	923	926

Se observa una razonable concordancia entre los valores presentados.

En función de las tensiones de fluencia para 0,1% de deformación y de las tensiones máximas por pase fueron determinados los parámetros de ablandamiento ("softening parameters") según el método presentado por Liu y Akben (5). Valores del parámetro superiores a 80% son indicativos de recristalización total; entre 80% y 45% de recristalización parcial y abajo de 45% de no recristalización. Considerando la imprecisión existente en la determinación de las tensiones de fluencia, los valores obtenidos (figuras 3 y 4) sugieren la existencia de recristalización total después del 1º pase, parcial después del 3º y ausencia de recristalización en los dema-

(1) Ing. Mecánico, M.Sc. (2) Ing. Mecánico, M.Sc., Ph.D.

(3) Ing. Mecánico y Electricista, DIC, Ph.D.

DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA METALÚRGICA - U. F. M. G.

R. Espírito Santo, 35 - 2º andar - 30160 - Belo Horizonte/MG

BRASIL

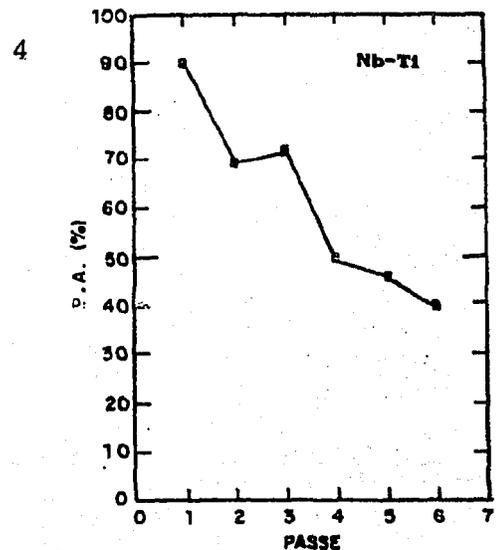
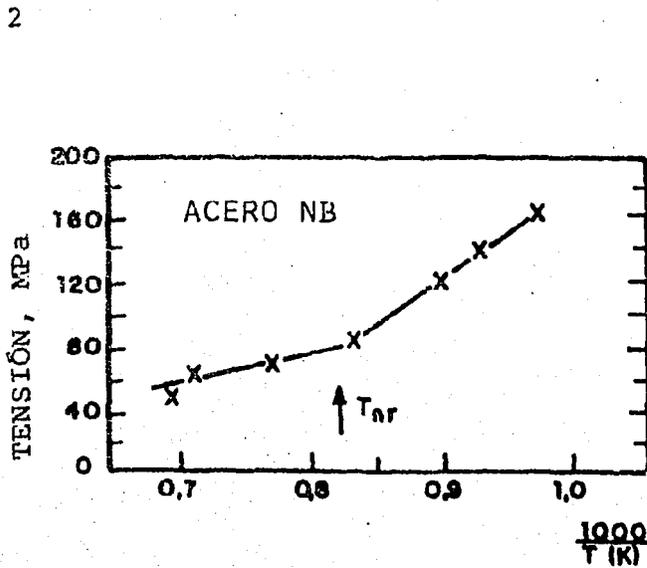
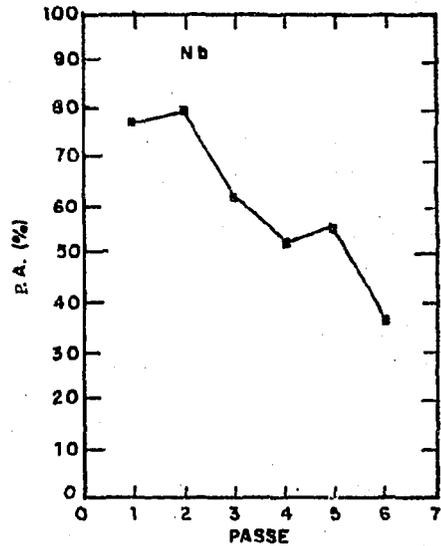
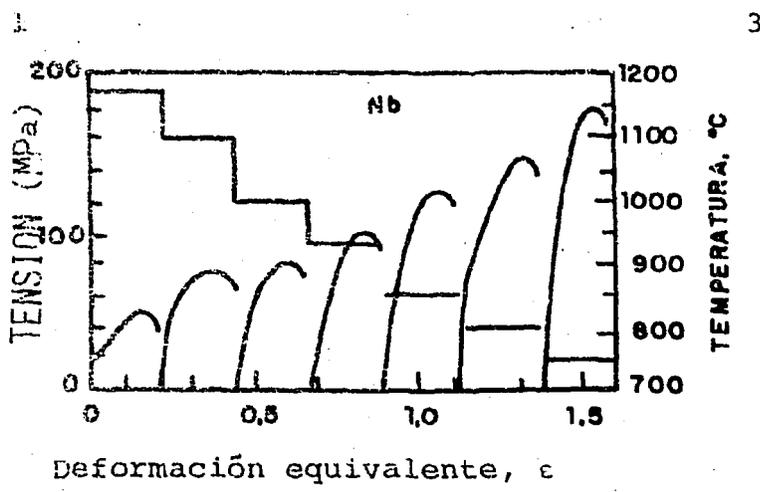
Estos resultados fueron comprobados en metalografías realizadas en probetas laminadas (3).

4. CONCLUSIÓN:

Las temperaturas de no recristalización muestran razonable concordancia con los valores obtenidos en las laminaciones o presentados en la literatura. Los valores de los parámetros de ablandamiento permitieron una evaluación de los niveles de recristalización entre los pases de torsión/laminación.

5. REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS:

1. FIELDS, D.S. y BACKOFEN, W. Proc. ASTM, 57, 1259-1281, 1957
2. ANDERY, P. et al. Anais do 45º Congresso Anual da Associação Brasileira de Metais, Rio de Janeiro, RJ, 1990.
3. SANTOS, D. et al. Anais do 9º CBECIMAT, Águas de S. Pedro, SP, dezembro de 1990 (a ser impreso)
4. BARBOSA, R. et al. Anais do INTERNATIONAL SYMPOSIUM ON PROCES., MICROSTRUCTURE AND PROPERTIES OF HSLA STEELS, 1987, p. 51-59.
5. LIU, W.J. et al. Canadian Metallurgical Quarterly, vol. 26, n.2



SISTEMA ELETRÔNICO PARA SOMA E SUBTRAÇÃO DE CARGAS EM LAMINADORES.

(1) Carmen Dea Pataro (2) Maria Penha C.V. Lana (3) Horacio Helman

1. INTRODUÇÃO

Na laminação de chapas se o material a laminar está adequadamente centrado em relação à mesa e as cargas resultantes tem distribuição uniforme, as reações nos apoios dos cilindros são iguais. Sob esta hipótese é frequente o uso de apenas uma célula de carga multiplicando-se por dois a sua indicação para obter a carga de laminação. Entretanto, desvios no posicionamento da chapa e/ou na uniformidade do material ao longo de sua largura, introduzem erros significativos nesta forma de avaliação da força de laminação.

Neste trabalho foi desenvolvido um circuito eletrônico que fornece a carga de laminação através da leitura de duas células de carga colocadas nas regiões de apoio dos cilindros.

2. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Foi construído um circuito eletrônico somador-subtrator como mostra o diagrama em blocos na figura 1. O bloco de equalização consta de um resistor variável e permite utilizar células de carga com curvas características força (t) x tensão (mv) diferentes. Os blocos referentes a sobrecarga comandam o sistema de emergência do laminador desligando-o caso a carga ultrapasse aquela admitida para as células.

O circuito foi introduzido em um rack com fontes de alimentação, condicionador de sinais e voltímetro para indicação digital de saídas. As células de carga foram ligadas a ele e tiveram suas curvas características, Força (t) x tensão (mv) levantadas para permitir ajustes nos blocos de equalização e sobrecarga.

Fizeram-se então laminações para testar o desempenho do sistema e comparar o seu resultado com aquele obtido quando se utiliza uma única célula de carga.

3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

A figura 2 apresenta resultados de laminação realizadas com medição de carga através de uma única célula (figura 2a) e do sistema somador com duas células (figura 2b). Estes diagramas mostram a variação da força de laminação, indicada pelo instrumento, com a posição da chapa ao longo da mesa dos cilindros.

Observa-se que a força independe da posição da chapa se utilizam as duas células, fenômeno que não ocorre para a medição através de uma única célula de carga. Neste caso a forte variação da força com a posição da chapa mostra que este método carece de confiabilidade a menos que a chapa esteja bem centrada e os cilindros paralelos, procedimento este de difícil obtenção em laminadores de laboratório.

(1) Eng^o Eletricista, M.Sc. (2) Eng^o Metalurgista, M.Sc.

(3) Eng^o Mecânico e Eletricista, DIC, Ph.D., Professor

DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA METALÚRGICA - UFMG

Rua Espírito Santo, 35 - 2^o andar

30160 - Belo Horizonte - Minas Gerais/BRASIL

4. CONCLUSÃO

A utilização do sistema com duas células de carga e somador se mostrou eficiente no registro das cargas em um laminador tornando independente a posição da chapa em relação à mesa dos cilindros. Além do mais a subtração dos sinais das duas células permite a detecção de qualquer desbalanço no carregamento resultante da laminação.

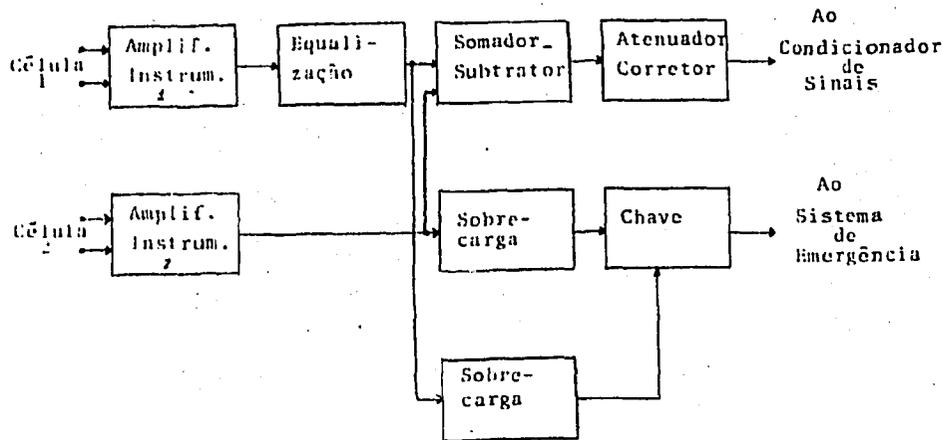


Figura 1 - Diagrama em blocos do circuito.

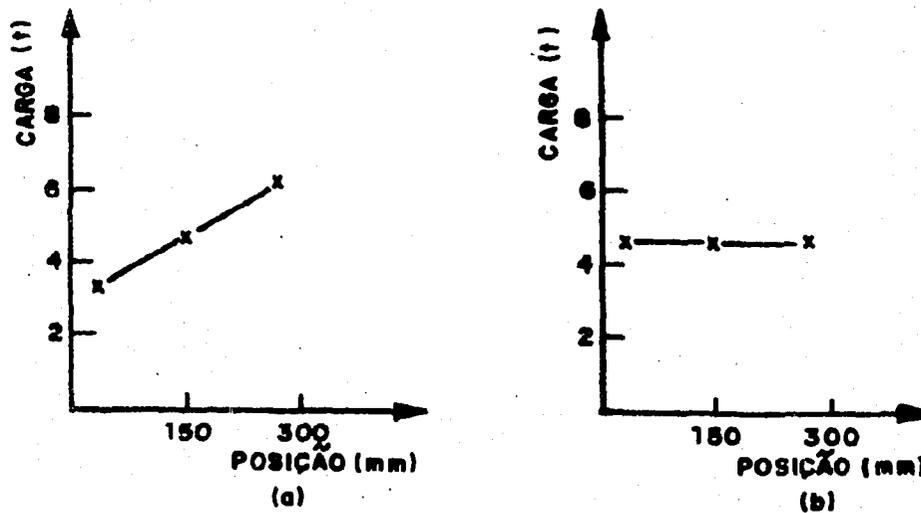


Figura 2 - Carga de laminação x posição do centro da largura da chapa ao longo da mesa do cilindro. Material: alumínio recozido (5,3 x 50 x 200) mm.

PREDICCIÓN DE DEFORMACIONES LÍMITES EN PLANCHAS DE COBRE

Cristián Vial Edwards

Pontificia Universidad Católica de Chile
Vicuña Mackenna 4860, Santiago - Chile

1. Introducción

El modelo de Marciniak y Kuczynski (M-K) (1) ha sido ampliamente utilizado para predecir el diagrama de deformaciones límites (DDL) en el sector de deformaciones positivas. Parmar y Mellor (2) observaron que la predicción del DDL con el modelo M-K depende fuertemente de la forma del límite de fluencia plástica utilizado. En este trabajo se investiga la predicción del DDL de planchas de cobre comercial 1/4 duro mediante el modelo M-K, utilizando el límite de fluencia propuesto por Hosford (3), ajustando su exponente "a" de acuerdo a resultados experimentales obtenidos en ensayos de tracción.

2. Método Experimental y Procedimientos de Cálculo

Se ensayó una plancha de cobre comercial, tipo 1/4 duro, de 0,8 mm de espesor. Tanto las deformaciones límites como la forma del límite de fluencia fueron determinadas mediante ensayos de: tracción simple (0°, 90° y 45° de la dirección de laminación), tracción con deformación casi plana (probeta tipo Wagoner (4) a 0° y 90° de la dirección de laminación) y tracción biaxial ("bulge test").

Se desarrolló un programa de computación que permitió calcular, mediante incrementos de deformación, las deformaciones límites con el modelo M-K y el límite de fluencia de Hosford:

$$R[\sigma_y]^a + P[\sigma_x]^a + RP[\sigma_x - \sigma_y]^a = P(1+R)X^a$$

donde R y P son los coeficientes de anisotropía a 0° y 90°, X es la tensión de fluencia a 0° y "a" un exponente que puede tomar valores 2, 4, 6, 8, 10 ...

3. Resultados

Los resultados se han sintetizado en las Tablas I y II y en la Figura 1.

TABLA I. Ensayos de tracción. Relación σ - ϵ : $\sigma = K\epsilon^n$

Ensayo	K(MPa)	n	R(av)	Def. Vero. emín	Lim. emax
TRAC. SIMPLE:					
0° (X0)	451.8	0.218	0.853	-0.186	0.475
90° (X90)	359.6	0.194	0.651	-0.132	0.435
45° (X45)	398.6	0.216	1.203	-0.286	0.564
TRAC. DEF. PLANA:					
0° (P0)				-0.022	0.278
90° (P90)				-0.013	0.298
TRAC. BIAXIAL (B):	445.4	0.236		0.368	0.439

TABLA II. Relaciones entre Tensiones de Fluencia

	X90/X0	B/X0	P0/X0	P90/X0
a. Obtenidas en ensayos mecánicos a igual nivel de energía de deformación.				
$\epsilon = 0.1$	0.863	0.970	1.069	0.974
$\epsilon = 0.2$	0.851	0.982	1.049	0.961
$\epsilon = 0.3$	0.844	0.989	1.039	0.954
b. Obtenidas con el criterio de fluencia de Hosford.				
$n = 2$	0.926	0.896	1.105	1.023
$n = 6$	0.975	0.964	1.102	1.056
$n = 8$	0.981	0.973	1.079	1.044
$n = 10$	0.985	0.978	1.064	1.035

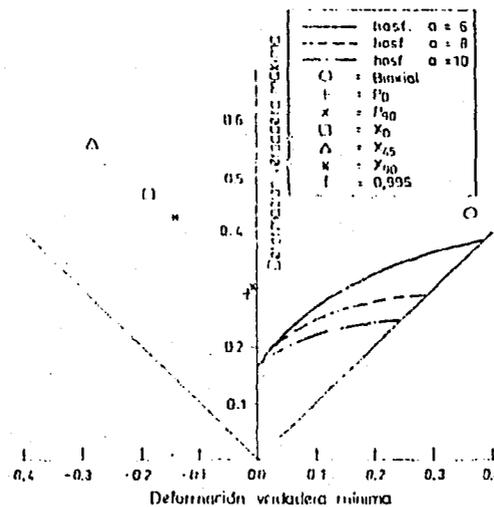


FIGURA 1. Predicciones de las deformaciones límites con el modelo M-K y el criterio de fluencia de Hosford.

4. Conclusiones

Se puede observar que la plancha presenta anisotropía en el plano. La predicción de tensiones de fluencia con el criterio de Hosford es adecuada con exponentes "n" altos (8 ó 10) en la dirección de laminación; pero esta predicción es de inferior calidad en la dirección transversal. Las deformaciones límites son considerablemente superiores a las predicciones. La predicción depende significativamente del exponente "n" el cual baja con la laminación en frío (1/4 duro), sin embargo las deformaciones límites no han disminuido correspondientemente.

5. Agradecimientos

Se agradece el apoyo del Proyecto FONDECYT 89-0673.

6. Referencias

- 1) Z. Marciniak y K. Kuczynski, Int. J. Mech. Sci., **9**, 609, (1967).
- 2) A. Parmar y P. B. Mellor, Int. J. Mech. Sci., **20**, 385, (1978).
- 3) W. F. Hosford, J. Appl. Mech., **39**, 607, (1977).
- 4) R. H. Wagoner, Metallurgical Transactions A, **11A**, 165, (1980).

RELAÇÃO ENTRE Φ E ϕ_p NA TREFILAÇÃO DE BARRAS DE COBRE

Paulo Roberto Cetlin (1)

Haroldo Béria Campos (2)

INTRODUÇÃO

Barras trefiladas deformam-se a medida que atravessam a fieira, apresentando uma maior deformação nas camadas superficiais em relação as internas [1]. Comumente calcula-se o valor médio ($\bar{\epsilon}$) dessa deformação, que usualmente é maior que a deformação externa (ϵ), e é relacionada a esta pela equação ($\bar{\epsilon} = \phi \epsilon$, em que ϕ é denominado fator de deformação redundante, definida como $\bar{\epsilon} - \epsilon$). Daí, pode-se tentar avaliar as propriedades mecânicas do material deformado heterogeneamente, visto que as mesmas seriam uma função de $\bar{\epsilon}$. Neste trabalho, avaliou-se ϕ através da técnica de perfis de dureza (ϕ_p), originalmente proposta por Backofen [1,2]. Esta deformação redundante conduz a um trabalho redundante, que neste trabalho é avaliado através da técnica de tensões de trefilação, que consiste em introduzir um fator de trabalho redundante (ϕ), como um fator multiplicativo nas fórmulas utilizadas para o cálculo da tensão de trefilação [3].

O objetivo do presente trabalho é levantar experimentalmente a relação ϕ x ϕ_p para o cobre.

MÉTODO EXPERIMENTAL

Foram trefiladas barras de cobre eletrolítico, recozidas durante 70 minutos a 550°C, através de fieiras com semi-ângulos (α) variados e ϵ entre 7,3% e 21,7% (ver tabela 1). O lubrificante utilizado foi a pasta Molykote C, e as cargas de trefilação foram registradas utilizando-se um oscilógrafo registrador Hewlett-Packard X-T modelo 680M.

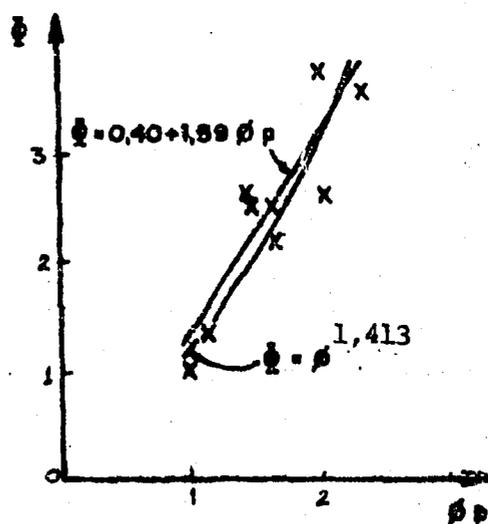
RESULTADOS

Os valores encontrados para ϕ_p e ϕ estão listados na tabela 1. O valor obtido para o coeficiente de encruamento foi $m=0,413$.

- 1) M.Sc., Dr., Professor Adjunto do Deptº de Engª Metalúrgica da UFMG.
Rua Espírito Santo, 35 - Belo Horizonte, MG, Brasil, 30.160.
- 2) M.Sc., Aluno de Doutorado, Professor Assistente da FUNREI
Rua Curupaiti, 683 - Belo Horizonte, MG, Brasil, 30.730.

Tabela 1 - Valores de Φ e ϕp

α	ϵ	ϕp	Φ	$\Phi = \phi^{m+1}$
graus	%			
2,0	21,7	1,03	1,00	1,04
4,0	17,5	1,20	1,31	1,29
4,0	8,8	1,75	2,07	2,21
19,5	16,8	1,74	2,43	2,19
24,0	21,1	1,58	2,41	1,91
9,0	7,3	2,17	2,48	2,99
14,5	12,7	1,53	2,54	1,82
24,0	10,6	2,13	3,59	2,91
19,5	8,2	2,49	3,42	3,63

Figura 1 - Relação Φ x ϕp

DISCUSSÃO

Na figura 1 estão plotados os valores de Φ x ϕp . Ajustando-se uma reta a estes pontos, encontra-se a equação

$$\Phi = -0,40 + 1,59 \phi p \quad (1)$$

Caddell e Atkins [4] relacionaram Φ e ϕ através da equação

$$\Phi = \phi^{m+1} \quad (2)$$

No entanto, estes autores [4] avaliaram ϕ através da técnica de superposição de curvas (ϕ_s). É notável o fato de esta equação prever razoavelmente bem a relação Φ x ϕp e valores bem inferiores a relação encontrada experimentalmente para Φ x ϕ_s [5].

CONCLUSÕES

- 1 - A equação linear relacionando Φ x ϕp , levantada experimentalmente, prediz valores ligeiramente superiores a equação 2 para $1,0 \leq \phi p \leq 2,3$.
- 2 - Na literatura [5], a relação entre Φ x ϕ_s , levantada experimentalmente prediz valores bem superiores aqueles preditos pela equação 2.

REFERÊNCIAS

- 1) P.R. Cetlin: ASME-J. Engr. Mat. Tech., 106, 147 (1984).
- 2) W.A. Backofen: Deformation Processing, 137 (1972).
- 3) R.W. Johnson, G.W. Rowe: J. Inst. Metals., 96, 97 (1968).
- 4) R.M. Caddell, A.G. Atkins: Inst. J. Mech. Sci., 10, 15 (1968).
- 5) P.R. Cetlin, H.B. Campos: ABM-449 Congresso Anual, 03, 189 (1989).

RESISTÊNCIA DE AÇOS MICROLIGADOS (Nb, NbV E NbVTi) DEFORMADOS A QUENTE

Ronaldo A.N.M. Barbosa¹ e Marcos D. Xavier²
 1- Departamento de Engenharia Metalúrgica da UFMG.
 2-Cia Siderúrgica Paulista (COSIPA).

INTRODUÇÃO

As austenitas dos aços microligados apresentam variações de resistências mecânicas devido a ocorrência de precipitação. Esta altera significativamente o comportamento do material deformado a quente e deve ser levado em consideração durante seu processamento.

O presente trabalho analisa o comportamento das curvas tensão-deformação (σ/ϵ) de três aços microligados industriais. As curvas de fluxo foram obtidas do ensaio de torção a quente a velocidade constante. As químicas estudadas foram aços microligados ao Nb, NbV e NbVTi. Uma análise das resistências relativas dos aços é efetuada. A comparação de resistências foi realizada através do parâmetro de Zener-Hollomon utilizando uma equação do tipo seno hiperbólico.

TÉCNICA EXPERIMENTAL

Três aços alta resistência e baixa liga (ARBL) foram utilizados nesta pesquisa. Os materiais ensaiados continham 0,022Nb, 0,036Nb-0,042V e 0,042Nb-0,054V-0,018Ti. Todos os números significam percentagem em peso.

Ensaio foram realizados em equipamento servo-hidráulico, computadorizado descrito em detalhes em trabalho anterior¹. Deformações equivalentes, ϵ , de 2.5 foram então aplicadas a temperaturas de 1100, 1000, 950, 900 e 800°C e a velocidades de deformação equivalentes constantes de 10, 1, 0,1 e 0,01s⁻¹. A temperatura de cada ensaio foi medida através de um termopar em contato físico com a amostra. O ciclo térmico imposto a cada amostra está esquematicamente mostrado na figura 1. Torque e posição angular foram transformados em valores de tensão₂ e deformação equivalentes (σ/ϵ) usando as equações de Fields e Backofen².

RESULTADOS E DISCUSSÃO

A figura 2 mostra um exemplo típico das curvas obtidas para o aço NbV. As outras químicas apresentaram comportamento semelhante. A tensão para uma deformação constante pode ser correlacionada com a temperatura e a velocidade de deformação do ensaio como se segue³:

$$\dot{\epsilon} = A' \left\{ \sinh(\alpha\sigma) \right\}^w \exp \left[\frac{-Q_{def}}{RT} \right] \quad (1)$$

Aqui A', α e w são constantes, R é a constante universal dos gases (8,31 J/(mol K)) e T é a temperatura absoluta do ensaio.

A equação (1) mostra uma linearidade para todo valor de Z (figuras 4a-c). Os valores de α e Q_{def} foram tomados da literatura^{3,4}. A inclinação das retas da figura 4 dão valores de w iguais a 6,5 para os aços estudados neste trabalho. Um valor similar de 5,3 foi também relatado na literatura³ para aços microligados ao Nb. A figura 4d mostra claramente que os aços microligados são mais resistentes quanto maior for o teor de microligantes presentes. Assim, os aços microligados ao Nb são menos resistentes que os microligados ao NbV e estes menos resistentes ainda que os que têm NbVTi.

CONCLUSÕES

- 1- Uma equação do tipo $\sinh(\alpha\sigma)$ permite um ajuste experimental de tensões, por exemplo σ_p , linear para qualquer valor de Z.
- 3- Para um mesmo valor de Z, tem-se que os aços Nb são menos resistentes que os NbV e estes menos resistentes que os aços NbVTi.

AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem à GTZ, ao CNPq e à FINEP pelo suporte financeiro e à COSIPA pelo fornecimento dos aços investigados e pela licença de mestrado de MDX durante a qual este trabalho foi realizado.

REFERENCIAS

- [1] Andery, P.R.P., Helman, H., Barbosa, R.A.N.M., Equipamento de Torção para Estudo da Conformação a Quente de Metais, In: 44^o Congresso Anual da Associação Brasileira de Metais (ABM), 24-29 de setembro, 1990. Rio de Janeiro, RJ. Anais..., vol.3, ABM, São Paulo, SP, 1989. pp.213-223.
- [2] Fields, D.S. e Backofen, W.A., Proc. ASTM, 57(1957). p.1263-1272.
- [3] Cingara, C.L. et alii., "Comparison of Calculated and Experimental Flow Curves for C and HSLA Steels", Int. Symp. on Processing, Microstructure and Properties of HSLA Steels, The Metallurgical Society (TMS-AIME), 3-5 de Novembro, 1987, Pittsburgh, PA, EUA. Anais..., TMS-AIME, Warrendale, PA, 1987. pp.91-104.
- [4] Xavier, M.D. e Barbosa, R.A.N.M., "Estudo da Deformação a Quente de Aços Microligados ao Nióbio, Vanádio e Titânio através de Ensaio de Torção. In: 45^o Congresso Anual da Associação Brasileira de Metais (ABM), 23-28 de setembro, 1990. Rio de Janeiro, RJ. Anais..., vol.2, ABM, São Paulo, SP, 1990. pp.239-269.

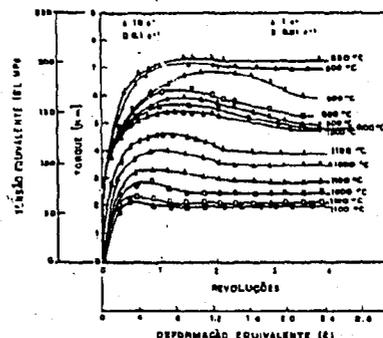
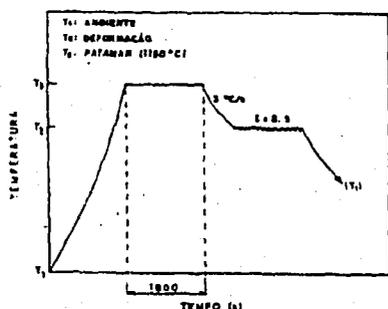


Figura 1- Representação esquemática do ciclo de aquecimento e resfriamento a que os corpos de prova foram submetidos. Figura 2- Curvas σ/ϵ para os aços que os corpos de prova foram submetidos.

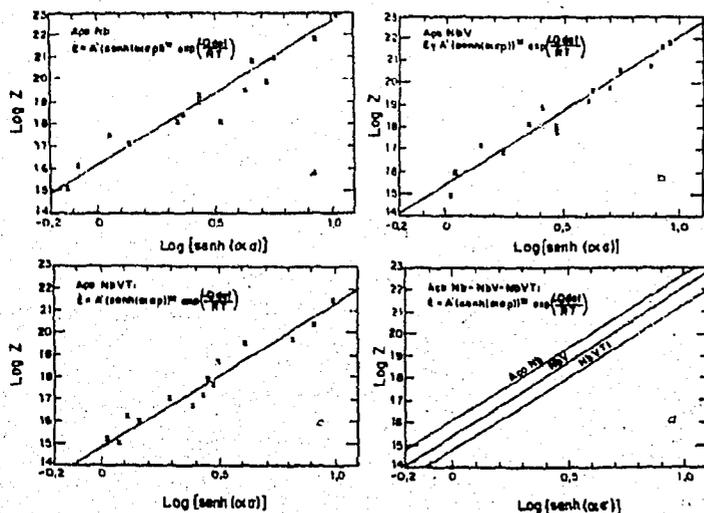


Figura 3- Efeito de Z sobre a tensão de pico ($\sinh(\alpha\sigma_p)$) para os aços (a) Nb, (b) NbV e (c) NbVTi. Comparação entre resistências relativas dos três aços deformados a quente (d).

MODELAMENTO DE CURVAS TENSÃO-DEFORMAÇÃO DE AÇOS INOXIDÁVEIS DEFORMADOS A QUENTE

Ronaldo A.N.M. Barbosa e Henrique C. Braga
 Departamento de Engenharia Metalúrgica da UFMG
 R. Espírito Santo 35-s206- CENTRO,
 30160- Belo Horizonte, MG.

INTRODUÇÃO

Curvas tensão-deformação ($\sigma \times \epsilon$) são frequentemente utilizadas em problemas de conformação mecânica de metais. Um exemplo típico é o cálculo de cargas na laminação a quente. Equações para modelamento de curvas $\sigma \times \epsilon$ já foram descritas na literatura^{1,2}. Não há porém relatos de análises de erros experimentais na determinação dos parâmetros de cada modelo. O presente trabalho mostra os efeitos de erros experimentais nas constantes dos modelos de previsão de curvas $\sigma \times \epsilon$.

MODELOS PARA CURVAS TENSÃO-DEFORMAÇÃO

Dois modelos são aqui estudados: o de Sellars¹ e o de McQueen². O modelo de Sellars pode ser descrito pelas equações abaixo:

$$\begin{aligned} \sigma &= \sigma_0 & \text{se } \epsilon \leq a\epsilon_p & \quad \text{onde} \\ \sigma &= \sigma_0 - \Delta\sigma & \text{se } \epsilon > a\epsilon_p & \\ \sigma_0 &= \sigma_0 + B (1 - \exp(-\epsilon))^m & \text{e } \Delta\sigma &= B' [1 - \exp(-k(\epsilon - a\epsilon_p)/\epsilon_p^m)] \end{aligned}$$

Aqui σ_0 é a tensão de $\epsilon=0,2\%$, ϵ_p , a deformação de pico, B, B' e C são funções do parâmetro de Zener-Hollomon, Z, ($Z = \dot{\epsilon} \exp(Q_{def}/RT)$) e a, k, m e m' são constantes.

O modelo de McQueen é dado pela equação:

$$\sigma = \sigma_p [(\epsilon/\epsilon_p) \exp(1 - \epsilon/\epsilon_p)]^c$$

O valor de c é também uma função de Z.

RESULTADOS E DISCUSSÃO

A figura 1 mostra o desempenho dos modelos aqui estudados. Os materiais estudados são aços inoxidáveis AISI 304 e 316. As linhas cheias se referem ao modelo de McQueen enquanto que as tracejadas se referem ao de Sellars. Nota-se que os dois modelos apresentam previsões idênticas até a tensão σ_p .

As grandezas ϵ_p e σ_0 são em geral de difícil medição. ϵ_p varia muito em torno de um valor médio para uma mesma curva. Isto porque a tensão σ_p é constante para uma larga faixa de ϵ e não um pico verdadeiro. σ_0 , por outro lado está na parte praticamente vertical da curva $\sigma \times \epsilon$ e portanto é de difícil determinação experimental. Felizmente, erros de medição em ϵ_p e σ_0 não afetam o desempenho do modelo de Sellars, conforme mostrado na figura 2a. O modelo de McQueen, por outro lado, é muito dependente da determinação de σ_p , como se vê na figura 2b. Mas valores de σ_p são facilmente obtidos dos gráficos tensão-deformação não apresentando grandes problemas experimentais.

A energia de ativação para deformação, Q_{def} , é a fonte de erros mais usual nas previsões dos modelos acima. Estes erros se relacionam à dependência das tensões para valores constantes de ϵ com o parâmetro Z, que é uma função exponencial de Q_{def} . Esta depende da inclinação de gráficos de variações de $\dot{\epsilon}$ com $1/T$ para σ constante. Pequenas mudanças nestas inclinações podem introduzir valores de Q_{def} significativamente diferentes. Mas como mostrado na figura 3, o valor de Q_{def} não afeta significativamente a correlação entre os

diversos níveis de tensão (σ_0 , $\sigma_{0.1}$, σ_p e $\sigma_{0.2}$).

CONCLUSÕES

1- Os modelos de Sellars e de McQueen simulam curvas $\sigma \epsilon$. Um erro relativo médio de 7 a 8% foi observado para o caso de aços inoxidáveis AISI 304 e 316.

2- Erros experimentais nas medições de σ_0 , ϵ_p e Q_{def} não afetam significativamente as previsões de curvas tensão-deformação.

AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem ao CNPq, à PRPq da UFMG e à GTZ pelo suporte financeiro desta pesquisa.

REFERÊNCIAS

- 1- Sellars, C.M., "The Kinetics of Softening Processes during Hot Working of Austenite", Czechoslovak Journal of Physics, v. B35, 1985, pp. 239-248.
- 2- Cingara, C.L., St-Germain, L., McQueen, H.J., "Comparison of Calculated and Experimental Flow Curves for C and HSLA Steels", In: Int. Symp. on Processing, Microstructures and Properties of HSLA Steels, The Metallurgical Soc. (TMS-AIME), 3-5 de Nov., 1987, Pittsburgh, PA, EUA. Anais..., TMS-AIME, Warrendale, PA, 1987. pp. 91-104.

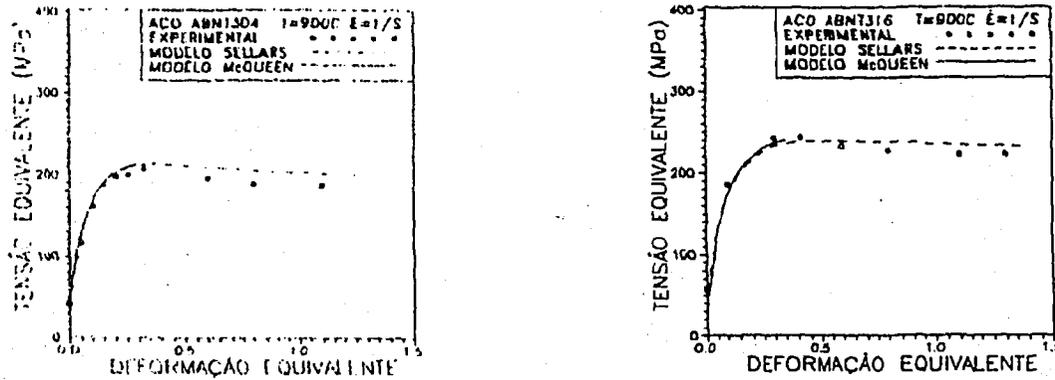


Figura 1- Representação gráfica de simulações de curvas $\sigma \epsilon$ para aços inoxidáveis austeníticos.

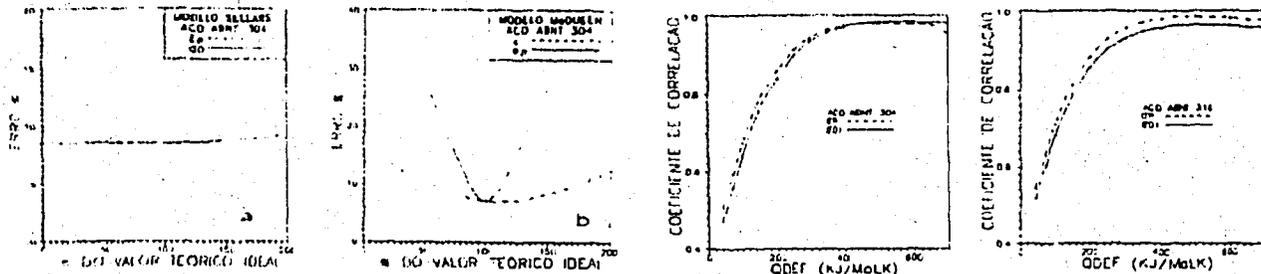


Figura 2- Efeito de erros de medição no erro relativo médio das previsões dos modelos de Sellars (a) e de McQueen (b).

Figura 3- Efeito de erros na medição de Q_{def} no erro médio das previsões dos modelos.

DEFORMAÇÃO A QUENTE DE Ti COMERCIALMENTE PURO

Ronaldo A.N.M. Barbosa¹, Henrique C. Braga¹ e Jürgen Breme²

¹- Dept.de Engenharia Metalúrgica da Universidade Federal de Minas Gerais

²- Dept.de Ciência dos Materiais, Universidade de Saarbrücken, Alemanha

INTRODUÇÃO

Os objetivos imediatos desta pesquisa são obter dados relativos à resistência a quente de Ti comercialmente puro deformado em compressão. Também é de interesse estudar o comportamento na deformação a quente de fases α e β de Ti. Adicionalmente, espera-se observar as mudanças de resistência que ocorrem na transformação de fases α - β . Os alvos finais desta investigação são a simulação de cargas de laminação a quente e o projeto de escala de passes.

TÉCNICA EXPERIMENTAL

Corpos de prova cilíndricos (diâmetro de 5mm e altura de 7,6mm) foram comprimidos. O material usado foi Ti grau 2 (Norma ASTM B265-79). As condições de compressão foram: temperaturas de 800 a 950°C, com intervalos de 25°C. Velocidades de deformação equivalentes constantes de 10⁻² a 3s⁻¹ e deformações totais de 0,8 a 1,5. O equipamento utilizado foi uma MTS servo-hidráulica controlada por computador. O aquecimento foi feito com o uso de um forno resistivo.

RESULTADOS E DISCUSSÃO

A figura 1 mostra curvas σ vs ϵ obtidas dos ensaios de compressão. Se uma equação do tipo $\dot{\epsilon} = A \sigma^m \exp[Q_{des}/RT]$ é obedecida para valores específicos de ϵ , então um gráfico de σ com o inverso de T pode ser usado para calcular as energias de ativação para Ti α e β . Os valores encontrados no presente trabalho foram de 436 e 494 kJ/mol para Ti α e β respectivamente. Adicionalmente valores de tensões podem ser correlacionados com o parâmetro de Zener-Hollomon, Z, como mostrado na figura 2a e b. Esta correlação permite que um modelo como o de Sellars seja empregado para simular curvas tensão-deformação.

As figuras 3a e b mostram a efetividade com que curvas σ vs ϵ experimentais podem ser simuladas com o modelo de Sellars. Previsões de curvas σ vs ϵ para uma sequência de passes qualquer podem então ser realizadas, como se exemplifica na figura 4a. Um outro resultado importante é a variação da tensão média para uma redução constante com a temperatura do passe. A figura 4b mostra uma comparação entre valores previstos e experimentais para tensões médias obtidas para uma deformação de 20% por passe.

CONCLUSÕES

- 1- Curvas σ vs ϵ podem ser simuladas tanto para Ti α e β empregando-se um modelo como o de Sellars.
- 2- O comportamento das curvas σ vs ϵ para Ti é tal que a variação de uma tensão média com a temperatura do passes é maior para Ti α que para Ti β .

AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem ao CNPq, à PRPq da UFMG e à GTZ pelo suporte financeiro desta pesquisa.

REFERENCIAS

- 1- Sellars, C.M., "The Kinetics of Softening Processes during Hot Working of Austenite", *Czechoslovak Journal of Physics*, v. B35, 1985, pp. 239-248.

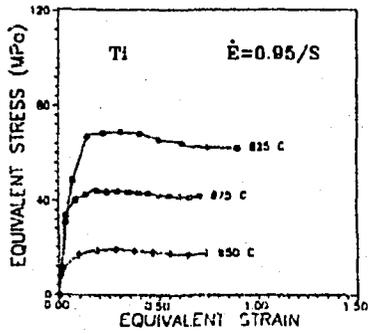


Figura 1- Curvas $\sigma \epsilon$ para Ti comercialmente puro.

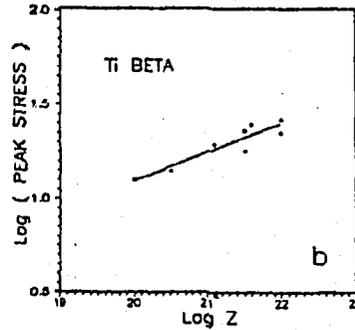
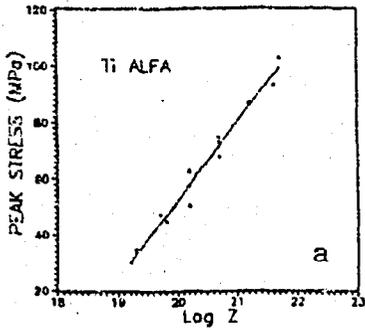


Figura 2- Dependência de σ_p com o parâmetro Z Ti α (a) e β (b).

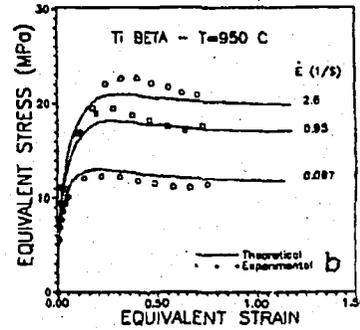
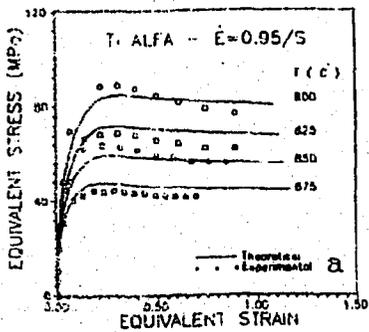


Figura 3- Comparação entre curvas experimentais e teóricas para Ti α (a) e β (b).

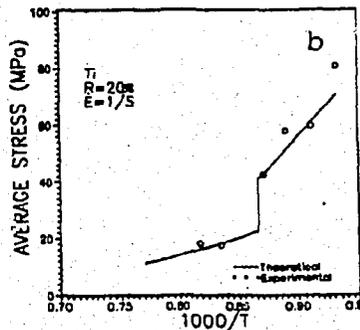
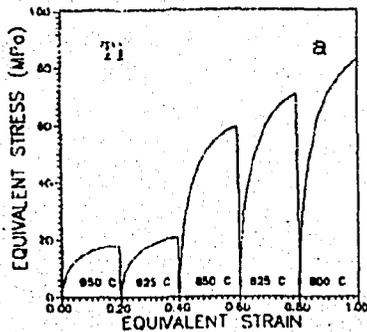


Figura 4- Previsão de curvas $\sigma \epsilon$ para uma sequência de passes (a). Dependência da tensão média para uma redução de 20% com a temperatura do passe (b).

LAMINAÇÃO CONTROLADA DE AÇOS MICROLIGADOS COM RESFRIAMENTO ACELERADO

Dagoberto B.Santos e Ronaldo A.N.M.Barbosa

Depto. Enga. Metalúrgica - UFMG; Belo Horizonte; MG - BRASIL

INTRODUÇÃO

A laminação controlada clássica utiliza o encruamento da austenita na janela de operação entre T_{nr} e A_{r3} como potencial máximo de refinamento da ferrita. Um refinamento adicional da ferrita é alcançado quando se resfria o aço na saída do laminador. ¹⁻³

O presente trabalho analisa as microestruturas e propriedades mecânicas obtidas diretamente da laminação controlada de três aços microligados (Nb ; NbTi ; NbV), inclusive com deformações na região bifásica. Aplicando-se o resfriamento acelerado na saída do laminador, obteve-se uma microestrutura trifásica (ferrita, bainita e martensita) com ferrita ultra-fina ($\sim 4\mu\text{m}$) e elevadas propriedades mecânicas, além de um escoamento contínuo.

PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

A composição química básica dos aços usados é a seguinte: C - 0.15, Nb - 0.031; C - 0.11, Nb - 0.028, Ti - 0.012; C - 0.15, Nb - 0.046, V - 0.046. O teor de manganês é 1.40% para os três aços. A figura 1 mostra os dois esquemas de laminação aplicados. O tamanho de grão γ inicial foi $130\mu\text{m}$ (Nb, NbV) e $70\mu\text{m}$ (NbTi). Através da metalografia quantitativa mediu-se as frações volumétricas e dimensões dos constituintes. Também foram medidas as principais propriedades mecânicas.

RESULTADOS E DISCUSSÃO

As tabelas 1 e 2 resumem os resultados obtidos. Como se observa as dimensões dos constituintes são da ordem de 3-4 μm . O resfriamento acelerado provoca uma redução adicional no grão ferrítico e o aparecimento de produtos aciculares. No entanto, altas resistências mecânicas foram obtidas, sem o resfriamento acelerado, através da produção de ferrita ultra-fina (sequência de 6 passes). Neste caso a TT é baixa e o AL razoável.

Segundo Sudo e Iwai ⁴, a formação de bainita nos aços bifásicos, gerando o aço polifásico, melhora a tenacidade à fratura em operações de estiramento com formação de flanges. Neste trabalho propõe-se a produção de aços polifásicos diretamente da laminação controlada, aplicando-se o resfriamento acelerado adequado.

CONCLUSÕES

1. O procedimento termomecânico mais resfriamento acelerado produziu aços trifásicos de elevadas propriedades mecânicas e escoamento contínuo.
2. Sem aplicação do resfriamento acelerado, também foi produzida uma ferrita ultra-fina de baixa TT.

REFERÊNCIAS

1. T.Tanaka. International Metals Reviews. (4): 185, 1981.
2. C.M.Sellars. Intern. Conf. on HSLA Steels '85'; ASM Intern. Beijing, 1985. 73-81.
3. A.J. de Ardo. Proc.Phys. Met. of Therm.Proc. of Steels '88'. The ISIJ, Tokyo, 1988. 20-29.
4. M.Sudo and T.Iwai. Trans. ISIJ. (23): 294, 1983.

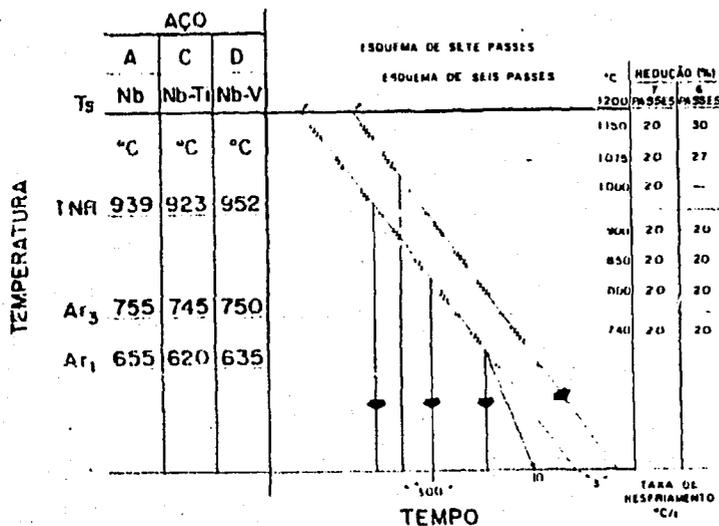


Figura 1 - Diagrama esquemático da sequência de passes aplicados neste trabalho.

Aço	Passo 1	Passo 2	Passo 3
Nb	2200° 210° 70s F=3,0s F=4,0s M=2,0s	2100° 670° 210s 120s F=2,0s F=2,0s M=2,0s	2100° 270° 70s 20s F=2,0s F=2,0s M=2,0s
Nb-Ti	2200° 170° 60s F=2,0s F=3,0s	2100° 820° 110s 50s F=2,0s F=2,0s M=2,0s	2100° 330° 80s 30s F=2,0s F=2,0s M=2,0s
Nb-V	2200° 200° 70s F=2,0s F=2,0s	2100° 620° 80s 20s F=2,0s F=2,0s M=2,0s	2100° 250° 70s 20s F=2,0s F=2,0s M=2,0s

L = Ferrita ; P = Perlitã ; B = Bainita ; M = Martensita

Tabela 1 - HV e Fração Volumétrica dos constituintes como função do nº de passe e meio de resfriamento.

Aço		Passo 1	Passo 2	Passo 3	Passo 4
Nb	LI	560	530	515	Temperatura de Transição
	LP	60	55	61	
	AL	21	17	19	
	ALxLP	13866	13055	11609	
Nb-Ti	LI	650	580	493	-105°C
	LP	66	70	57	
	AL	22	17	21	
	ALxLP	14280	13900	12054	
Nb-V	LI	570	600	547	-75°C
	LP	67	74	66	
	AL	19	14	17	
	ALxLP	12731	13840	11220	

LI - Limite de Escoamento, MPa ; LP - Limite de Resistência, MPa ; AL - Alongamento (%)

Tabela 2 - Propriedades mecânicas como função do nº de passe e meio de resfriamento.

TRATAMIENTO ISOTERMICO DE ACEROS DE ALTO SILICIO TIPO SAE 9260. (+)
Ing. J. L. Páez (*), Ing. F. Fuentes (**), Ing. A. Battagliese (***)

Introducción.

Se ha estudiado ampliamente el efecto que el silicio provoca durante la transformación isotérmica en el campo bainítico de la fundición esferoidal (ADI). El alto % de Si inhibe la precipitación de cementita por lo cual se puede obtener una matriz de ferrita bainítica y austenita retenida en determinadas condiciones de temperatura y tiempo de austemperado. Esta estructura le confiere a la fundición esferoidal excelente combinación de alargamiento, resistencia al impacto y resistencia mecánica (1,2,3,4).

El acero SAE 9262 tiene un contenido de carbono y silicio similares a la matriz de la fundición esferoidal y presenta una transformación bainítica con las mismas características (5).

Se busca determinar las propiedades mecánicas del acero SAE 9262 austemperado y compararlas con las obtenidas por templeado y revenido.

Materiales y métodos.

Se utilizaron para este trabajo barras laminadas de 12.3 mm de diámetro de un acero SAE 9262 calidad XS2 de composición: C=0,59 % Si=2,04 % Mn=0,93 % . Tamaño de grano : 8.

Se utilizó el análisis metalográfico y medición de dureza para la determinación de la estabilización de la austenita y la precipitación de cementita sobre muestras tratadas isotérmicamente en baño de sales entre 320°C y 450°C con tiempos desde 1 minuto hasta 6 horas. Austenización: 870°C - 20 minutos. Una vez determinada la "ventana" del tratamiento (6), se efectuaron los tratamientos previstos sobre probetas de ensayo de tracción con las cuales se obtuvieron el límite elástico, resistencia mecánica, alargamiento (4d) y dureza. Paralelamente se templaron en aceite 4 probetas de tracción y se revinieron en horno de circulación forzada a distintas temperaturas durante 2 horas.

Resultados obtenidos. Discusión.

Los resultados obtenidos se encuentran en la tabla. Los tratamientos de austemperados se repitieron en una segunda serie con igual permanencia salvo a 320 °C.

Para igual valor de dureza y resistencia mecánica, se ha obtenido con el austemperado a 400, 370 y 350 °C un alargamiento ampliamente superior a los obtenido por temple y revenido. La diferencia no es tan importante entre austemperado a 320°C y revenido a 460 C posiblemente por estar dentro del campo de la bainita inferior (ABDI) a pesar que algunos autores opinan lo contrario (7).

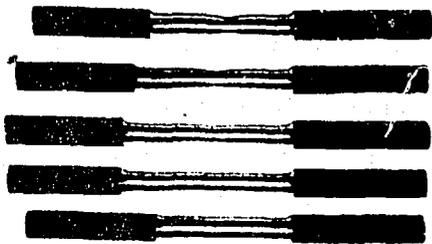
Para similares valores de límite elástico (revenido a 600°C - austemperado a 370°C y revenido a 550°C - austemperado a 350°C), se ha obtenido con austemperado mayor resistencia mecánica y más del doble de alargamiento.

(+) Investigación desarrollada en el Laboratorio de Metalografía de la Facultad de Ingeniería (UBA) con la ayudantía operativa de los alumnos Carlos Duro y Marcelo Codina.

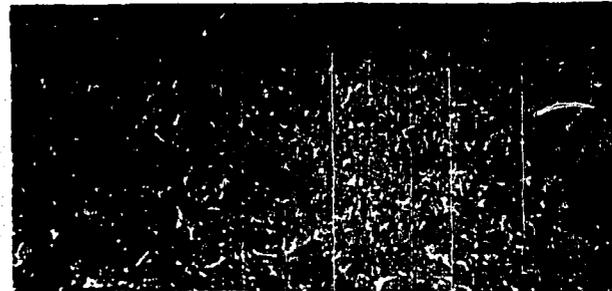
(*) Profesor de Metalurgia Física y Director de Investigación de la Facultad de Ingeniería (UBA). (**) Becario de investigación por la Universidad de Buenos Aires. (***) Director del Laboratorio de Ensayo de Materiales de la Escuela Superior Técnica del Ejército.

	Dureza (HRC)	Resistencia (Kg/mm ²)	Limite 0,2 (Kg/mm ²)	A (%)	
Revenido 600°C	36	119	104	14,4	
Revenido 550°C	42	139	124	10,8	TEMPLADO Y REVENIDO
Revenido 505°C	44	148	133	12,2	
Revenido 460°C	47	176	160	8,1	
400°C - 1 hr.	37	138	93	29,2	
370°C - 3 hrs.	42	140	108	30,5	AUSTEMPERADO 1ra SERIE
350°C - 3 hrs.	44	148	122	23,1	
320°C - 3 hrs.	47	173	146	11,9	
400°C - 1 hr.	38	132	92	32,2	
370°C - 3 hrs.	40	139	107	31,7	AUSTEMPERADO
350°C - 3 hrs.	43	151	123	21,2	2da SERIE
320°C - 5 hrs.	47	173	144	13,9	

En la foto se observa el alargamiento sufrido por las probetas de tracción austemperadas en orden creciente de temperatura respecto de una probeta sin ensayar (inferior). En la fotomicrografía se observa la microestructura formada por ferrita bainítica y austenita retenida, fundamento de la importante plasticidad lograda.



Probetas de tracción
austemperadas



Austemperado a 400°C - 1 hr: fe-
bainítica y austenita retenida
(1000 X)

Conclusión.

El tratamiento de austemperado del acero SAE 9262 revela ser útil para obtener importante límite elástico y alto alargamiento, superando los valores alcanzados con temple y revenido. Las características obtenidas lo hacen particularmente importante de aplicación para piezas como por ejemplo gancho de remolque ferroviario y afuste de cañón.

Referencias

- 1) Páez: Tratamientos isotérmicos de fundición esferoidal. Jornadas Metalúrgicas 1990.
- 2) Moore, Rouns, Rundman: Structure and mechanical properties of ADI. AFS Transactions - 1985.
- 3) Moore, Rouns, Rundman: On the Structure and properties of ADI. AFS Transactions - 1984.
- 4) M. Gagne: The influence of Mn and Si on the microstructure and tensile properties of ADI. AFS Transactions - 1984.
- 5) Le Houillier, Bégin, Dubé: A study of the peculiarities of austenite during the formation of bainite. Metallurgical Transactions vol 2, septiembre, 1971.
- 6) Park, Gundlach, Jonawak: Effect of Mn on structure and properties of ADI: a processing window concept. AFS transactions - 1987.
- 7) Sandvik, Nevelainen: Structure-property relationships in commercial low-alloy bainitic-austenitic steel with high strength, ductility and toughness. Metals Technology, junio 1981.

INFLUENCIA DE LAS VARIABLES DEL TRATAMIENTO TERMICO SOBRE LA TENACIDAD DE LAS ADI

I.A. Galarreta (h)*, G.L.Rivera*

INTRODUCCION: Las características presentadas por las fundiciones nodulares -- austemperizadas (ADI), fundamentalmente una excepcional combinación de resistencia y tenacidad, han producido una continua expansión en sus aplicaciones. Con ADI es posible el diseño de componentes con una considerable reducción de tamaño y peso.

En experiencias previas se logran alcanzar valores de resistencia al impacto de hasta 160 Joules (1,2), es decir una tenacidad similar a la que presentan las fundiciones ferríticas, pero con valores de resistencia muy superiores. Las variables del tratamiento isotérmico y la composición química, en una compleja interrelación determinarán las propiedades finales del material. Por esto, una microestructura con óptimas propiedades al impacto es difícil de lograr en procesos industriales.

El presente trabajo inicia la discusión acerca de la influencia de las variables del tratamiento de austemperizado sobre las características -- de las microestructuras obtenidas y su relación con las propiedades al impacto.

METODOLOGIA EXPERIMENTAL: Se trabajó con coladas industriales con un contenido de Si del orden del 3%, Mn 0,3%, una de ellas sin alear (col.1) y otra aleada con Mo y Cu (col.2).

Se mecanizaron probetas charpy sin entalla a partir de bloques Y de 1 pulgada. Las muestras fueron sometidas a los tratamientos térmicos que se indican en la Tabla 1. Los ensayos de impacto fueron realizados a temperatura ambiente. Se realizó análisis metalográfico.

RESULTADOS Y DISCUSION: Trabajos previos al presente muestran que las propiedades al impacto se maximizan sólo bajo ciertas condiciones particulares, y pequeñas modificaciones en las variables producen importantes disminuciones con respecto a los valores máximos alcanzados (1).

Algunos autores afirman que el porcentaje de austenita retenida es el determinante de la tenacidad de la estructura, otros en cambio hacen hincapié en la precipitación de carburos durante la transformación isotérmica. Una manera de describir el comportamiento es considerar a la tenacidad como una -- función:

Función tenacidad = FT (porcentaje de austenita retenida, microsegregación de elementos de aleación (en especial Mn, Mo), precipitación de -- carburos, morfología de la ferrita, presencia de martensita).

Los resultados obtenidos en el presente trabajo, presentados en la Tabla 1, permiten discutir los siguientes aspectos:

En la colada 1, el tratamiento previo de ferritización permitió alcanzar los valores máximos de impacto (aproximadamente 150 Joules). Las estructuras de ADI obtenidas presentan una notable homogeneidad. Si bien hasta el momento no han sido efectuados barridos con microsonda se presume que el -- tratamiento previo ha reducido los efectos nocivos de la segregación de los elementos (Mn, Si). En la colada 2, este mismo tratamiento no produjo un mejoramiento de la tenacidad, lo que hace suponer la falta de homogeneización de -- los elementos de aleación fuertemente segregados (Mo, Mn).

*Div.Metalurgia INTEMA-Fac.de Ingeniería.UNMDP.J.B.Justo 4302- 7600
Mar del Plata - Argentina.

En la colada 1 previamente ferritizada se observó un mayor porcentaje de austenita retenida en las muestras correspondientes a la temperatura más alta de austenización. Esto no se tradujo en un incremento de la tenacidad, lo que evidencia que la cantidad de austenita retenida no es el principal factor relacionado con el mejoramiento de las propiedades al impacto, como es expresado por diversos autores (1,2,3,4).

La continuación de este trabajo consiste en el análisis de los restantes factores involucrados en la función tenacidad (FT) expresada anteriormente para estructuras de ADI.

PRINCIPALES REFERENCIAS: 1) M. Shea: ADI for optimum toughness, AFS Trans., 125, 683 (1986) - 2) M. Takita: Effect of retained austenite on properties of ADI, Cast Metals, 1, 147 (1988) - 3) R. Gundlach: A review of ADI metallurgy, 1st Int. Conf. on ADI, 1 (1984) - 4) R. Voigt: ADI-Process control and quality assurance, 1st Int. Conf. on ADI, 83 (1984).-

AGRADECIMIENTOS: Los autores agradecen la colaboración del Técnico Sr. Honorio Oscar Correa.-

Tabla 1

COLADA	Trat. previo	Trat. ADI	E (J/cm ²)*
1	930-12h- enf. horno- 700-5h- aire	950-15' - 370-60'	152
		950-75' - 370-60'	138
		880-75' - 370-60'	143
1	-----	950-15' - 370-60'	113
		950-75' - 370-60'	113
		880-75' - 370-60'	113
2	930-12h- enf. horno- 700-5h- aire	950-15' - 370-60'	99
		950-75' - 370-60'	61
		880-75' - 370-60'	102
2	-----	900-75' - 360-60'	103

*.valores promedios de 4 ensayos

PROPIEDADES MECANICAS DE FUNDICIONES NODULARES PARCIALMENTE AUSTEMPERIZADAS.

J.Massone*, R.Boeri**, O.Moncada** y J. Sikora**.

Introducción:

La fundición nodular austemperizada (ADI) posee excelentes propiedades mecánicas, alcanzando valores de resistencias mecánicas entre 1000 y 1500 MPa, con alargamientos entre 12 y 2% respectivamente. Estos valores de propiedades mecánicas son relativamente fáciles de lograr en piezas de tamaño pequeño.

Cuando se desea utilizar ADI en la construcción de piezas de considerable espesor, mayor a 1", se requiere el empleo de elementos de aleación que aumenten la austemperabilidad de la fundición nodular, para garantizar que la transformación se realice en forma isotérmica en todo el volumen de la pieza. Sin embargo el uso de aleantes en proporciones elevadas es costoso y está acompañado por una importante microsegregación de dichos elementos, que no puede ser prácticamente eliminada por tratamiento térmico.

Una alternativa en la construcción de grandes piezas sería la aceptación de núcleos o centros de piezas que no estén completamente transformados isotérmicamente, sino que presenten distintas proporciones de microconstituyentes laminares (perlita) conjuntamente con ferrita acicular y austenita estabilizada. Para considerar esta posibilidad, es necesario conocer las propiedades mecánicas de estructuras parcialmente austemperizadas.

En el presente trabajo se describen las propiedades mecánicas logradas con fundiciones esferoidales aleadas, austemperizadas en redondos de 100 mm de diámetro, y se comparan con las propiedades alcanzadas en piezas austemperizadas en menor espesor pero obtenidas también de redondos de 100 mm de diámetro.

Metodología experimental:

Se procedió al austemperizado de dos redondos de 100 mm de diámetro y 350 mm de longitud, en un baño de sales fundidas a temperaturas de 280 y 360 C. La fundición nodular utilizada, aleada con bajos tenores de Cu, Mo, Ni, no tiene suficiente austemperabilidad para producir una transformación isotérmica completa.

Luego del tratamiento térmico se procedió a mecanizar probetas de tracción ASTM E8-57T del centro, radio medio y periferia del redondo.

Los resultados de los ensayos de tracción son comparados con los obtenidos

* Becario alumno- División Metalurgia INTEMA- Facultad de Ingeniería- Universidad Nacional de Mar del Plata. J.B. Justo 4302-7600 Mar del Plata. Argentina

** INTEMA - División Metalurgia.

sobre probetas de 10 mm de diámetro extraídas de redondos de 100 mm de diámetro de la misma aleación y austemperizadas bajo idénticas condiciones.

Resultados y discusión:

Los resultados de los ensayos de tracción están indicados en la tabla I.

La microestructura de las muestras presenta distintas cantidades de ferrita acicular, austenita estabilizada y estructuras laminares según sea la distancia a la periferia del redondo, tal cual se indica en la tabla anterior.

Puede observarse que las propiedades mecánicas resultantes son aún elevadas, siendo próximas a las correspondientes a las fundiciones esferoidales perlíticas de máxima resistencia normalizadas y caracterizadas sobre probetas de bloque Y de 1". Es evidente que la resistencia mecánica es menor a las de las estructuras completamente austemperizadas y a su vez los valores de deformación en todos los casos son significativamente inferiores a los que son posibles de obtener sobre piezas de menor tamaño, para la misma aleación y condiciones de tratamiento como puede verse en los valores indicados en tabla I para las probetas de bloque Y de 1" de la misma aleación y tratadas bajo idénticas condiciones.

Conclusiones:

Si bien las propiedades mecánicas de fundiciones esferoidales parcialmente austemperizadas (por efecto de tamaño de pieza o inadecuada aleación) son inferiores a las obtenidas sobre piezas de menor espesor, siguen siendo de muy interesante valor tecnológico.-

Tratamiento	Zona	Tracción		Dureza (HB 2,5)	% Aust/Ferrita
		σ_r (Kg/mm ²)	δ %		
900°-180° 360°-120°	Bloque Y 1"	112,41	11,39	316	100
	Probeta 100% Austemperizada	110,94	4,26	302	100
	Borde	88,37	2,66	325	45
	Centro	98,51	2,31	319	15
	Radio Medio	97,32	1,96	328	20
920°-180° 280°-120°	Bloque Y 1"	154,61	3,21	401	100
	Probeta 100% Austemperizada	144,83	1,09	390	100
	Borde	99,27	2,69	318	80
	Centro	104,64	2,12	325	15
	Radio Medio	105,65	1,84	337	30

DESARROLLO DE FUNDICIONES ESFEROIDALES TRATADAS ISOTERMICAMENTE (ADI)

J. Sikora*, H. Dall'O, G. Uriburu (h)**

INTRODUCCION: Durante la última década fueron realizadas en todo el mundo numerosas investigaciones sobre las fundiciones esferoidales tratadas isotérmicamente: ADI (1,2). La mayoría de los estudios fueron dirigidos al mejoramiento de las -- propiedades, ya importantes, de este tipo de material.

Hasta el presente, sin embargo, la producción de piezas de ADI fue realizada por empresas líderes, que han invertido considerables esfuerzos en el desarrollo y puesta a punto de la tecnología de fabricación. No existen en la Argentina, an -- tecedentes sobre aplicaciones hasta el momento.

El presente trabajo describe las acciones llevadas a cabo conjuntamente por la División Metalurgia del INTEMA y la empresa MOLDIFER S.R.L., para desarrollar ADI en la Argentina, con el objeto de sustituir piezas de acero. Las razones de la -- sustitución son las propiedades y el costo de las ADI respecto del acero.

METODOLOGIA EXPERIMENTAL: El plan de trabajo fue dividido en tres etapas:

1. Identificación y manejo de las variables operativas intervinientes, con el ob -- jeto de hacer óptimas las propiedades en probetas de ADI de espesores equiva -- lentes de hasta $\varnothing = 2"$.

Se estudiaron las influencias de: composición química, tamaño de pieza y tem -- peratura y tiempo de austenizado y austemperizado.

Se emplearon, al efecto, un total de 10 coladas industriales de 250Kg. cada -- una, producidas mediante métodos industriales habituales, por MOLDIFER S.R.L.

2. Desarrollo de piezas en carácter de prototipo, a fin de establecer y comparar características de comportamiento en servicio.

Hasta el momento se han producido, como prueba piloto, 1300Kg. de piezas, en -- tre ellas álabes de granalladoras, engranajes, cuerpos molidores, cigüenales de motos, levas, etc.

3. Producción industrial.

RESULTADOS Y DISCUSION: En el presente trabajo se presentan los resultados logra -- dos en las etapas 1 (concluída) y 2 (en ejecución).

* División Metalurgia INTEMA - Facultad de Ingeniería U.N.M.D.P. - J.E. Justo 4302 (7600) Mar del Plata - ARGENTINA.

** MOLDIFER S.R.L. - San Eduardo 2002 - (1702) Ciudadela - Bs.As. ARGENTINA

Para fundiciones esferoidales aleadas con aproximadamente 0,20% Mo, 1.0% Cu y 0,5% Ni fue posible establecer "ventanas industriales" adecuadas en los rangos de 280°C a 380°C de temperatura y 60 a 180 minutos de mantenimiento para la etapa de austemperizado. Las propiedades mecánicas promedio alcanzadas se ubican en los siguientes intervalos aproximadamente: tensión de rotura 1000 a 1500 MPa, deformación específica de rotura 12 a 3%, dureza 300 a 500 HB, resiliencia 120 a 50 -- Joule/cm².

En razón de las aplicaciones industriales de las piezas en estudio, fueron efectuadas diversas evaluaciones sobre resistencia al desgaste bajo distintos sistemas tribológicos, estudios de estabilidad dimensional y maquinabilidad con resultados muy satisfactorios.

Entre otras, las empresas REFRACTARIOS ARGENTINOS S.A., EMZO S.A.I.C., MAC PLAST S.A. y MOLDIFER S.R.L. están participando en las pruebas en servicio.

CONCLUSIONES: La primera etapa de este desarrollo ha resultado altamente satisfactoria, lográndose producir sistemáticamente ADI en espesores de hasta 2" con las propiedades similares a las mejores reportadas por la bibliografía. Están siendo obtenidos interesantes resultados sobre piezas prototipo en servicio, lo que ha despertado un creciente interés en diversas empresas nacionales y también de países latinoamericanos (Bolivia y Chile).

PRINCIPALES REFERENCIAS:

1. 1st Int. Conf. on ADI ASM - 1984 (23 papers)
2. 2nd Int. Conf. on ADI A.S.M.E. Gear Research Institute (39 papers)

AGRADECIMIENTO: A la totalidad del personal de la División Metalurgia del INTEMA por su directa participación en este desarrollo.

A la red Latinoamericana de Investigación y Desarrollo en Fundición y al IDRC (Canadá) por apoyar la segunda etapa de este desarrollo.

DISEÑO Y CONSTRUCCION DE UN HORNO DE SALES FUNDIDAS PARA EL TRATAMIENTO ISOTERMICO DE FUNDICIONES ESFEROIDALES.

J. Massone*, H.O. Correa**, R. Boeri**, J. Sikora**.

La ejecución de los tratamientos térmicos necesarios para el estudio de la utilización industrial de piezas de fundición esferoidal austemperizada (ADI) de gran tamaño, que actualmente desarrolla la División Metalurgia del INTEMA, hizo necesario el diseño y construcción de un horno de sales fundidas, cuya temperatura fuese rigurosamente controlada y estabilizada durante el tratamiento isotérmico.

El siguiente trabajo describe el diseño y construcción del equipo, que fue financiado por la Red Latinoamericana de Investigación y Desarrollo en Fundición, entidad patrocinada por el International Development Research Centre (Canadá), y la empresa Moldifer S.R.L.

El horno consta de un crisol rectangular de 270 dm³, cuyas dimensiones son 100 cm x 45cm x 60cm. El volumen del crisol fue parcialmente completado con 450Kgr. de sales.

La sal utilizada es una mezcla de 56% de nitrato de potasio y 44% de nitrito de sodio, con una temperatura de fusión de 147°C.

El calentamiento de las sales se realiza por medio de resistencias eléctricas dispuestas dentro del crisol. De éste modo se obtiene una eficiencia máxima, ya que todo el calor suministrado se transfiere a las sales, y resulta en la menor inercia térmica del baño líquido.

El equipo calefactor está formado por seis resistencias blindadas de acero inoxidable, de dos Kw. cada una, dispuestas en el fondo del crisol y protegidas por un enrejado de acero.

La temperatura es controlada digitalmente, verificándose en funcionamiento con continuo, oscilaciones de la temperatura prefijada de 2°C.

El sistema eléctrico emplea llaves termomagnéticas y disyuntor diferencial a los efectos de prevenir posibles accidentes por la electrificación del baño en caso de rotura de la aislación de alguna resistencia.

* Becario alumno - División Metalurgia INTEMA - Facultad de Ingeniería - Universidad Nacional de Mar del Plata. J.B. Justo 4302-7600 Mar del Plata - ARGENTINA.

**INTEMA - División Metalurgia.

Las paredes y tapas del horno están construidas en aluminio y acero inoxidable.

La aislación térmica se realizó mediante amianto de fibra larga y lana mineral.

Durante el período de puesta en servicio y prueba, se trataron isotérmicamente, más de 1000 Kgr. de piezas de fundición esferoidal a temperaturas entre 200 y 360 C, con excelentes resultados.

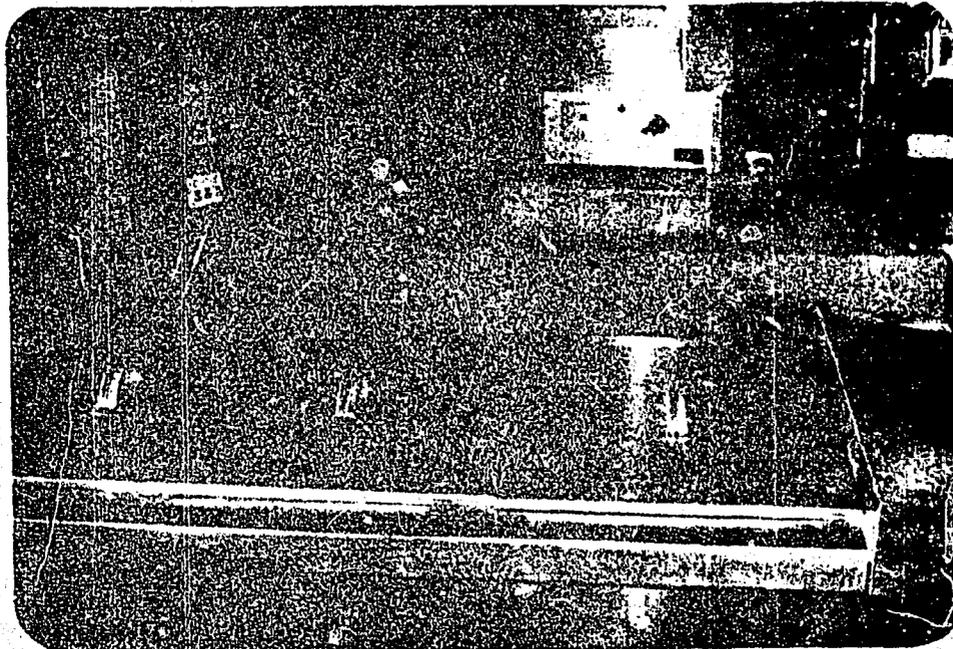
La temperatura del baño es sumamente estable gracias a su gran tamaño, lo que resulta en una gran inercia térmica.

Al contar con este horno de laboratorio, la División Metalurgia del INTEMA, está en condiciones de realizar tratamientos de austemperizado sobre piezas de gran tamaño tales como cigüeñales de motores diesel, levas, etc. Distintos estudios se realizan actualmente para evaluar la performance de piezas de ADI en servicio.

Principales Referencias:

- Ozisik, "Transferencia de Calor".
- Perry, "Manual del Ingeniero Químico".
- Metals Handbook, novena edición, volumen 4.
- Fink, "Manual de la Electricidad para Ingenieros", tomo 3.

Agradecimiento: A la red Latinoamericana de Investigación y Desarrollo en Fundición y al I D R C (Canadá).



Vista parcial del equipo en su conjunto. Nótese el crisol con las tapas colocadas y el tablero de control.

SECUENCIA DE LA PRECIPITACION NO ISOTERMAL EN Cu-5Ni-5Sn. ENERGETICA.

A. Varschavsky*, T. Löbel** y E. Donoso**

INTRODUCCION.— Las aleaciones Cu-Ni-Sn han sido examinadas durante cierto tiempo desde el punto de vista de sus propiedades mecánicas y estructura de los precipitados formados [1]. En general se descomponen por la nucleación de precipitados de $(Cu_x Ni_{1-x})_3 Sn$ con estructura DO_{22} y posteriormente en γ de igual composición, pero de estructura DO_3 . Sin embargo, no existe ningún dato cuantitativo en relación a los parámetros energéticos de γ' y γ , siendo este trabajo su objetivo, como también la determinación de las fracciones volumétricas presentes. Estas evaluaciones se efectúan por calorimetría diferencial de barrido DSC empleando el sistema computarizado Dupont 2000.

RESULTADOS Y DISCUSION.— Se prepararon láminas de Cu-5Ni-5Sn de 1 mm de espesor. El tratamiento de solubilización se efectuó a 1073 K por 2 h, luego las aleaciones fueron templadas en agua. Se prepararon discos de 6.0 mm de diámetro. Posteriormente estos fueron calentados con un programa lineal a distintas velocidades ϕ , en el analizador térmico. En el termograma de la Fig.1 se observan fundamentalmente las etapas 1 (formación de γ'), 2 (disolución de γ') y 3 (formación de γ). Las otras etapas que se insinúan corresponden presumiblemente a fases desconocidas hasta ahora, las que por otros métodos no son detectables. La Fig.2 muestra un diagrama pseudo-binario (Cu-5Ni)-Sn obtenido a partir de cortes ternarios del diagrama Cu-Ni-Sn a diversas temperaturas. Esto permite construir el solvus de γ . El correspondiente a γ' se obtuvo a partir de la extrapolación de la temperatura de inicio de la etapa 2 para $\phi = 0$ a distintas velocidades. Mediante otros datos experimentales para el solvus coherente en Cu-3.5Ni-2.5Sn y Cu-7Ni-8Sn [1] y considerando en primera aproximación que ΔT , entre el solvus de γ' y γ para la aleación en estudio es constante a lo largo de todo el dominio de solubilización, se determinó el solvus de γ' . De ambos solvus, utilizando la isócora de Van't Hoff para Cu-5Ni-5Sn y Cu-5Ni-15Sn (de las curvas) se pudo determinar el calor molar de formación de γ' y γ mediante la relación

$$\ln[\bar{c}_1(Sn) \cdot \bar{c}_2(Sn)^{-1}] = (T_{d2} - T_{d1}) (RT_{d1} T_{d2})^{-1} \cdot \Delta H_p \quad (1)$$

en que R es la constante universal de los gases, $\bar{c}_1(Sn)$, $\bar{c}_2(Sn)$ y T_{d1} , T_{d2} son las concentraciones atómicas y las temperaturas de disolución para ambas composiciones. Se obtuvo $\Delta H_p = -0.17$ eV y -0.21 eV para γ' y γ respectivamente (los calores de formación se consideran negativos), poniendo de manifiesto la menor estabilidad de γ' . Estos valores se asemejan a los publicados para las zonas G.P. en Al-4 at % Cu [2] y para dominios ordenados Cu_3Mn [3]. Con estos valores es posible

*Profesor Titular, ** Profesores Asociados. Facultad de Ciencias Físicas y Matemáticas, Instituto de Investigaciones y Ensayos de Materiales, Universidad de Chile, Casilla 1420, Santiago, Chile.

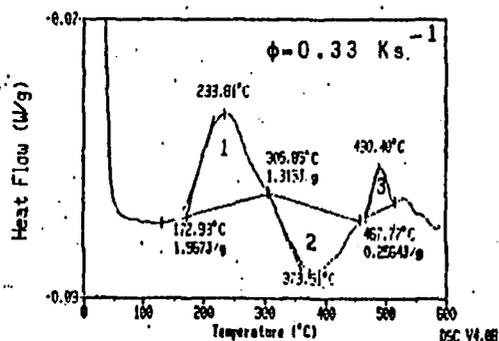


Fig. 1. DSC para Cu-5Ni-5Sn

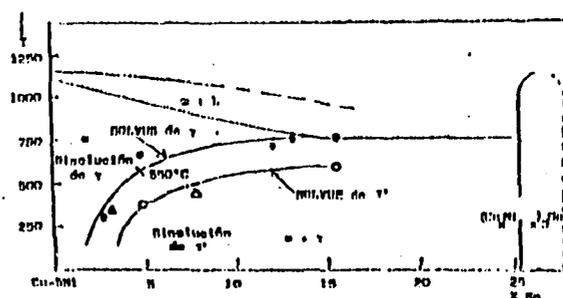


Fig. 2. Pseudo-binario (Cu-5Ni)-Sn

determinar para ambas fases la fracción volumétrica V_f según

$$V_f = (\Delta H) \cdot \rho_s \cdot (MW)_p \cdot [\rho_p \cdot (\Delta H_p)]^{-1} \quad (2)$$

en que $\rho_p (=8.5 \cdot 10^{-3} \text{ Kg cm}^{-3})$ y $\rho_s (=9.8 \cdot 10^{-3} \text{ Kg cm}^{-3})$ son las densidades del precipitado y la aleación respectivamente, $(MW)_p (=73.7 \cdot 10^{-3} \text{ Kg mol}^{-1})$ el peso "molecular" del precipitado y ΔH el calor asociado a la etapa 1 (-102 J mol^{-1}) o bien 3 (-16.9 K mol^{-1}) según se considere γ' o γ . Se pudo estimar $V_f=0.6\%$ y 0.06% para γ' y γ respectivamente. El primer valor está en buena concordancia con los valores publicados para Cu-9.7 at % Ni-1,2 at % Sn para envejecimientos isotérmicos relativamente cortos, los que son homologables a experiencias DSC. El bajo valor calculado para γ se debe a que esta fase se forma recién cerca del solvus estable y luego de la disolución de γ' , siendo el rango de temperaturas muy pequeño entre su formación y disolución. Las entropías molares de formación $\Delta S_p = \Delta H_p \cdot T_p^{-1}$ pueden evaluarse para γ' y γ , en que T_p es la temperatura del máximo de la etapa 1 y 3 respectivamente y que aparecen en el termograma de la Fig. 1. $\Delta S_p(\gamma') = -40.5 \text{ J mol}^{-1} \text{ K}^{-1}$ y $\Delta S_p(\gamma) = -45.2 \text{ J mol}^{-1} \text{ K}^{-1}$. La más alta negatividad de $\Delta S_p(\gamma)$ indica que el estado de orden interno de γ es mayor que el de γ' . Por último se evaluaron las energías de activación para la formación y disolución de γ' según $E = -R(T_{p1}T_{p2})(T_{p2}-T_{p1}) \ln [(\phi_1 T_{p2}^2)(\phi_2 T_{p1}^2)^{-1}]$ (3) usando las velocidades de calentamiento $\phi_1=0.33 \text{ K s}^{-1}$ y $\phi_2=0.167 \text{ K s}^{-1}$, siendo T_{p1} y T_{p2} las temperaturas de los máximos de las respectivas etapas 1 y 2 para ϕ_1 y ϕ_2 . Se determinó $E_1=1.97 \text{ eV}$ y $E_2=2.02 \text{ eV}$. E_1 se asemeja a la energía de activación para difusión del Sn en Cu, en tanto que E_2 a la de Ni en Cu, las que se estiman en 1.98 y 2.19 eV a partir de las correlaciones de Brown y Ashby[4]. Estos resultados indican que la difusión del Sn controla la formación de γ' y la de Ni su disolución.

AGRADECIMIENTOS. Dos de los autores (A.V. y E.D.) agradecen a FONDECYT (Proyecto 89-0934) por el apoyo financiero.

BIBLIOGRAFIA

- 1.- J.T. Plewes: Metall. Trans 6A, 537 (1975).
- 2.- A. Zahra et al.: Mém. Sci. Rev. Métall. 74, 561 (1977).
- 3.- A. Varschavsky: Mater. Sci. Engn. 89, 119 (1987).
- 4.- A. M. Brown y M. F. Ashby: Acta Metall. 28, 1085 (1980).

SECUENCIA DE LA PRECIPITACION NO ISOTERMAL EN Cu-5Ni-5Sn. CINETICA.

A. Varschavsky*, E. Donoso** y T. Lübel**

INTRODUCCION.— Varios parámetros que caracterizan energéticamente los precipitados γ' y γ en Cu-5Ni-5Sn, fueron evaluados por los autores en otro estudio presentado a este evento [1]. Es el propósito de este trabajo, determinar la cinética de formación y disolución anisotermal de γ' , $(\text{Cu}_x\text{Ni}_{1-x})_3\text{Sn}$, con estructura DO_{22} y su caracterización morfológica.

RESULTADOS Y DISCUSION.— Los detalles de la preparación de la aleación, el tratamiento de solubilización, el corte y dimensiones de los discos empleados en las experiencias de análisis térmico diferencial de barrido DSC con el sistema Dupont 2000, se indican en [1]. Allí se calcularon las energías de activación $E_1 = 1.98 \text{ eV}$ y $E_2 = 2.02 \text{ eV}$ para la formación y disolución de γ' respectivamente. En el presente estudio, se adaptó para una velocidad de calentamiento $\phi = 0.33 \text{ K s}^{-1}$, una curva de Mehl-Johnson-Avrami

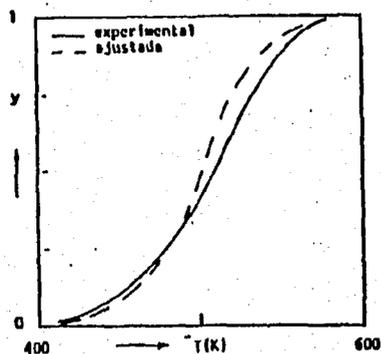
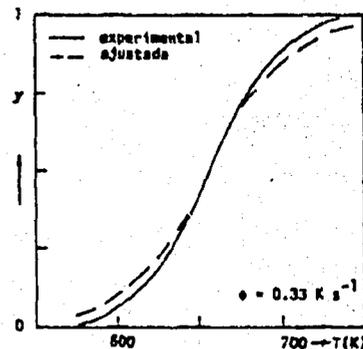
$$[\ln(1-y)^{-1}]^{1/n} = k_0 \theta \quad (1)$$

en condiciones no isotermales, para lo que se definió como etapa 1 [1] (formación de γ'). En dicha expresión "y" es la fracción reaccionada, es decir la fracción de área bajo dicha etapa, k_0 el factor de frecuencia del proceso y θ el tiempo reducido, el cual está dado por [2]

$$\theta = (RT^2)(\phi E)^{-1} \cdot \exp[-E(RT)^{-1}] \quad (2)$$

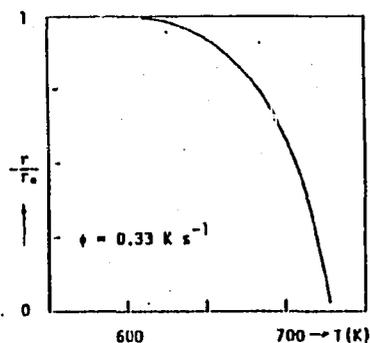
siendo R la constante universal de los gases. El mejor ajuste a la curva experimental se obtuvo para $n = 1$ con $k_0 = 9.2 \cdot 10^{12} \text{ s}^{-1}$. Los resultados mostrados en la Fig. 1 indican que el precipitado γ' es de morfología cilíndrica ($n = 1$) [3], lo que también se ha detectado por TEM [4]. Si al término de la etapa 1 el precipitado ha alcanzado un radio r_0 , la fracción reaccionada (y) luego de un tiempo t durante el proceso de disolución (etapa 2), estará dada por

$$y = h(\pi r_0^2 - \pi r_t^2) \cdot (h \pi r_0^2)^{-1} \quad (3)$$

Fig. 1. Curvas y-T. Formación de γ' Fig. 2. Curvas y-T. Disolución de γ'

en que

* Profesor Titular, ** Profesores Asociados. Facultad de Ciencias Físicas y Matemáticas, Instituto de Investigaciones y Ensayos de Materiales, Universidad de Chile, Casilla 1420, Santiago, Chile.

Fig. 3. Fracción del radio de γ' vs T

$$r_t = r_0 - vt \quad (4)$$

es el radio instantáneo del precipitado, v la velocidad de contracción y h la altura del cilindro. Con las ecuaciones anteriores se puede determinar que en condiciones isotermales, el proceso de disolución se rige por $1 - (1 - y)^{1/2} = vr_0^{-1}t$, en que v es la velocidad de disolución a una temperatura T . Anisotermalmente:

$$1 - (1 - y)^{1/2} = k_{O_2} \theta \quad (5)$$

siendo $v = r_0 k_{O_2} \exp[-E_2(RT)^{-1}]$. El radio del cilindro se contrae según

$$r_T = r_0(1 - k_{O_2} \theta) \quad (6)$$

La Fig. 2 muestra la curva experimental correspondiente a la etapa 2 y la curva adaptada según la ec. 5. El mejor ajuste se logró para $k_{O_2} = 1.1 \cdot 10^{14} s^{-1}$. Si las constantes de reacción para la formación y disolución de γ' se definen como $k_1 (=k_{O_1} \exp[-E_1(RT)^{-1}])$ y $k_2 (=k_{O_2} \exp[-E_2(RT)^{-1}])$ respectivamente, aplicando el principio de transferibilidad se comprueba que para cualquiera temperatura $k_1 \ll k_2$, lo que es compatible con un proceso de formación de γ' producido por nucleación y crecimiento, controlado por difusión. La constante de reacción k_1 es también verdadera constante, en virtud de que $n=1$. La Fig. 3 muestra la variación fraccional del radio durante un proceso de disolución anisotermal. Se observa que dicho proceso es acelerativo. Se estimó la velocidad de disolución a la temperatura T_{p2} a la cual la velocidad de reacción durante la etapa 2 es máxima para un radio inicial típico de 11 nm [4], obteniéndose $v(T_{p2}) = 3.72 \cdot 10^{-5} ms^{-1}$. Finalmente se evaluó la entropía de activación a la temperatura de máxima velocidad de reacción de la etapa 1, T_{p1} . Ya que k_1 es una constante de reacción verdadera $\Delta S^* = R(\ln k_{O_1} - [\ln(RT_{p1})(hN)^{-1}] - 1) \quad (7)$ en que N y h son el número de Avogadro y la constante de Planck respectivamente. Se obtuvo $\Delta S^* = -36 J mol^{-1} K^{-1}$. Este bajo valor es indicativo de una baja probabilidad de sitio para los complejos activados, lo que justificaría la reducida fracción volumétrica calculada [1] y observada [4].

AGRADECIMIENTOS.— Dos de los autores (A. V. y E. D.) agradecen a FONDECYT (Proyecto 89-0934) por el apoyo financiero.

BIBLIOGRAFIA

- 1.- A. Varschavsky, T. Löbel y E. Donoso: Jornadas Metalúrgicas 1991 y II Congreso ALAMET.
- 2.- C. Sandu y R. Singh: Thermochim. Acta 159, 267 (1990).
- 3.- S. B. Sarkar y H. S. Ray: J. Therm. Anal. 36, 231 (1990).
- 4.- P. Kratochvil y J. Pesicka: J. Mater. Sci. 24, 2433 (1989).

PUNTOS INVARIANTES EN EL SUBSISTEMA $\text{Cu}_2\text{Mg}-\text{CuMg}_2-\text{Mg}_2\text{Sn}$ E. Vicente¹, S. Bermúdez², A. Esteban³, B. Arcondo⁴, H. Sirkin⁵ y R. Tendler⁶Introducción:

El diagrama de fases del sistema ternario Cu-Mg-Sn [1] está delimitado por los sistemas binarios Cu-Mg [2], Mg-Sn [3] y Cu-Sn [4]. Los sistemas binarios están razonablemente bien establecidos. Sin embargo, la información disponible sobre el sistema ternario (la proyección politérmica de la superficie liquidus y la sección isotérmica a 400°C) no es completa. En un trabajo previo [5] los presentes autores determinaron los puntos invariantes del subsistema ternario Mg-CuMg₂-Mg₂Sn. En el presente trabajo se estudió el subsistema $\text{Cu}_2\text{Mg}-\text{CuMg}_2-\text{Mg}_2\text{Sn}$. Los vértices de este triángulo son compuestos intermetálicos que presentan puntos de fusión congruente a 797°, 588° y 770.5°C, respectivamente, formando el subsistema binario $\text{Cu}_2\text{Mg}-\text{CuMg}_2$ y los subsistemas pseudo-binarios $\text{CuMg}_2-\text{Mg}_2\text{Sn}$ y $\text{Cu}_2\text{Mg}-\text{Mg}_2\text{Sn}$, cada uno de ellos con un eutéctico binario o pseudo-binario. En el interior del triángulo ha sido propuesta la reacción eutéctica ternaria $L \rightarrow (\text{Cu}_2\text{Mg}) + \text{CuMg}_2 + \text{Mg}_2\text{Sn}$, a 520°C y en la composición Mg-27.7at%Cu-8.6at%Sn; donde (Cu₂Mg) es una solución sólida no-estequiométrica.

Método experimental:

Se preparó una aleación (4.643 g) de composición nominal Mg-27.8at%Cu-8.7at%Sn a partir de Mg, Cu y Sn de pureza 99.99%. La muestra fue fundida a 800°C durante 2 h en un crisol de grafito de pureza nuclear colocado en un horno de resistencia eléctrica bajo atmósfera de Ar de alta pureza, y enfriado dentro del horno a un velocidad de $\approx 10^\circ\text{C}/\text{min}$. El lingote obtenido fue examinado con microscopía óptica y electrónica de barrido, y analizado con difracción de rayos X (DRX), microsonda electrónica y análisis térmico diferencial.

Resultados y discusión:

La muestra presenta una morfología no eutéctica, constituida por cristales primarios facetados de Mg₂Sn, eutéctico pseudo-binario $\text{CuMg}_2-\text{Mg}_2\text{Sn}$ y eutéctico ternario $(\text{Cu}_2\text{Mg})-\text{CuMg}_2-\text{Mg}_2\text{Sn}$. Esta estructura de solidificación es consistente

con las siguientes transformaciones de fase:



Once determinaciones de composición efectuadas con la microsonda barriendo áreas de $15 \times 15 \mu m$ en el eutéctico ternario resultaron en el siguiente valor promedio: Mg-29.8at%Cu-7.8at%Sn, que difiere ligeramente con el propuesto en [1]. Las desviaciones standard fueron: 0.5at%Mg, 0.5at%Cu y 0.3at%Sn. Por otra parte, se apreció una elevada solubilidad de Mg y Sn en la fase de Laves (Cu_2Mg) obteniéndose el valor promedio Cu-42.6at%Mg-7.4at%Sn. También se observó una ligera solubilidad (0.7at%) de Cu reemplazando al Sn en la fase Mg_2Sn . Sólo los compuestos $CuMg_2$ y Mg_2Sn pudieron ser identificados mediante DRX. El termograma presenta un único pico a $514^\circ C$ el cual fue adjudicado a la reacción eutéctica ternaria la cual es ligeramente menor que el valor previamente publicado [1].

Conclusiones:

La reacción eutéctica ternaria (invariante) $L \rightarrow (Cu_2Mg) + CuMg_2 + Mg_2Sn$ fue encontrada que se localiza a $514^\circ C$ y en la composición Mg-29.8at%Cu-7.8at%Sn.

Referencias:

- 1) Y.A. Chang, J.P. Neumann, A. Mikula, D. Goldlang: *National Standard Reference Data System*, National Bureau of Standards, USA, 520 (1979)
- 2) A.A. Nayeb-Hashemi, J.B. Clark: *Bull. Alloy Phase Diagrams* 5, 36 (1984)
- 3) A.A. Nayeb-Hashemi, J.B. Clark: *Bull. Alloy Phase Diagrams* 5, 466 (1984)
- 4) M. Hansen, K. Anderko: *Constitution of Binary Alloys*, McGraw-Hill, Nueva York, 633 (1958)
- 5) E.E. Vicente, S. Bermúdez, A. Esteban, B. Arcondo, H. Sirkin, R. Tendler: a ser publicado en *J. Mater. Sci.* 25 (1990).

IDENTIFICACION DE CARBUROS EN ACEROS TIPO M2
R.Piotrkowski y R. Versaci

Los carburos primarios son componentes microestructurales esenciales en los aceros para herramientas de alta velocidad pues contribuyen en gran medida a la dureza, tenacidad y resistencia al desgaste de estos materiales. La disolución de carburos primarios durante el austenizado, aumenta considerablemente la dureza en la condición de acero templado y promueve además la precipitación adicional de carburos secundarios durante el revenido subsiguiente. El conocimiento de la composición química de los carburos estables, junto a las demás propiedades de los mismos, tales como fracción porcentual en volumen, distribución, tamaño medio y estructura cristalina, así como el modo en que dependen del tratamiento termomecánico a que ha sido sometido el acero y su composición química, es muy importante para el diseño del material.

En el presente trabajo se analiza la composición metálica de los carburos estables de tres aleaciones en las que el Nb ha reemplazado total o parcialmente al W y/o al Mo en un acero M2 y se la compara con los valores correspondientes obtenidos por otros autores en otras aleaciones. La Tabla 1 muestra la composición en peso de los distintos aceros.

Tabla 1. Composición (% peso) de aceros comparados con el M2.

Acero	W	Mo	Cr	V	Nb	C
I	0.0	4.5	4.5	2.0	2.0	1.45
II	9.0	0.0	4.5	2.0	2.0	0.95
III	3.0	3.0	4.5	2.0	2.0	0.95
M2	6.6	5.2	4.1	1.9	0.0	0.83

La composición química de los carburos fue estudiada mediante un analizador de rayos x dispersivo en energía (EDAX-Philips PSM 500) en réplicas de extracción de carbono aplicando técnicas de microanálisis de láminas delgadas (1). Con nuestro equipo no fue posible determinar el contenido de carbono. La composición metálica (c(i)) fue calculada de modo que $E_c(i) = 100$. Los carburos en cada réplica fueron elegidos al azar, y se midieron en total 241 carburos. La identificación de los diferentes carburos se hizo sobre la base de la composición metálica, y por comparación con los carburos típicos del acero M2.

Investigadores. Departamento Materiales. CNEA.
 Av. del Libertador 8250. 1429 Buenos Aires. ARGENTINA.

Debido a que la composición química de los distintos aceros es diferente no se pudieron comparar directamente los $c(i)$ sino que hubo que comparar combinaciones lineales de los mismos. Los parámetros que resultaron adecuados para la comparación, después de haber probado diferentes posibilidades fueron:

$$c(V) + c(Nb) = c_1 ; c(Fe) + c(W) + c(Mo) = c_2 \quad (1)$$

Esto indicaría un intercambio V-Nb por un lado y Fe-W-Mo por el otro. La Fig.1 muestra la composición de los carburos obtenida en este trabajo en función de las coordenadas c_1 y c_2 y hace la comparación con los resultados obtenidos por otros autores en aceros de distinta composición.

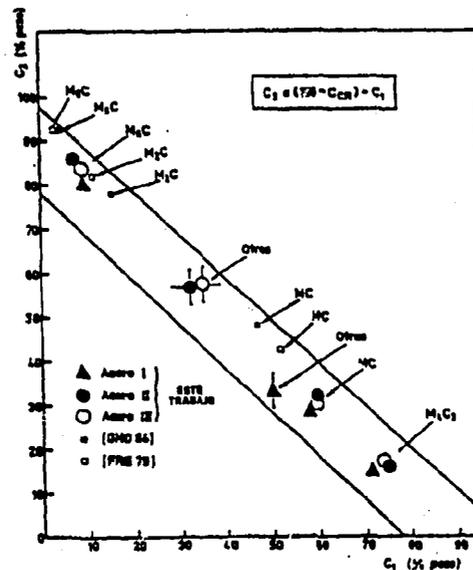


Fig.1. Composición c_1 y c_2 de carburos pobres en Cr en aceros tipo M2

Los valores de c_1 y c_2 para los carburos de este trabajo y los carburos estables pobres en Cr de otros autores, están comprendidos en una banda ubicada entre dos rectas de pendiente -1, en la que los carburos M_6C , M_2C , MC y M_4C_3 ocupan distintas regiones, con solapamiento entre los carburos M_6C y M_2C . Dicho solapamiento se puede salvar pues los últimos son mucho más pobres en Fe.

- (1) Cliff G. y Lorimer G.W., J. Microscopy 103(1975)203.
- (2) Piotrkowski R. y Versaci R., J. Mater. Sci. Lett. 6(1987)1382.
- (3) Piotrkowski R., Tesis de Doctorado, PCByM-UBA (1990)126.
- (4) Fredriksson H., Hillert M. y Nica M., Scand. J. Metallurgy 8(1979)115.
- (5) Ghonashchi M.R. y Sellars C.M., Metal Sci. 18(1984)44.

ANALISIS POR MICROSCOPIA ELECTRONICA DE LA EVOLUCION DE CARBUROS EN ACEROS
FERRITICOS

Autores: ANDREONE, Carlos, VIGNA, Gustavo, VERSACI, Raúl, GRENO, Graciela,
y CURI, Gabriel.

COMISION NACIONAL DE ENERGIA ATOMICA

Introducción:

Siendo que las modificaciones de los carburos precipitados, determina un primer estado de pérdida de las propiedades mecánicas originales de diseño y anticipa la formación de cavidades y fisuras por termofluencia (Creep) que conducen a la falla de un componente en servicio; resulta de particular interés el estudio de su evolución, siendo factible a posteriori el cálculo de la Vida Residual del componente.

En este trabajo se estudió la evolución de los carburos precipitados en un acero ferrítico 2 1/4 Cr 1 Mo (ASTM A 335 P22) sometido a envejecimiento artificial al aire.

Para predecir el comportamiento de este acero a menores tiempos se utilizó como extrapolación el parámetro de Larson Miller, a partir del cual se seleccionaron los valores de temperatura y tiempo utilizados en el ensayo.

$$PLM = T (20 + \log t)$$

donde:

T: temperatura de tratamiento en kelvin

t: tiempo en horas

Desarrollo Experimental:

Se utilizó un acero 2 1/4 Cr 1 Mo cuya composición química analizada es la siguiente:

C	Cr	Mo	Mn	Ni	Cu	Si	S	P	Sn	Al
0,16	2	0,96	0,4	0,07	0,09	0,3	0,005	0,023	0,01	0,021

Todas las probetas fueron sometidas a un tratamiento térmico cuyo ciclo consistió en calentamiento a 900°C, mantenimiento a esa temperatura durante 30 minutos en atmósfera controlada y posterior temple en aceite.

Una vez homogeneizadas las probetas se estudió: la capa de óxido formada, la evolución de la estructura y composición de los carburos en función del tiempo y temperatura de los tratamientos térmicos efectuados al aire, cuyos ciclos se indican en la siguiente tabla:

t/T	600°C	650°C	700°C
	1h	1h	1h
	5h	5h	5h
	24h	24h	24h
	50h	50h	50h
	72h	72h	72h

Mediante el método de Réplicas Extractivas se extrajeron los carburos presentes en las probetas, a fin de ser analizados por microscopía electrónica de transmisión y de barrido.

La extracción de los carburos consistió de los siguientes pasos:

- 1. Ataque selectivo de la matriz con Nital al 4%.
Deposición por evaporación de un film de grafito sobre la zona atacada.
- 3. Reataque para extraer el film conteniendo los carburos de la matriz, con Nital al 10%.

Resultados Obtenidos:

Fueron medidos los espesores de las capas de óxido que presentaron las probetas sometidas a los diferentes tratamientos térmicos. A partir de ellos se determinó la siguiente ecuación de correlación que vincula el espesor de la capa de óxido con el parámetro de Larson Miller:

$$\log X = -10,24 + 4,45 \cdot 10^{-4} \text{ PLM}$$

donde:

X: espesor de la capa de óxido expresada en mm.

PLM: Parámetro de Larson Miller

La ecuación obtenida concuerda con trabajos previamente realizados por otros autores (2).

Se estudió la evolución de la estructura por microscopía óptica y se observó:

- Estructura inicial: Bainítica Martensítica
- Probetas revenidas 1 y 5 h a diferentes temperaturas: se demarcan los bordes de grano por la precipitación preferencial de los carburos.
- Probetas revenidas 24, 50 y 72 h: evolución de la estructura a ferrita equiaxiada.
- Probetas revenidas 72 h: estructura totalmente ferrítica con carburos esféricos precipitados.

Por microscopía electrónica de barrido se observó:

- Probetas revenidas a 600°C: Carburos en forma de barillas (posiblemente de ce

mentita) precipitados en borde de grano.

- Probetas revenidas a 650°C y 700°C: - durante 5 h: presentaban los carburos en forma de barillas disueltos. El C de esos carburos había difundido y precipitado en forma de nuevos carburos complejos que se formaron en combinación con el Cr y Mo que se encontraba en solución sólida hasta el momento. Estos nuevos carburos complejos se caracterizan por su forma esferoidal.

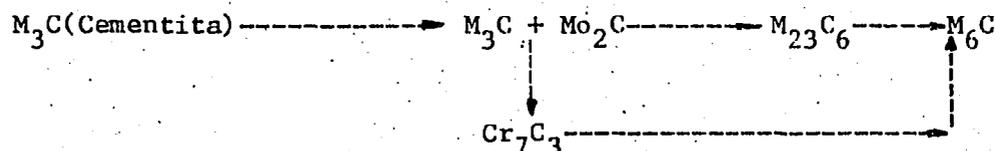
- luego de las 5 h de tratamiento los carburos coalescen y aumentan su tamaño.

- Pudo observarse que la precipitación de carburos complejos dificultó el crecimiento del tamaño de grano en las probetas sometidas a 650 y 700°C.

Las muestras obtenidas por el método de Réplicas Extractivas se analizaron por medio de la microsonda electrónica y se comprobó que la evolución de los carburos precipitados coincide con la secuencia de tiempos y temperaturas de revenido mostrada en la figura 1.

Conclusiones:

Al estudiar la evolución de los carburos se verificó la secuencia prevista por el modelo de Baker-Nutting(3).



Comprobada por la medición de la estructura cristalográfica en microscopía electrónica (MET).

La correlación entre la estructura cristalina de los carburos, determinadas por MET y su composición química obtenida por microsonda electrónica / (MSE), permiten justificar el empleo de esta última técnica exclusivamente para determinar la evolución de los carburos en el acero ferrítico estudiado.

Se comprueba que el método de extracción de carburos es eficaz para determinar el grado de envejecimiento de este acero en servicio. Además permite mediante técnicas no destructivas de extracción de carburos, conocer la historia del componente en servicio y predecir su comportamiento ulterior.

Referencias:

- 1) DIETER - Metalurgia Mecánica - 1967
- 2) A. LAZZATI - CISE
- 3) R.G. BAKER and J. NUTTING - I.S.I. Special Report N°64 - 1959.
- 4) DE FERRIMETALOGRAFIA - Tomo I - 1966.

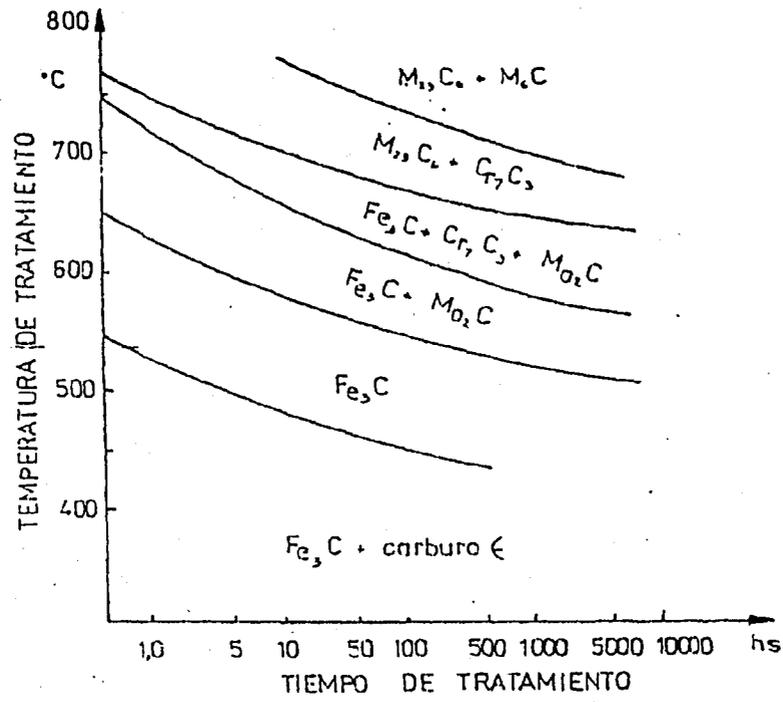


FIGURA 1

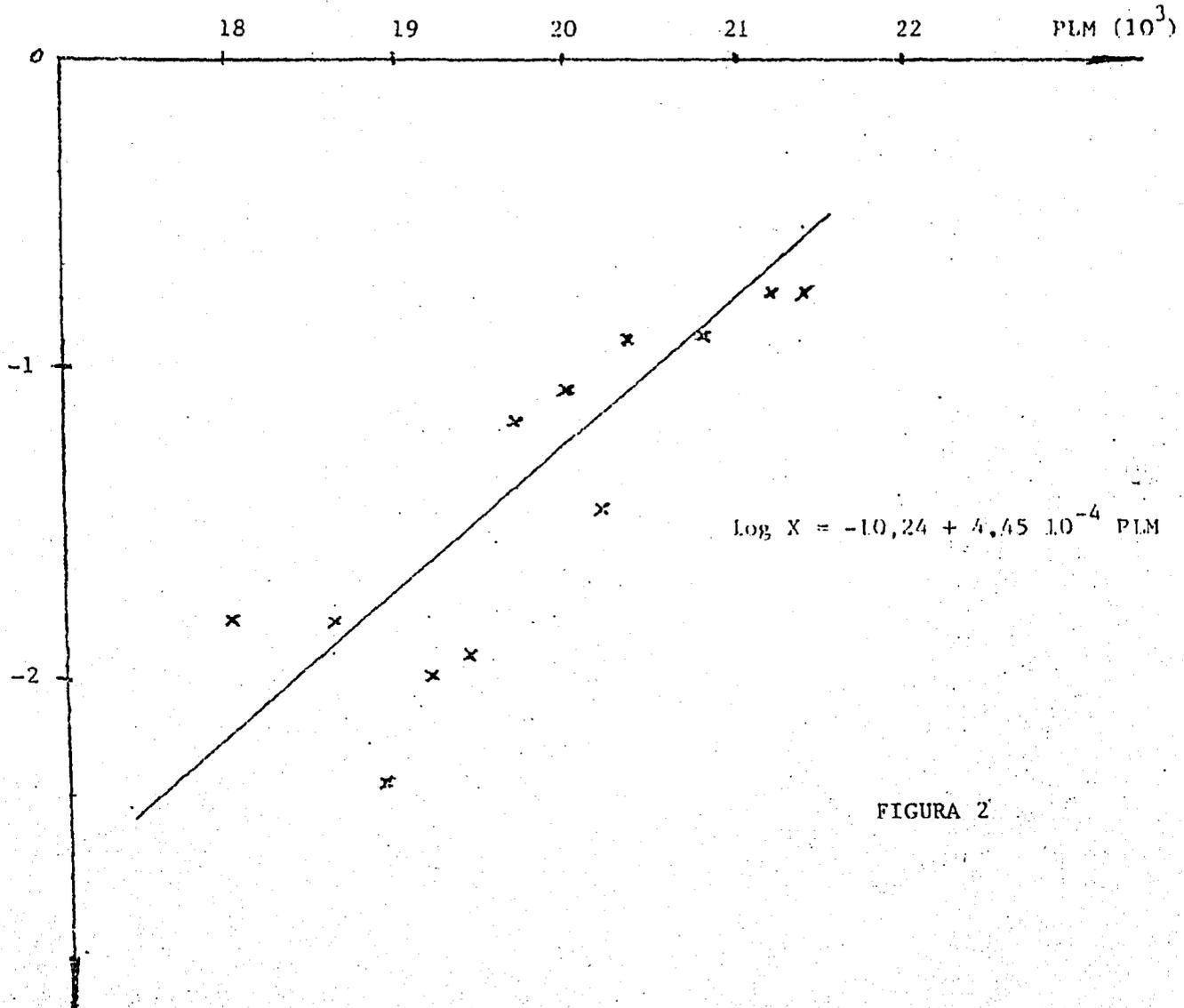


FIGURA 2

ESTUDIO DE TEMPERABILIDAD EN PIEZAS DE GEOMETRÍA COMPLEJA.

Ricardo Torres; Alumno de Ingeniería; EE-UFRGS.

Daniel Scuoteguazza; Maestrando en el PPGEMM-UFRGS; Asistente Docente del Instituto de Ensayo de Materiales; Montevideo.

Telmo R. Strohaecker; Dr; Prof en el PPGEMM-UFRGS.

Introducción.

Es tradición que la selección de aceros para piezas a ser templadas sea efectuada a través de la temperabilidad de los mismos. Ensayos padronizados, como el de Jominy y la técnica de Grossmann, permiten comparar la temperabilidad relativa de distintos aceros e, inclusive, definir el perfil de dureza en piezas de geometría simple. El problema pasa a ser evidente en el estudio de geometrías complejas, donde los ábacos desarrollados en la década del 40 no pueden más ser aplicados con suceso [1,2].

En el presente trabajo fue empleado un programa de simulación, desarrollado en el Laboratorio de Fundición (LAFUN), que trabajando con la ecuación de transmisión de calor en régimen no estacionario, determina las curvas de enfriamiento en distintos puntos de la pieza. El programa, llamado SIMSOL [3], trabaja con la técnica de diferencias finitas, en dos dimensiones, y para estudiar la transferencia de calor en fenómenos de ebullición, como es el caso del temple, se programó un módulo que considera los cuatro periodos distintos del proceso [4], a saber: convección libre, ebullición con formación de burbujas, régimen transitorio y ebullición pelicular. En la consideración de las propiedades físicas fueron utilizados polinomios de 2do. grado con la temperatura, con datos obtenidos de la literatura [2].

Procedimiento Experimental.

Los aceros utilizados en el presente trabajo son SAE 1050 y SAE 4140 utilizando como medio de temple agua y aceite sin agitación. Un corte transversal de los cuerpos de prueba es mostrado en la figura No. 1. Después del temple los cuerpos son cortados a la mitad, siendo la sección preparada metalográficamente. El largo del cuerpo, de 100 mm, permite simplificar las condiciones de extracción de calor y trabajar con un problema bidimensional. Las simulaciones fueron rodadas en un PC AT de 16 MHz, trabajando con una malla de 900 puntos. Las adquisiciones de datos fueron hechas con una placa A/D, marca ECI, de 12 bits con amplificador incorporado y tiempo de conversión de 100 mS. El software de adquisición fue desarrollado en la Universidad de Rio Grande.

Resultados y Discusión.

La pieza estudiada presenta condiciones de extracción de calor completamente diferentes. Así, los métodos tradicionales, como por ejemplo el empleo de los gráficos de Lamont, no pueden prever el nivel de dureza alcanzado en el fondo del entalle.

El mayor problema fue el de conseguir datos cuantitativos confiables sobre la extracción de calor en los distintos regímenes[4]. En los ensayos preliminares, donde fueron adquiridos datos experimentales, fue constatada una diferencia en relación a las curvas calculadas. Si bien que la forma de las curvas es la misma, la curva calculada presenta una tasa de enfriamiento menor que la experimental. Esta comparación será usada en la corrección de los valores de los coeficientes empleados. De esta forma, el empleo directo de las curvas de enfriamiento sobre los diagrama de transformación continua debió ser postergada. El trazado de las isoterma permitió definir las fajas de mismo nivel de dureza. De esta forma, la región del fondo del entalle puede ser directamente relacionada con otros puntos de la pieza que tienen una previsión de dureza posible de ser determinada por métodos convencionales.

Bibliografía.

1. Grossmann, M.A.; "Hardenability Calculated from Chemical Composition"; Trans. AIME; v.150; 1942; p.227.
2. Metals Handbook; vol.1; 10 ed.; 1990; Materials Park; ASM.
3. Scuoteguazza, D. y Muller, A.; "Simulación por Computador de Problemas de Fundición"; IBEROMET; Santiago de Chile; 1990.
4. Mijeev, M.A. y Mijeeva, I.M.; "Fundamentos de Termotransferencia"; cap.4; Ed. Mir.; Moscu; 1979.

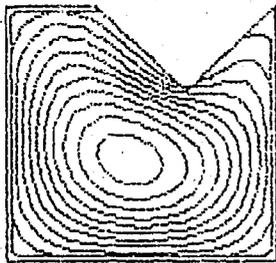


Figura 1, Isotermas y geometría de la pieza

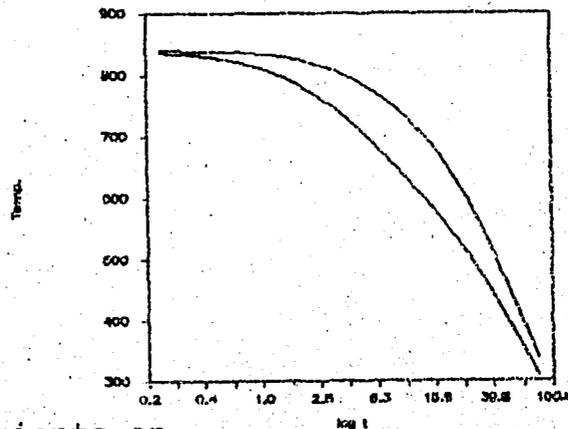


Figura 2. Curvas de enfriamiento en distintos puntos. Escala log.

PRECIPITADOS Y DISLOCACIONES DURANTE TRATAMIENTOS
TERMOMECAÑICOS DE UNA ALEACIÓN DE Al-Li-Cu-Zr

Sergio Neves Monteiro(1) Luis A. Hernández T.(2)

PEMM-COPPE - UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO DE JANEIRO
Caixa Postal 68505 - Rio de Janeiro, RJ - CEP 21945
FAX 290.6626 Telex 33817 RJ - Brasil

I. INTRODUCCIÓN

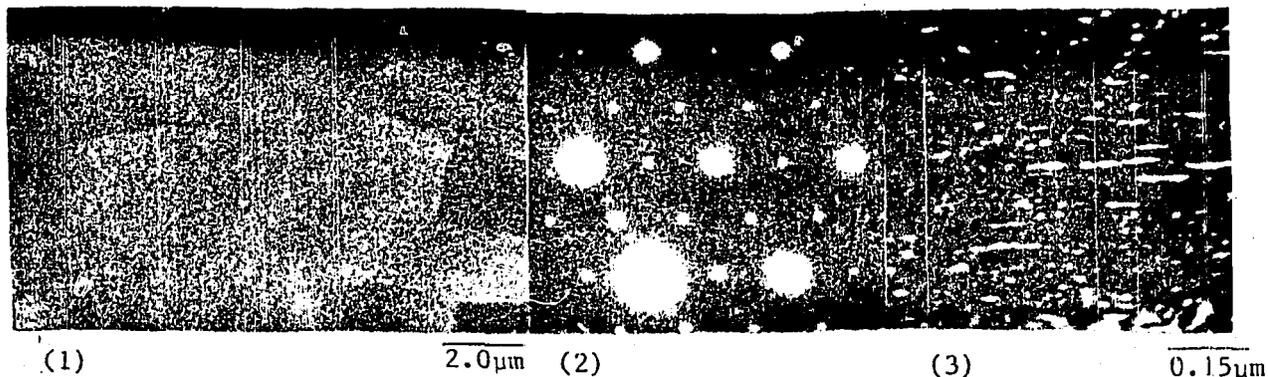
Las aleaciones de Al-Li surgen como una alternativa para las aleaciones de aluminio de alta resistencia [1]. Debido a la presencia del litio la densidad de la aleación es disminuida y la resistencia aumentada [2]. Estas aleaciones son utilizadas principalmente en la industria aeroespacial [3]. En este trabajo fueron estudiados los precipitados y dislocaciones durante tratamientos termomecánicos.

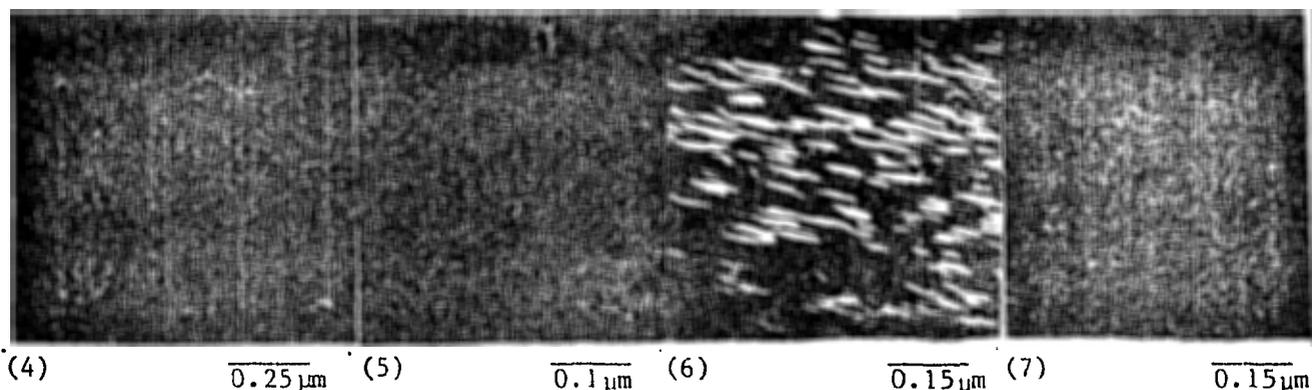
II. MÉTODO EXPERIMENTAL

Material estudiado: aleación 2090 (Al-1,9-2.6%Li-2.4-3%Cu-0.25%Mg). Recibida con tratamiento T8E41 (Pico de envejecimiento). El material fue solubilizado a 530°C y templado, deformado y envejecido hasta el pico de máxima resistencia. Las muestras para microscopia electrónica de transmisión (disco 3mm x 0.2mm de espesor) fueron pulidas usando 20% HNO₃ - 70% Metanol, a una temperatura de -20°C.

III. RESULTADOS

Son mostradas algunas micrografías por microscopia electrónica de transmisión. (1) Material como recibido. (2) Figura de difracción en el interior de un grano. (3) Precipitados δ' (Al₃Li) y T₁(Al₂CuLi) con imagen en campo oscuro. (4) β' (Al₃Zr) en el material solubilizado templado y deformado. (5) T₁(Al₂CuLi) cerca de un borde de grano en el material envejecido. (6) T₁ en el interior de un grano. (7) δ' en material envejecido.





IV. DISCUSIÓN

El material como recibido muestra granos alargados no recristalizados y la formación de subgranos muy bien definidos con tamaño promedio de 5 μ m. Figuras de difracción revelan la presencia de precipitados δ' (Al_3Li), T_1 (Al_2CuLi), θ' (Al_2Cu) e β' (Al_3Zr) [4]. T_1 es el más predominante tanto en el interior como en los bordes de grano y subgranos. El tratamiento de solución a 530°C disuelve los precipitados con excepción de β' . Durante el templeado se forman pequeñas partículas esféricas de δ' que son caracterizadas como zonas G.P. [5]. Con la deformación se incrementa la densidad de las dislocaciones y existe una interacción entre ellas con los precipitados δ' y β' . Durante el envejecimiento hay un crecimiento de δ' e formación de θ' y T_1 . En el pico de envejecimiento el material consta de δ' , θ' , T_1 e β' y una alta densidad de dislocaciones. Los precipitados T_1 nuclean en el inicio del envejecimiento preferencialmente en los bordes por eso aquí son de mayor diámetro que en el interior del grano.

V. CONCLUSIONES

- . Los precipitados presentes en el material como recibido son δ' , T_1 , θ' y β' .
- . Existe una interacción de los precipitados bloqueando la alta densidad de dislocaciones y originando un aumento en la resistencia de la aleación.
- . El precipitado considerado más importante es T_1 distribuido en todo el material y por análisis de la figura de difracción encontramos una relación de orientación con la matriz: $[0001]_{T_1} // [111]_{\text{Al}}$, $(10\bar{1}0)_{T_1} // (1\bar{1}0)_{\text{Al}}$

VI. AGRADECIMIENTOS

CAPES, FINEP, FAPERJ, Profesores: Luiz Henrique de Almeida y Gloria Dulce B.

VII. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] Monteiro, S.N.. Metalurgia ABM, v. 44 nº 369 (1988)
- [2] E.J. Lavernia and N.J. Grant. Journal of Materials Science, v. 22 (1987)
- [3] V.K.T. Rao and R.O. Ritchie. Metallurgical Transactions A, v. 20A (1989)
- [4] S.N. Monteiro, L.A.H. Terrones e A. Marinho Jr. Anais do MICROMAT 90 - São Paulo, outubro 1990
- [5] J.M. Papazian, C. Sigli and J.M. Sanchez. Scripta Metallurgica, v. 20 (1986)

INFLUENCIA DE LA COMPOSICION EN LA TRASFORMACION MARTENSITICA POR DEFORMACION
DE ACEROS INOXIDABLES AISI 304

A. E. Pontini(*) y J. D. Hermida(**)

INTRODUCCION

Cuando la austenita es enfriada o deformada puede fallar y transformar a la fase ϵ (hcp) o sufrir una transformación martensítica (bct). Se estudiaron tres aleaciones preparadas en el laboratorio, para tener el mismo contenido de impurezas, dentro de la norma AISI 304 laminadas a distintos porcentajes de reducción a nitrógeno líquido. A una de las aleaciones le fue introducido hidrógeno (H) en solución. Se analizó la influencia de los solutos en la concentración de las fases presentes y en la estructura cristalina.

METODO EXPERIMENTAL

Se fundieron y trabajaron termomecánicamente en el laboratorio tres aleaciones dentro de la norma AISI 304 cuya composición química difiere en el contenido de C y Ni (Tabla 1). La chapa obtenida, fue recocida a 1323K durante 15 minutos y templada en agua. Las probetas fueron pulidas y luego laminadas hasta 2,3,5,10,15,20 y 30% de reducción a nitrógeno líquido (77K). La aleación Nro.3 fue cargada catódicamente con H a 373K, se utilizó Na(OH) como electrolito, una corriente de 15 mA/cm² y 24 horas de tiempo. Estas condiciones de carga no producen transformación martensítica ni distorsión en la red (1).

Las muestras fueron analizadas mediante un difractómetro horizontal Philips con radiación de Co. Para la determinación de la concentración en volumen, se midieron las áreas bajo cuatro picos de cada fase para eliminar el efecto de la textura (2). A partir del ancho integral corregido por efecto instrumental se determinó la microdeformación y el tamaño de dominio (2).

RESULTADOS Y DISCUSION

En la fig.1 se presentan los resultados de las medidas de concentración en volumen de ϵ y α' en función de la deformación. La variación de la concentración de las fases ϵ y α' tiene la misma dependencia funcional que la hallada en un trabajo anterior (4) para un acero inoxidable comercial 304L. La concentración de ϵ es mayor en la aleación Nro.3 que posee mayor contenido de Ni pero menor contenido de C que la aleación Nro.1. Asimismo existe una apreciable disminución de la concentración de α' en el acero con menor contenido de C. Dado que la formación de ϵ está asociada a un fallado extensivo, esto está de acuerdo con la regresión lineal de la energía de falla de apilamiento (SFE) en función de los solutos realizada por SCHRAMM-REED (5), en la cual el coeficiente del C es mucho mayor que el coeficiente del Ni.

Como puede verse en la fig.2 la presencia de H en solución aumenta la concentración de fase ϵ presente, por lo tanto el H baja aún más la SFE de la austenita. Se observa que mientras la concentración de α' se halla en muy baja proporción, la concentración de ϵ no presenta un máximo y luego decrece, sino que se mantiene creciente tendiendo a un valor de saturación.

La saturación de transformaciones martensíticas no es propia de las aleaciones con H sino que se presenta sin H en solución en las tres aleaciones estudiadas para la concentración total (fig.3). Esto demostraría que contrariamente a lo expuesto por HOLZWORTH-LOUTHAN (6) tanto para la aleación con H (SFE baja) como la aleación sin H (SFE baja pero alta respecto de la aleación con H), la secuencia de transformación es $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha'$ y no $\gamma \rightarrow \alpha' + \epsilon$, donde de acuerdo con BREEDIS(7), ϵ se forma por fallado de la austenita para acomodarse a la deformación de la red inducida por la formación de α' .

(*)Becaria CONICET

(**) Investigador CNEA

Av. del Libertador 8250 (1429) Bs. As.

En la tabla 2 se presentan los resultados de microdeformación y tamaño de dominio, para la aleación 3 con y sin H en solución. Se observa que siempre la microdeformación aumenta con el porcentaje de laminación. Cuando el H se halla presente, para bajas deformaciones la microdeformación es mayor. A partir del 15 % de deformación no se aprecian diferencias. El H al ubicarse intersticialmente produce microtensiones que a altas deformaciones no se aprecian por la gran distorsión de la red debida a la deformación y presencia de otras fases. En cuanto al tamaño de dominio, puede verse que recién a partir de 30% se nota una disminución apreciable de su valor. El H no influye sobre el tamaño de dominio.

CONCLUSIONES

- 1) La disminución del contenido de C y el aumento del contenido de H favorecen la formación de la fase ε. La influencia del Ni es pequeña.
- 2) El H aumenta la microdeformación pero no influye sobre el tamaño de dominio.

REFERENCIAS

- (1) A. E. PONTINI y J. D. HERMIDA. Anales AFA, Vol.1, Pub. Asociación Física Argentina, San Luis, 1989.
- (2) A. E. PONTINI y J. D. HERMIDA. A ser publicado.
- (3) H. P. KLUG y L. E. ALEXANDER. X-Ray Procedures, Pub. A. Wiley, New York, 1974.
- (4) C. A. ANDREONE, J. D. HERMIDA y A. E. PONTINI. Alloy Theory and Phase Equilibria, Pub. ASM, Bs. As., 1985.
- (5) R. E. SCHRAMM y R. P. REED. Metall. Trans., Vol. 6A, P. 1345, 1975.
- (6) M. L. HOLTZWORTH y M. R. LOUHAN Jr. Corrosion Vol. 24, p. 110, 1968.
- (7) J. F. BREEDIS. Trans. Am. Inst. Min. Metall. Pet. Eng. Vo. 230, p. 1583, 1964.

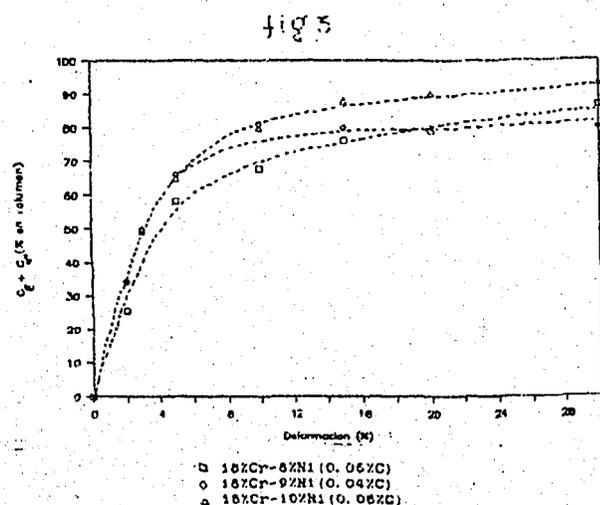
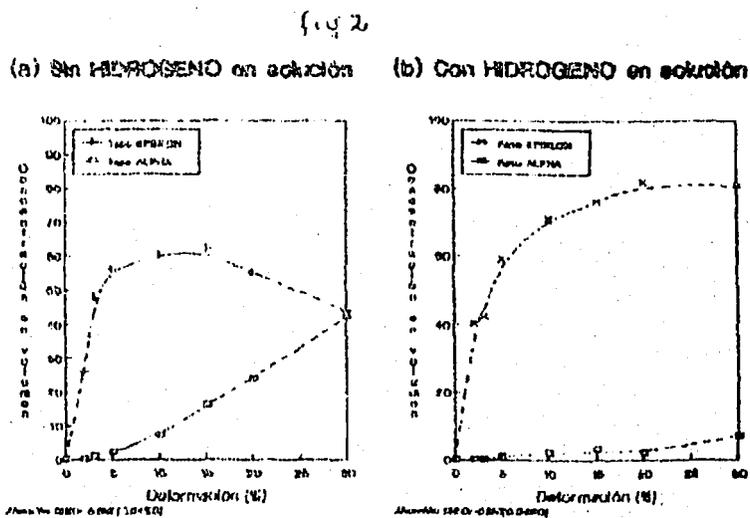
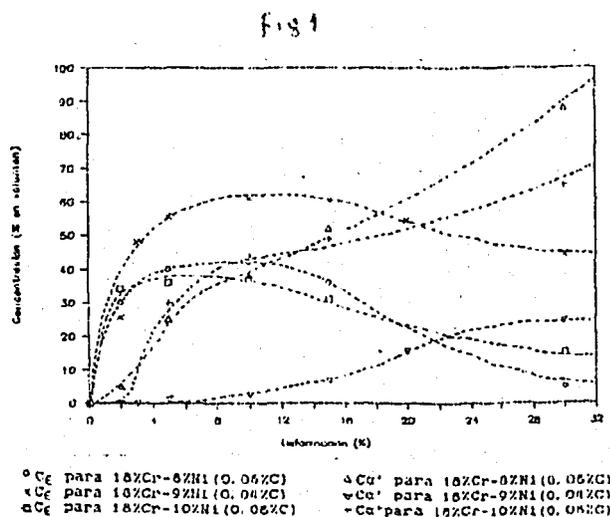


TABLA 1

Nro.	C	Cr	Ni
1	0.050	18.3	8.3
2	0.062	18.0	10.2
3	0.042	18.2	9.0

TABLA 2

%	microdeformación (x10 ⁻⁶)						tamaño de dominio (x10 ⁻⁶ cm)							
	2	3	5	10	15	20	30	2	3	5	10	15	20	30
sin H	0.6	2.4	3.1	5.7	6.4	10.9	12.7	---	---	1414	577	577	447	279
con H	2.3	3.1	4.7	7.3	6.4	10.9	12.7	---	---	1414	577	577	447	279

DETERMINACION EXPERIMENTAL DEL DIAGRAMA DE FASES DEL SISTEMA ZR-NB-AL EN LA ESQUINA RICA EN ZR, ENTRE 700 Y 900°C. REINVESTIGACION DEL LADO RICO EN ZR DEL SISTEMA ZR-AL.

Alejandro J. Peruzzi B.

Div. Metalurgia, Centro Atómico Bariloche-CNEA. 8400 BARILOCHE ARGENTINA.

RESUMEN

Aleaciones ternarias base Zr con 2.5 a 8.0%atNb y con 0 a 6.7%atAl fueron sometidas a tratamientos térmicos estáticos y dinámicos entre 700 y 900°C. Igualmente fueron tratadas aleaciones binarias de Zr con 3.3 a 15.0%atAl, a temperaturas entre 700 y 1400°C. Se determinaron la constitución de las aleaciones, y la composición y temperaturas de precipitación de las fases, mediante las siguientes técnicas: metalografía óptica, seguimiento de resistencia eléctrica, rayos-X, y microsonda. El análisis de los datos experimentales permitió obtener los siguientes resultados para aleaciones ternarias Zr-Nb-Al con 750ppmatO y 250ppmatN :

- i) Se establecieron bordes de fase de equilibrio entre las fases α (hcp), β (hcp), y Zr_3Al a 730, 771, y 800°C.
- ii) Se establecieron los bordes $\beta/\alpha+\beta$ a lo largo de secciones verticales isoaluminio correspondientes a 6.7, 3.3 y 0%atAl.
- iii) Se observa que la adición de Al a Zr-Nb incrementa la solubilidad parcial de Nb en la fase α .

A partir del estudio de las aleaciones binarias Zr-Al:

- iv) Se redeterminaron los bordes del campo $\alpha+\beta$, la solubilidad del Al en α y en β , y las temperaturas de transición peritética características de este sistema. Varias de las discrepancias con trabajos anteriores son atribuibles al efecto impurezas como Oxígeno y/o Nitrógeno.

PRODUCCION DE ACERO PARA LA FABRICACION DE ENVASES DE DOS PIEZAS, TEMPLE 4, EN LA LINEA DE RECOCIDO CONTINUO CONVENCIONAL DE SIDOR

Ing. Lulo Lazano
MSc PhD
Doctor en Ingeniería
Metalúrgica.
Universidad Nacional del Sur
Argentina.
Investigador Asociado
Centro de Investigaciones.

Rudy Castilla
Ingeniero Metalúrgico.
Instituto Universitario
Politécnico Experimental de
Guayana (IUPEG), Ciudad
Guayana.
Investigador Asistente
Centro de Investigaciones.

I.— INTRODUCCION

Los aceros utilizados en la fabricación de envases de dos piezas se caracterizan por tener una moderada resistencia mecánica y muy buena conformabilidad. SIDOR viene produciendo este tipo de acero procesándolo en las líneas de recocido estático y en rangos de resistencias conocidas como temple 1 (norma ASTM A623).

Con el fin de obtener una mayor productividad, propiedades mecánicas más uniformes y mayor resistencia mecánica, se desarrolló un acero apto para embutido profundo, de menor espesor, que cumple con las características de temple 4 y que se procesa en la línea de Recocido Continuo Convencional existente en planta.

El hecho de disminuir el espesor y a la vez incrementar las propiedades mecánicas sin detrimento de las características de embutibilidad en la fabricación del envase, condujo a un incremento del rendimiento en la producción de envases del orden del 10%. El hecho de procesar el material en la línea de Recocido Continuo respecto al proceso de Recocido en caja significa una ganancia de tiempo del orden de 36 horas obteniéndose adicionalmente un material más uniforme a lo largo de la banda.

III.— CONCLUSIONES

1. Se demostró la factibilidad de fabricar envases de dos piezas con un acero procesado en la línea de recocido continuo convencional, características de temple 4 (norma ASTM A623).
Este proceso permite obtener mayor productividad, propiedades mecánicas más uniformes y mayor resistencia mecánica.
2. El hecho de disminuir el espesor y a su vez incrementar las propiedades mecánicas sin detrimento de las características de embutibilidad en la fabricación del envase, condujo a un incremento del rendimiento en la producción de envases del orden del 10%.
3. Se determinó que las variables a controlar son las temperaturas de salida del laminador continuo, la temperatura de enrollado y en enfriamiento entre punta y cola. Dichas variables definen las velocidades de enfriamiento de las bobinas y la homogeneidad de las propiedades. Enfriamiento lento aseguran estructuras ferríticas de grano grueso, en las cuales el carbono difunde hacia los bordes de grano, formándose nódulos semiesferoides de perlita y cementita gruesa (tipo asteroide), y el nitrógeno que no fue reducido precipitaría como nitruro de aluminio en los bordes de grano y/o tendiendo a asociarse con sulfuros de manganeso. Los enfriamientos rápidos restringen el crecimiento del grano y favorecen la nucleación de finas partículas y carburos tipo "hojuelas" (Flakes) a partir de la matriz, la cual quedará sobresaturada en carbono y nitrógeno.
4. Las características obtenidas en función de las temperaturas de enrollado y acabado influyen hereditariamente en las propiedades de las láminas de acero luego de la laminación en frío y recocido.

**Efecto del espesor en la determinación del parámetro
K_{ISSC} a partir de ensayos con probetas DCB**

G. Carcagno, T. Pérez y R. Herrera

FUDETEC, Centro de Investigación Industrial
Campana, ARGENTINA
FAX 54-1-313-6165

Introducción: Uno de los ensayos propuestos por la norma NACE TM0177-90⁽¹⁾ que evalúa la resistencia del material al crecimiento subcrítico en H₂S, utiliza la probeta Double Cantilever Beam. El ensayo es del tipo de arresto, y consiste básicamente en cargar bajo desplazamiento controlado a una probeta (wedge loading), la que posteriormente es sumergida durante 14 días en una solución acuosa con 5% NaCl y 0.5 % de ácido acético, saturada en H₂S. El valor de K_{ISSC} se determina en función de la carga necesaria para liberar la cuña y de la longitud de la fisura final. La norma NACE permite el empleo de distintos espesores de probeta. En base a resultados experimentales propios y reportados por otros autores, es posible observar una dependencia con el espesor en los valores de K_{ISSC} obtenidos, aumentando en valor de éste en los casos de mayor espesor.

En el presente trabajo se realiza una calibración de las probetas del tipo DCB, con el fin de obtener el valor del Factor de Intensidad de Tensiones K de las mismas, determinando su relación con el espesor y el entallado lateral.

Experiencias realizadas: Se ensayaron un total de 90 probetas, con espesores 9.5 y 4.77 mm. y distintas longitudes de fisura y entallado lateral.

Calibración del Factor de Intensidad de Tensiones: El Factor de Intensidad de Tensiones, K, puede ser relacionado con la compliancia de la probeta por⁽²⁾:

$$\frac{K_I^2}{E} = \frac{P^2 dc}{2Bn da} \quad -1-$$

Se determinó la compliancia en todas las probetas ensayadas, encontrándose que la compliancia adimensional que representa todas las geometrías está dada por (Fig. 1):

$$C E B e = 0.003028 a^3 + 0.289 a^2 - 4.37 a + 38.7 \quad -2-$$

con $B e = B (B/B_n)^{0.05}$. A partir de -2-, aplicando -1- se obtuvo la expresión del Factor de Intensidad de Tensiones K:

$$K = \frac{P(B/B_n)^{0.525} a (2\sqrt{3} + 3.69 h/a)}{(1-\nu^2)^{1/2} B h^{3/2}} \quad -3-$$

La expresión para K utilizada por la norma NACE es la siguiente:

$$K = \frac{P(B/B_n)^{0.577} a (2\sqrt{3} + 2.38 h/a)}{B h^{3/2}} \quad -4-$$

La figura 2 muestra la diferencia entre ambas expresiones.

Conclusiones

- La compliancia obtenida es independiente del espesor de probeta utilizado (ec. -2-, figura 1), por lo cual el Factor de Intensidad de Tensiones en el vértice de la fisura NO depende del espesor en el rango utilizado.
- Se determinó en forma experimental la expresión de compliancia para probetas DCB, válida para espesores entre 4.77 y 9.5 mm y diferentes B/Bn.

$$CEBe = 0.003028 a^3 + 0.289 a^2 - 4.37 a + 38.7$$

con $Be = B (B/Bn)^{0.05}$

- Se determinó una ecuación que representa el valor del K presente en el vértice de la fisura en probetas DCB, que difiere con las propuesta por la norma NACE TM0177-90. Esta diferencia se manifiesta en diferentes valores alcanzados por el exponente de la relación B/Bn; el coeficiente de la relación h/a y en un factor constante igual a $(1-\nu^2)^{1/2}$. La expresión de K hallada a partir del estudio geométrico realizado es:

$$K = \frac{P(B/Bn)^{0.525}a(2\sqrt{3} + 3.69 h/a)}{(1-\nu^2)^{1/2} B h^{3/2}}$$

Referencias

- 1.- NACE Standard TM0177-90 "Standard Test Method. Laboratory Testing of Metals for Resistance to Sulfide Stress Cracking in H₂S Environments"
- 2.- Broek, D. "Elementary Engineering Fracture Mechanics", Martinus Nijhoff Publishers, 1986.

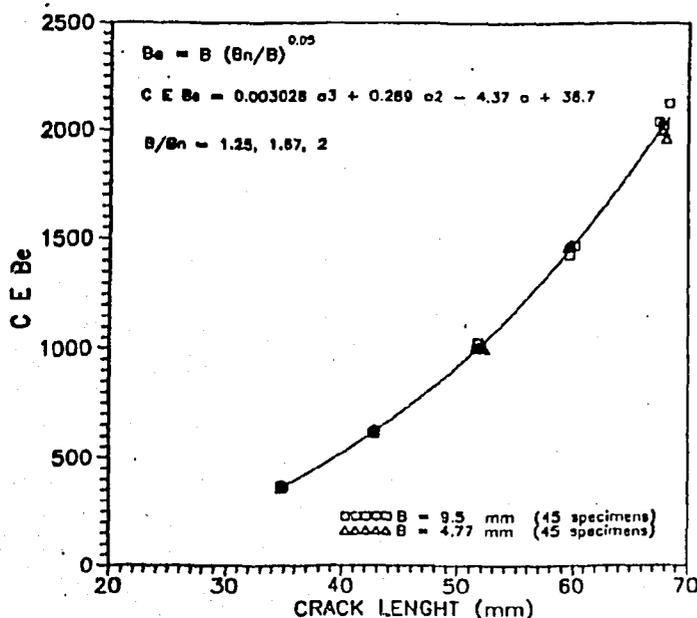


Figura 1

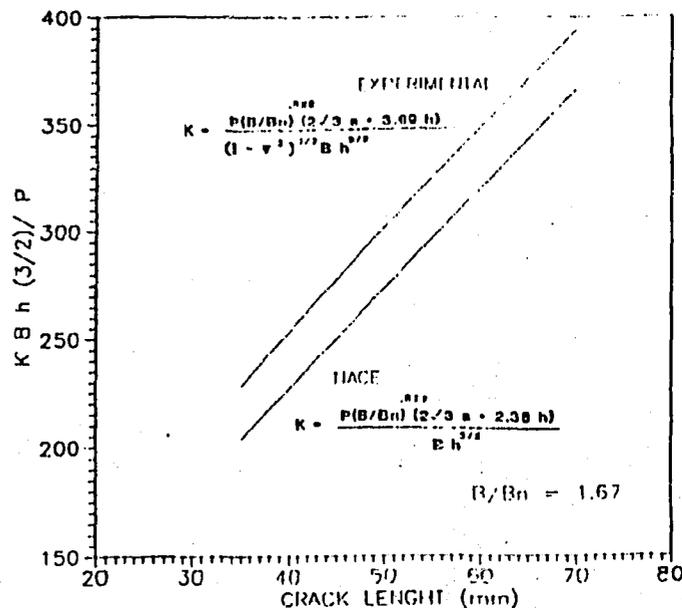


Figura 2

APLICAÇÃO DO MODELO DE NEWMAN NA PROPAGAÇÃO DE TRINCA DE FADIGA EM LIGAS DE ALUMÍNIO DA INDÚSTRIA AERONÁUTICA

Leonardo Godefroid ^(a) e Fernando Luiz Bastian ^(b)

I - INTRODUÇÃO

Após duas décadas de intensa pesquisa, reconhece-se atualmente que o fenômeno de fechamento da trinca durante a sua propagação em fadiga, proposto inicialmente por Elber ⁽¹⁾, desempenha um papel dominante na determinação da taxa de propagação da trinca. O conhecimento da tensão de fechamento de trinca define o fator cíclico efetivo de intensidade de tensão na ponta da trinca, que é a força motriz para a propagação da trinca.

A determinação da tensão de fechamento de trinca ⁽²⁾ requer métodos experimentais bem sofisticados e com uma precisão bem grande. Em contrapartida, têm surgido nos últimos anos diversas tentativas alternativas para se calcular esta tensão, a partir de modelos matemáticos analíticos ou através de elementos finitos. Um destes modelos é devido a Newman ⁽³⁻⁵⁾.

O modelo de Newman consiste numa abordagem analítica, e foi desenvolvido para um sólido elasto-plástico ideal com trinca central. Ele considera as idéias de Dugdale ⁽⁶⁾ para a zona plástica, com uma modificação para deixar material deformado plasticamente ao longo das superfícies da trinca com o avanço da trinca. Admitem-se as condições de tensão plana e de deformação plana, através de um fator de constricção no limite de escoamento do material. O modelo propõe uma equação para a tensão de fechamento de trinca, função da tensão máxima do ciclo, do escoamento do material, do estado de tensão reinante e da razão R entre tensões.

O presente Trabalho tem como objetivo a aplicação do modelo de Newman em três ligas de alumínio comumente utilizadas na indústria aeronáutica, submetidas a fadiga com amplitude constante e diversos valores para a razão R.

II - MÉTODO EXPERIMENTAL

Os materiais utilizados foram as ligas Al-7050-T7451, Al-7475-T7351 e Al-8090-T351. Os ensaios de fadiga com amplitude constante foram realizados numa máquina servo-hidráulica MTS. Os corpos de prova foram do tipo C(T), com largura igual a 50mm e espessura de 10mm para as ligas da série 7XXX e de 4mm.

(a) Eng^o Metalurgista, M.Sc., Membro da ASM e da ALAMET, Prof. do Dept^o de Metalurgia da Escola de Minas da UFOP, Praça Tiradentes 20, 35400 - Ouro Preto, Minas Gerais, Brasil. Atualmente doutorando na COPPE/UFRJ.

(b) Eng^o Metalurgista, M.Sc., Ph.D., Membro da ALAMET, Prof. da Escola de Engenharia e do Programa de Eng^o Metalúrgica e de Materiais, COPPE/UFRJ, Caixa Postal 68521, 21945 - Rio de Janeiro, Brasil.

para a liga de alumínio-lítio. Os ensaios foram realizados na temperatura ambiente e numa frequência de 25Hz. Os valores da razão R foram 0,1-0,3-0,5-0,7.

III - RESULTADOS E DISCUSSÃO

Após a realização dos ensaios de fadiga, foram traçados gráficos da taxa de propagação de trinca em função do fator cíclico de intensidade de tensão, este calculado de duas maneiras : sem levar em conta o fechamento de trinca e levando-se em conta a tensão de fechamento de trinca.

Para cada material, comparando-se as duas situações, pôde-se verificar que os resultados tratados a partir das considerações de Newman mostram um menor espalhamento de dados em função dos diversos valores de R adotados. Este resultado, embora não seja uma evidência definitiva para a validade do modelo, mostra uma tendência favorável para sua utilização na descrição do comportamento em fadiga dos materiais.

IV - CONCLUSÃO

A aplicação do modelo de Newman na propagação de trinca de fadiga em três ligas de alumínio da indústria aeronáutica mostrou-se satisfatória. O modelo conseguiu prever o comportamento destes materiais para diversos valores da razão R entre tensões, indicando ser uma boa alternativa a medições experimentais do fechamento de trinca.

V - AGRADECIMENTOS

EMBRAER (Brasil) e FFA (Suécia) pelo fornecimento dos materiais, CAPES, CNPq e FAPERJ pelo suporte financeiro, e Instituto Militar de Engenharia pela realização dos ensaios.

VI - REFERÊNCIAS

- 1 - W.Elber : ASTM-STP 486, ASTM, 1971, pp. 230-242.
- 2 - J.E.Allison : ASTM-STP 945, ASTM, 1988, pp. 913-933.
- 3 - J.C.Newman Jr. : ASTM-STP 748, ASTM, 1981, pp. 53-84.
- 4 - J.C.Newman Jr. : ASTM-STP 761, ASTM, 1982, pp. 255-277.
- 5 - J.C.Newman Jr. : Int. J. Fract., 24(1984)R131-R135.
- 6 - D.S.Dugdale : J. Mech. Phys. Solids, 8(1960)100-104.

CANTIDAD MINIMA DE PROBETAS PARA CARACTERIZAR LA TENACIDAD
A LA FRACTURA EN LA REGION DE TRANSICION DUCTIL-FRAGIL

PEREZ IPIÑA, J.E. *
ASTA, E.P. **
DIAMANTE, G. *

INTRODUCCION

La tenacidad a la fractura en la región de transición dúctil-frágil puede ser evaluada mediante "la integral J" como J al clivaje (J_c).

La zona de transición verifica un fenómeno de tamaño por el cual probetas pequeñas dan valores de tenacidad más altos que otras del mismo acero pero de mayor tamaño [1]. Dos teorías explican dicho comportamiento, la primera lo hace en términos de una menor restricción de las probetas pequeñas mientras que la segunda teoría propone un modelo estadístico en el cual la dispersión de resultados se ajusta con la función distribución de Weibull [1,3]. En el presente trabajo se analiza la cantidad mínima de probetas necesaria para caracterizar la tenacidad a la fractura en la región de transición por medio de la teoría estadística.

MATERIAL Y METODO

Se realizaron 36 ensayos de tenacidad a la fractura, según ASTM E-813-87, sobre probetas compactas de espesor $B = 12,7$ mm correspondientes a un acero de construcción ADN 42, al cual se le efectuó un recodido a 780°C durante 2,5 horas y posterior enfriamiento en horno.

Los resultados de los ensayos fueron evaluados mediante una distribución de Weibull en tres parámetros haciendo el análisis para grupos de 6, 12, 18, 24, 30 y 36 probetas, tomados según el orden de ensayo. También se evaluaron resultados previamente obtenidos por los autores [4,5], así como otros obtenidos de la literatura [6].

RESULTADOS

Las figuras la, b, c y d muestran los valores de tenacidad mínima (J_{\min}) y valores umbral del análisis de Weibull (J_0), para cada uno de los 6 grupos de

* Grupo Mecánica de Fractura, Fac. Ing. U.N. Comahue - Buenos Aires 1400 (8300) Neuquén

** ENACE S.A. - L.N. Alem 712, Buenos Aires/UTN-FRH, París 532 - (1706) Haedo, prov. Buenos Aires

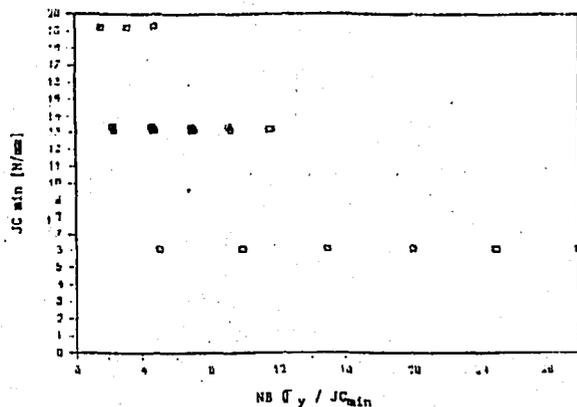
ensayos, en función del número de probetas normalizado. La figura 2 muestra valores de J_0 en función del número de probetas. También se realizaron estimaciones y gráficos similares para otras series de materiales. Finalmente, en la tabla 1 se tiene el número de probetas de la serie, la cantidad mínima de ensayos requeridos para la inecuación $NB \geq 3000 J_c \min / \bar{\sigma}_y$ propuesta por Iwadata et al [6] para evaluar una porción de la curva de transición, fueron indicadas aquellas series cuya convergencia no coincide con la ecuación de Iwadata et al.

DISCUSION Y CONCLUSIONES

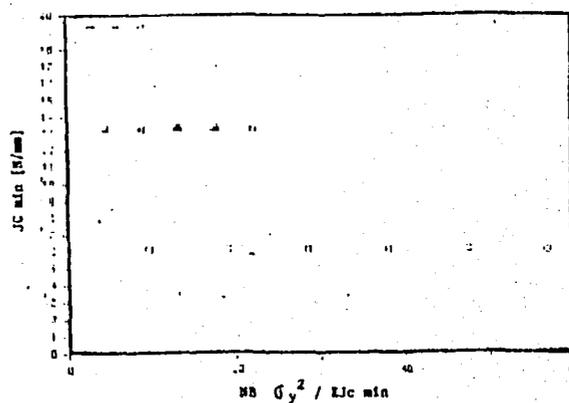
Según los resultados analizados no habría relación directa entre la longitud del frente de fisura correspondiente a un ensayo válido de K_{IC} , tal como lo propone la ecuación de Iwadata et al, y la caracterización estadística de la zona de transición.

En varios casos la cantidad mínima de probetas predicha por la ecuación de Iwadata et al es muy inferior a la necesaria para tener una distribución de Weibull representativa de la dispersión experimental.

Una cantidad de entre 15 y 30 probetas parece ser la necesaria, independientemente de los valores característicos del material (tenacidad y fluencia). Debería investigarse más este tema para saber si se puede generalizar estas conclusiones a una mayor variedad de materiales, tamaños y temperaturas. Por otro lado, no resulta práctico realizar tantos ensayos para caracterizar sólo un punto de la curva de transición dúctil-frágil.



(a)



(b)

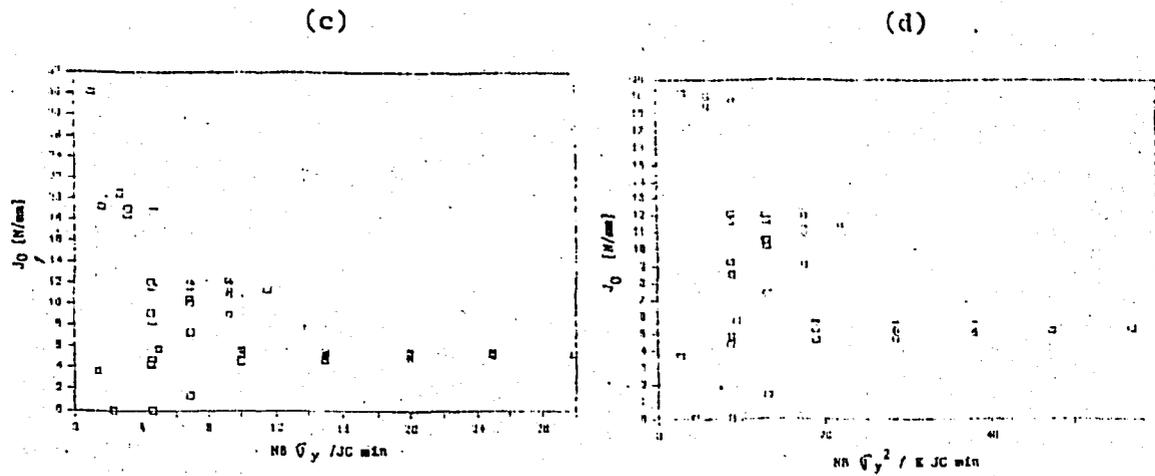


FIGURA 1 (a,b,c,d): J_C min y J_0 en función del número normalizado de ensayos y/o probetas.

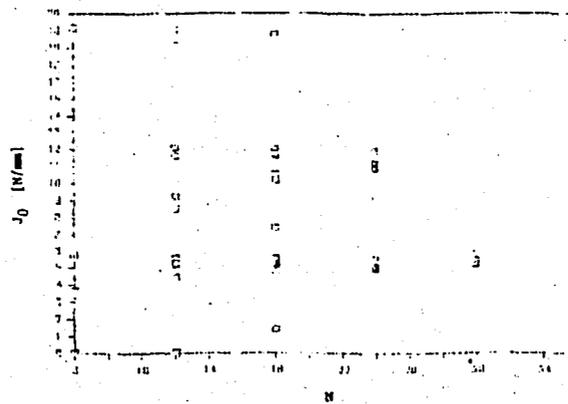


FIGURA 2: J_0 en función del número de ensayos y/o probetas (N).

MATERIAL	NÚMERO DE ENSAYOS (N)	J_C min vs $NB \sigma_y / J_C$ min	J_0 vs $NB \sigma_y / J_C$ min	J_C min vs $NB \sigma_y^2 / E J_C$ min	J_0 vs $NB \sigma_y^2 / E J_C$ min	N_{min} de Ivadate	N para $J_0 \pm 20\%$
20 MnMoNi 55 -53°C [8]	30	2500	3000	7	11	25	25
ADN 42 [7] Serie 2 Tem. Amb.	20	22000*	30000	55	65	2	18
ADN 42 [7] Serie 1 Tem. Amb.	19	12000*	15000	30	30	4	15
A508 [6] -20°C	27	3000	5000	9	13	14	20
A470 [6] -100°C	27	12000*	18000	50	30	5	25
ADN 42 Serie 3 Tem. Amb.	36	14000*	15000	25	25	4	30

* No cumple con ecuación de Ivadate et al [6]

TABLA 1: Análisis del número mínimo de ensayos y/o probetas para una convergencia de $\pm 20\%$.

REFERENCIAS

- [1] Landes J.D., Shaffer D.H., "Statistical Characterization in Transition Region" ASTM STP 700 pp 368-382, 1980.
- [2] Dawes M.G., "Developments in Fracture Mechanics I", Applied Science Pub. - London, 1979.
- [3] Landes J.D. and McCabe D.E., "The Effect of Section Size on the Transition Temperature of Structural Steels" - Scientific paper 82-ID7-Metal-P2 Westinghouse RD Center, 1982.
- [4] Asta E.P., Pérez Ipiña J.E., Zalazar M., "Tenacidad a la Fractura en Barras de Acero Dureza Natural" - Jornadas Met. 1988 SAM, La Plata, 16-20 Mayo 1988.
- [5] Pérez Ipiña J.E., Asta E.P., Toloy H.L., "Función Estadística de Weibull en tres Parámetros Aplicada a Resultados de Ensayos de Tenacidad a la Fractura Elasto-Plástica en la Región de Transición Dúctil-Frágil" - Segundo Coloquio Latinoamericano en Mecánica y Micromecanismos de Fractura, Santiago de Chile, 20-24 Octubre 1986.
- [6] Iwadata T., Tanaka Y., Ono S., Watanabe J., "An Analysis of Elastic-Plastic Fracture Toughness Behavior for J_{IC} Measurement in the Transition Region", ASTM STP 803 Vol. II pp 531-561, 1983.

EFEITO DO CARREGAMENTO DINÂMICO NA NUCLEAÇÃO E PROPAGAÇÃO DE TRINCAS

Minnicelli, J. E. e Elias, C. N.

Introdução

A fratura conhecida como fragmentação posterior, "spalling", "spall", "spallation" ou "scabbing" é obtida sob condições de altas taxas de deformação (10^3 a 10^5 s⁻¹) doravante denominado carregamento dinâmico¹. A falha do material pode ocorrer segundo um plano paralelo à superfície de carregamento e é originada pelo encontro de ondas de descompressão que se movimentam no interior do corpo. A natureza trativa dessas ondas é obtida graças a reflexão de ondas compressivas geradas durante o carregamento. A interação dessas ondas provoca uma região de tração que, excedendo a resistência dinâmica do material, induz sua fragmentação.

Nos materiais dúteis o fenômeno é controlado por crescimento e coalescimento de microvazios, enquanto que em materiais frágeis o controle é feito pela propagação de trincas com um mínimo de deformação².

O objetivo deste trabalho foi investigar a influência da microestrutura na nucleação e propagação de trincas em um aço estrutural de alta resistência e baixa liga, submetido a alta taxa de carregamento.

Método Experimental

Empregou-se a técnica conhecida como placa voadora³ que consiste em acelerar uma chapa de encontro a um alvo plano por ação de um explosivo, provocando um impacto entre estes dois conjuntos. O alvo foi constituído de corpos de prova de aço em estudo sob diferentes condições térmicas: temperado, temperado e revenido a 200, 400 e 600°C e normalizado.

Os corpos de prova impactados foram submetidos à observação em Microscopia Ótica e Eletrônica de Varredura para caracterizar-se o tipo de fratura e os sítios de nucleação de microtrincas.

Carlos Nelson Elias - Eng. Metalúrgico - D. C. - Instituto Militar de Engenharia - Praça General Tibúrcio, 80 - Urca - Rio de Janeiro - CEP 22.290- RJ - Brasil.

João Edison Minnicelli - Eng. Metalúrgico - M. C. - Instituto Militar de Engenharia.

Resultados e Discussão

Os resultados obtidos mostraram que o modo de fratura varia em função do tratamento térmico do aço. Obteve-se fratura dútil com nucleação, crescimento e coalescimento de microcavidades para os estados temperado e temperado e revenido a 200°C. À medida que houve precipitação no contorno de grão a fratura tornou-se essencialmente intergranular. Além disso, verificou-se que as inclusões não metálicas constituíram-se em sítios propícios à nucleação de microtrincas nas condições em que a matriz apresentou mais resistência e homogeneidade, tal como nos estados temperado e temperado e revenido a 200°C. À medida que a precipitação se tornou mais efetiva, os precipitados passaram a ser sítios quase que exclusivos desta etapa de desenvolvimento da fratura⁴.

Conclusões

Os resultados obtidos permitem concluir que microestruturas mais homogêneas e puras favorecem a maior resistência à fragmentação posterior, inibindo as etapas de nucleação e crescimento de microtrincas.

Referências bibliográficas

1. KOLSKY, H. & HADER, D., Fracture, an Advanced Treatise - Academic Press, New York, 1968.
2. CURRAN, D.R.; SEAMAN, L.; SHOCKEY, D.A., Shock Waves and High Strain Rate Phenomena in Metals: Concepts and Applications, Plenum Press, New York, 1981, p.129.
3. DE CARLI, P. S. & MEYERS, M. A., Shock Waves and High Strain Rate Phenomena in Metals: Concepts and Applications, Plenum Press, New York, 1981, p. 341.
4. MINNICELLI, J.E., Efeito da Microestrutura na Resistência Dinâmica de um Aço ARBL, Tese de Mestrado, Instituto Militar de Engenharia, 1990.

EFFECTO DEL NITRURADO IONICO Y DEL ENDURECIMIENTO POR LASER
SOBRE LA RESISTENCIA A LA FATIGA DE PROBETAS DE ACERO CON
ENTALLE

Torsten Ericsson* y Pedro E. De la Cruz R.**

En el presente trabajo se ha investigado el efecto del nitrurado iónico y del endurecimiento por Laser sobre la resistencia a la fatiga del acero sueco SS 2131.

Los ensayos de fatiga fueron por flexión plana alternada simétrica y se efectuaron sobre probetas con entalle ($K_t=1.7$). Se tomó como referencia la resistencia a la fatiga de probetas templadas y revenidas. Se hicieron estudios de microestructura, microdureza, superficie de fractura y estado de la superficie tratada. De igual modo se hicieron mediciones de tensiones residuales y austenita retenida.

Se encontró que el nitrurado iónico y el endurecimiento por Laser incrementaron el límite de fatiga en 115% y en 56% respectivamente.

Se ha usado un modelo basado en la distribución de tensiones residuales para explicar los efectos de estos dos modernos tratamientos de superficies. La presencia de altas tensiones residuales compresivas y la mayor uniformidad de la microestructura pueden ser la causa de las mejores propiedades de fatiga que exhiben las probetas con nitrurado iónico.

.....

* Instituto de Tecnología, Universidad de Linkoping, Suecia.

**Grupo de Investigación de Física de Metales, Departamento de Física, Universidad Nacional de Trujillo, Perú

SUSCEPTIBILIDAD A LA CORROSION DE ALEACIONES Cu-Al DE USO DENTAL

Omar Riesgo¹, Gustavo L. Bianchi² y Gustavo S. Duff⁶²

INTRODUCCION

Debido al alto costo de los metales preciosos, los fabricantes de aleaciones dentales para la construcción de prótesis, han desarrollado un gran número de aleaciones de alternativa sin contenido en metales nobles. Entre estas aleaciones se encuentran las de níquel-cromo y cobalto-cromo, y en los últimos tiempos, con el fin de abaratar aún más los costos, han hecho su aparición en el mercado las aleaciones de cobre-aluminio. Sin embargo, el empleo de estas últimas aleaciones, se ha llevado a la práctica sin haberse efectuado previamente, una completa evaluación cuantitativa de sus propiedades frente a la corrosión.

El objetivo del presente trabajo fue determinar la susceptibilidad a la corrosión que presentan estas aleaciones en soluciones de saliva artificial y de sus componentes aislados, y compararla frente a la que presentan otras aleaciones de uso dental (Co-Cr y Ni-Cr) en las mismas condiciones.

PARTE EXPERIMENTAL. TECNICAS Y RESULTADOS

Las aleaciones cobre-aluminio estudiadas en este trabajo, corresponden a cuatro aleaciones comerciales existentes en el mercado nacional, con contenidos de aluminio entre el 11 y 15% y

-
- 1- Fundación para el Estudio de los Materiales Dentales.
 - 2- Comisión Nacional de Energía Atómica-Depto. Ciencia de Materiales-Gcia. Desarrollo - Av. Libertador 8250 - (1429) Buenos Aires-REPUBLICA ARGENTINA.

la presencia de aleantes minoritarios. El tipo de ensayos efectuados fue el trazado de las correspondientes curvas de polarización tanto en soluciones de saliva artificial como en las de sus componentes aislados (cloruro, fosfatos, bicarbonato, etc.), a efectos de determinar valores críticos como lo son la corriente de pasividad y los potenciales de corrosión y de ruptura.

Los resultados de presente trabajo muestran que las corriente de pasividad son independientes del origen de la aleación, y sus valores están comprendidos entre 7×10^{-8} y 2×10^{-5} A.cm⁻²; mientras que el potencial de ruptura depende fuertemente de la marca comercial ensayada, y sus valores se extienden desde 0,4 V_{en}h hasta 0,7 V_{en}h. Es de destacar que la aparición de este potencial de ruptura es debido al dealado de la aleación, donde el aluminio pasa preferentemente a la solución dejando en el material una superficie porosa enriquecida en cobre.

Los ensayos efectuados en bicarbonato y fosfatos, mostraron que estos aniones producen una pasivación de las muestras, mientras que el anión cloruro produce un rápido ataque de las probetas a muy bajos sobrepotenciales respecto del potencial de corrosión.

CONCLUSIONES

A partir de los resultados obtenidos en el presente trabajo con la aleación cobre-aluminio, y de su comparación con los obtenido con aleaciones cobalto-cromo y níquel-cromo, muestran que estas últimas siguen siendo las más convenientes para su aplicación en la construcción de prótesis dentales desde el punto de vista de la susceptibilidad a la corrosión, puesto que ambas presentan corrientes de corrosión varios órdenes de magnitud menores que las de las aleaciones cobre-aluminio.

INFLUENCIA DE LA MICROESTRUCTURA DE UNA ALEACION COMERCIAL DE ALUMINIO-1 % Mn SOBRE EL COMPORTAMIENTO A LA CORROSION.

R.Vera *, E.S.Puchi ** y M.H.Staia **

INTRODUCCION

Una serie de estudios realizados sobre el comportamiento del aluminio y sus aleaciones en diversos medios corrosivos han demostrado su excelente resistencia.⁽¹⁾ Debido a esta propiedad se cree que la variación en el tamaño y orientación de los granos, constituyentes de la estructura, causa un efecto mínimo sobre la resistencia a la corrosión de estas aleaciones.⁽²⁾ Teniendo en cuenta esta característica, el presente trabajo tiene como objetivo principal el estudio de la influencia de la microestructura de una aleación comercial de aluminio - 1% Mn sobre el comportamiento frente a la corrosión, mediante el empleo de la técnica de polarización. La aleación ha sido tratada termomecánicamente con el fin de lograr diferentes tamaños de grano recristalizado (entre 24µm y 320µm), sin que ocurra un cambio significativo en la forma, el tamaño y distribución de las partículas gruesas de fases secundarias y así lograr correlacionar el posible efecto de esta variable metalúrgica frente a dicho fenómeno.

METODO EXPERIMENTAL

Se utilizó una aleación comercial de aluminio-1% Mn, la cual fue obtenida en forma de planchas de 7.8 mm de espesor. La composición química de la aleación se presenta en la Tabla I. Esta aleación corresponde a materiales que han sido endurecidos, únicamente por deformación en frío, de tal forma que las propiedades mecánicas deseadas se alcanzan sin necesidad de tratamientos térmicos suplementarios que den lugar a la precipitación de fases secundarias.

Se prepararon muestras de 20 cm de longitud y 3 cm de espesor para ser sometidas a un tratamiento de recocido durante 8 horas a una temperatura de 550 °C, obteniéndose de esta forma un material totalmente recristalizado.

Tabla I. Composición química de la aleación comercial de Al-1% Mn.

Elemento	Mn	Si	Fe	Cu	Mg	Zn	Cr	Al
% en peso	.925	.23	.645	.14	.006	.004	.004	balance

Los distintos tamaños de grano se lograron mediante la deformación ya fuese por laminación en frío o tracción, y recocido subsecuente. En el primer caso la deformación de las muestras se llevó a cabo con un laminador experimental dúo reversible. Se realizó la deformación de la probeta aplicándose una reducción nominal de un 87% del espesor original, que corresponde a un valor de deformación equivalente de 2.33. En el segundo caso se utilizó una máquina universal de ensayos mecánicos de 10 t de capacidad, donde se alcanzaron deformaciones equivalentes de 0.11, 0.15 y 0.20. A partir de las muestras deformadas se cortaron los especímenes (1cm x 1cm x 0.78cm) necesarios para el tratamiento térmico de recocido en horno de sales con una mezcla de 50% NaNO₃ y 50% de KNO₃.

* Becaria. Organización de Estados Americanos, Curso de Maestría en Ciencia de Los Materiales.

** Profesores, Escuela de Ingeniería Metalúrgica y Ciencia de los Materiales, Facultad de Ingeniería, Universidad Central de Venezuela, Apartado 51717, Caracas 1050, Venezuela.

La duración del recocido fue de 1 hora para las muestras deformadas por laminación y de 3 horas para las deformadas por tracción. Posteriormente, en los dos casos se realizó un tratamiento de temple en agua con el fin de retener la estructura formada a alta temperatura.

Las técnicas empleadas para evaluar el comportamiento de la aleación bajo estudio fueron: análisis metalográfico, determinación del tamaño de grano, microscopía electrónica de barrido y las curvas de polarización.

Para el análisis metalográfico la superficie de las muestras se preparó utilizando papel de carburo de silicio hasta el No. 600, pasta de alúmina de hasta $0.3 \mu\text{m}$ y el ataque electrolítico se realizó empleando una solución de 52 ml de HF 40% y 973 ml de agua destilada operando a un potencial de 22 V durante 54 segundos, se lavaron con agua y alcohol y se secaron en aire.

La medida del tamaño de grano se realizó tanto en la zona longitudinal (L) como en la zona transversal (T) de cada probeta. El método empleado fue el intercepto lineal medio ⁽³⁾.

La técnica de microscopía electrónica de barrido en combinación con el análisis químico semicuantitativo por dispersión de energía de Rayos X (E.D.X.) permitió determinar la distribución de partículas por unidad de área, su fracción volumétrica y la composición de las partículas y la matriz respectivamente.

Los ensayos de polarización potenciodinámicos se realizaron empleando una solución de 3.5% NaCl , deaireada con nitrógeno, tanto para el material original, como para aquellas muestras tratadas termomecánicamente. El área expuesta fue de 2.0 cm^2 . Las probetas, después de ser pulidas con pasta de alúmina de $1 \mu\text{m}$ y enjuagadas, fueron limpiadas con acetona y posteriormente con etanol en un equipo de ultrasonido durante 5 minutos y finalmente lavadas con agua destilada.

Los ensayos se realizaron empleando un potencióstato, un registrador y un generador de barrido, con una velocidad de 10 mV/min . El potencióstato fue conectado a una celda convencional, utilizándose un electrodo de referencia de calomel saturado, a través de un capilar de Luggin, y dos contraelectrodos de platino.

RESULTADOS

Las probetas sometidas a los dos tratamientos termomecánicos mencionados presentan los tamaños de grano que se presentan en la Tabla II. Se encontró que la dependencia del tamaño con la deformación equivalente corresponde a una relación paramétrica simple $d = 46.3 \epsilon^{-0.62}$, en donde el valor del exponente concuerda con investigaciones anteriores ⁽⁴⁾.

Tabla II - Tamaño de grano en función de la deformación equivalente

ϵ (%)	2.33	0.20	0.15	0.11
d (μm)	24 ± 2	147 ± 12	216 ± 17	320 ± 25

Dos microestructuras típicas resultantes de los tratamientos termomecánicos aplicados se presentan en las Fotomicrografías 1 y 2. La microestructura de las aleaciones Al-1% Mn se caracteriza por la presencia de $(\text{Fe, Mn})\text{Al}_3$ y $-\text{Al}(\text{Fe-Mn})\text{Si}$ en los bordes de grano. Durante la fabricación de la lámina estos compuestos intermetálicos se redistribuyen formando filas que yacen en planos paralelos a la superficie de laminado ⁽⁵⁾. La microestructura en la Fotomicrografía 3 muestra la distribución no uniforme de partículas en la aleación original, que es similar a la distribución de partículas observada en los especímenes deformados por laminación o tracción. En todas las fotomicrografías analizadas se pudo notar la forma esférica, alargada e irregular de las partículas, independiente de la deformación equivalente aplicada. El tamaño varía entre $4-5 \mu\text{m}$ y $> 5 \mu\text{m}$ respectivamente.

El valor promedio de la fracción volumétrica (área partículas/área total) es de 3.3×10^{-2} , independiente del tratamiento aplicado y concuerda con el valor encontrado en la literatura (6). En lo que respecta el número de partículas por unidad de área se observó un pequeño incremento asociado con la deformación.

Los resultados de M.E.B con el análisis E.D.X demostró que la composición de los distintos tipos de formas de partículas en cada uno de los tratamientos es similar. Los compuestos intermetálicos formados contienen principalmente elementos como Mn, Fe, Cu, Si y Cr. La relación Mn/Fe presenta un promedio de 0.97 independiente del tratamiento aplicado y es similar al material original. Se observó un leve aumento del contenido de Cu al aumentar el tamaño de grano tanto en el contenido de la matriz como en las partículas. La presencia del silicio solo fue detectada en la composición de los compuestos intermetálicos.

Los resultados de los ensayos de corrosión a circuito abierto en función del tiempo de inmersión en una solución de aireada de NaCl al 3.5 % produjeron curvas E-t similares con la diferencia que el potencial inicial es más elevado para aquellas probetas de menor tamaño de grano. Se puede notar un leve desplazamiento hacia valores más positivos al disminuir el tamaño de grano, demostrando un mejor comportamiento frente a la corrosión. Se puede apreciar que el material original presenta un desplazamiento anódico de 35 mV con respecto a las probetas que han sido tratadas y concuerda con el valor reportado en la literatura (1,7).

Los resultados de los ensayos de polarización se encuentran resumidos en la Figura 1. Como se puede observar el comportamiento es similar al del aluminio puro (8), las densidades de corriente correspondientes a la zona pasiva sufren un desplazamiento hacia valores menores al disminuir el tamaño de grano, observándose una fluctuación entre 0.4 - 2.0 $\mu\text{A}/\text{cm}^2$. En cuanto al potencial de picado no se encuentran diferencias netas en su valor con respecto al tamaño de grano, pero es más positivo que la aleación original. La variación del potencial de corrosión, calculado a partir de la intersección de la curva de polarización anódica y catódica, con el tamaño de grano se representa en la Figura 2. En esta figura se representa también la variación del potencial de picado, determinado a partir de las curvas de polarización anódica, demostrando que su valor es independiente del tamaño de grano en el intervalo estudiado. El valor de -700 mV (ECS) concuerda con el valor obtenido en la literatura (7,10).

CONCLUSIONES

Se puede concluir que el tamaño de grano, que es una función de la deformación equivalente, influye levemente sobre el valor del potencial de corrosión observándose un desplazamiento hacia valores positivos a medida que este disminuye, pero no tiene influencia alguna, en el ámbito estudiado, sobre el potencial de picado. La distribución de las partículas, su fracción volumétrica y la composición de las partículas para cada uno de los tratamientos termomecánicos es similar y es independiente de la deformación equivalente aplicada. Sin embargo existe un leve incremento del cobre al aumentar el tamaño de grano.

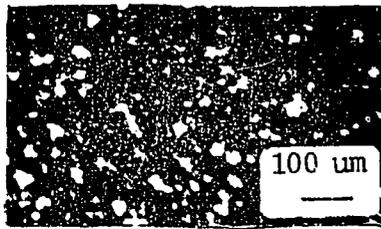
AGRADECIMIENTO

Los autores desean manifestar su agradecimiento al Consejo de Desarrollo Científico y Humanístico (CDCH) de la Universidad Central de Venezuela por el financiamiento otorgado para la realización del presente trabajo.

REFERENCIAS

1. L.F. Mondolfo : Manganese in Aluminium Alloys, Manganese Center, 29, 4, (1978)
2. Metal Handbook, Vol. 13, Corrosion, 9th Edition. (1987)
3. C.M. Sellars: Quantitative Metallography, 31, Internal Report, University of Sheffield, U.K., (1982)
4. E.S. Puchi, G. Romero y J. Camacho : Revista de Ingeniería, 1, 1, 49, (1986)

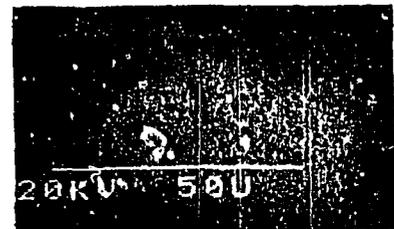
5. M. Zamin: Corrosion, 37, 11, 627, (1981)
6. E. Nes : Acta Met., 24, 391, (1976)
7. Metals Handbook, 8th Edition, 7, 242, (1972)
8. A. M. Becaria, G. Poggi: Br. Corr. J., 20, 4, 183, (1985)
9. R. A. Bonewitz: Corrosion, 30, 2, 53, (1974)
10. H. Yoshioka, S. Yoshida, A. Kawashima, K. Asami, K. Hasimoto: Corrosion Science, 26, 10, 81, (1986).



Fotomicrografía 1
=2.33 ; d=24 μm(L)



Fotomicrografía 2
=0.20 ; d=147 μm(L)



Fotomicrografía 3
Distribución de partículas
Aleación original (L)

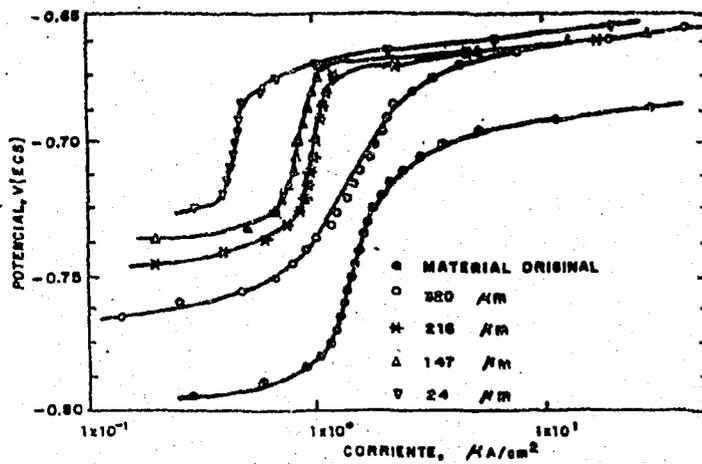


FIGURA 1 - CURVAS ANODICAS DE: HEADAS EN NaCl 0.5% T. 25 °C

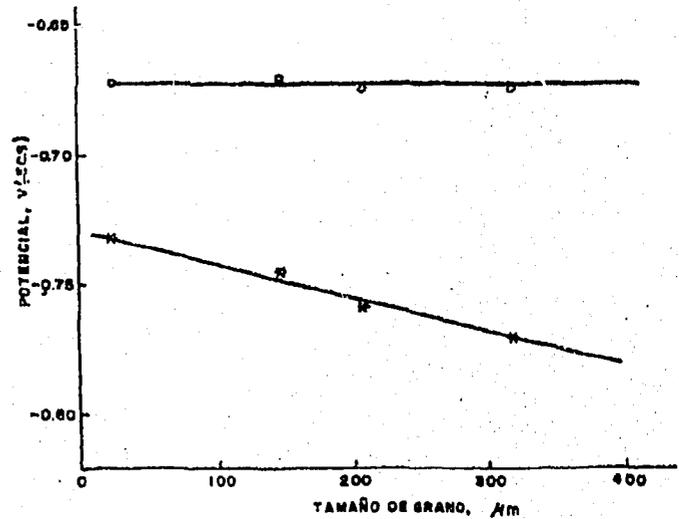


FIGURA 2 - VARIACION DEL POTENCIAL DE CORROSION (E_c) Y EL POTENCIAL DE PICADO (E_p).

INFLUENCIA DE LOS SULFUROS SOBRE LA FISURACION INDUCIDA POR HIDROGENO

EN ACEROS DE BAJA RESISTENCIA

Gladys Domizzi* Guillermo Anteri* - José Ovejero-García*

*Comisión Nacional de Energía Atómica. Av. del Libertador 8250 (1429) C.A.C.
Departamento Materiales

INTRODUCCION

Cuando un acero de baja resistencia (tensión de fluencia < 600 MPa) trabaja en un medio tal que favorece una entrada enérgica de hidrógeno en el material, el ampollado o fisuración inducida por hidrógeno (FIH) es el problema más frecuente.

Una de las soluciones más difundidas internacionalmente para mejorar la resistencia a la FIH es reducir su contenido de azufre hasta 0,002% y aplicar control de forma de los sulfuros, ya que estas inclusiones como otras más duras (alúmina, aluminatos) favorecen la formación de ampollas o fisuras (1,2).

En este trabajo se procuró cuantificar el efecto de los MnS en aceros que, como los producidos habitualmente en el país, no alcanzan porcentajes tan bajos de azufre.

METODO EXPERIMENTAL

Algunas características de los aceros empleados se presentan en la tabla 1. Se trata de aceros de producción comercial con los cuales se fabrican tubos para la industria petrolera o recipientes a presión. Todos poseen microestructura ferrita-perlita, distribuida uniformemente en el acero A, con bandas aisladas en el B y con bandas continuas en los restantes.

Tabla 1

ACERO	%C	%Mn	%S	Re(MPA)	$L_M(\mu m)$	$L_A(mm/mm^2)$	TAU2(%)
A	0,10	1,27	0,007	512	31,3	0,32	22,6
B	0,10	1,27	0,007	535	26,0	0,22	0,2
C	0,15	1,07	0,015	383	26,7	0,22	63
D	0,15	1,07	0,015	403	17,4	1,02	21
E	0,20	0,95	0,005	446	31,3	0,18	11,6

Se cuantificaron los sulfuros mediante microscopía óptica, observando 60 campos de $0,5 mm^2$ con 320 aumentos. Se calculó la longitud promedio (L_M) y la longitud total por unidad de área (L_A).

La resistencia al ampollado se evaluó sobre muestras de $55 \times 55 \times 9 mm$, sumergidos durante 96 horas en solución NACE TM 01-77 saturada con H_2S (3). El nivel de FIH se midió mediante la Tasa de Atenuación Ultrasónica TAU2 (fisuras

visibles con 100 aumentos que producen atenuación inferior a 12 dB) (4). Se considera aceptable un acero cuando posee TAU2 menor que 20%.

RESULTADOS Y DISCUSION

Los valores de TAU2, L_A y L_M obtenidos se muestran en la tabla 1. Por medio de cuadrados mínimos se realizó el ajuste lineal de TAU2 en función de L_M , L_A y de L_M , %S, obteniendo las ecuaciones:

$$\% \text{TAU2: } 3,147 L_M + 61,39 L_A - 95,99$$

$$\% \text{TAU2: } 4,549 L_M + 7359 (\%S) - 168,64$$

donde L_M se expresa en μm y L_A en mm/mm^2

En ambos casos el ajuste es de 99,8%, esta buena correlación indica que en los aceros analizados la FIH esta determinada por el largo y cantidad de sulfuros o contenido de azufre. No se observa influencia de las bandas (que no presentan microestructuras duras) ni de cadenas de alúmina, que si bien en algunos casos son largas (L_M : 23 a 155 μm) no son muy frecuentes (L_A : 0,05-0,08 mm/mm^2).

CONCLUSIONES

Se encontraron dos relaciones que permiten calcular la resistencia al ampollado en aceros de bajo límite de fluencia en función de su contenido de azufre y de su distribución de inclusiones de MnS.

En ausencia de bandas con alta dureza y de alta densidad de inclusiones duras la FIH es función exclusiva del largo y número de sulfuros.

Desde el punto de vista tecnológico es importante destacar que se puede obtener buena resistencia a la FIH aplicando control de forma de los sulfuros, sin necesidad de alcanzar niveles de azufre extrabajos.

REFERENCIAS

- 1.- T. Taira, Y. Kobayashi, K. Matsumoto, S. Matsumoto, T. Terunuma y K. Arikata. Currents Solutions to Hydrogen Problems. A.S.M. 1982, p. 173.
- 2.- D. Bridoux, C. Perdrix, M. Lafrance y Y. Provou. La revue de Metallurgie, Mai 1988, p. 425.
- 3.- NACE Standard TM 02.84x.
- 4.- F. Blanchard y D. Soudillon. Deuxieme Congres Int. L Hydrogehe dans les metaux. Paris 1977.

INFLUENCIA DE LA PRECIPITACION DE CARBUROS
EN LA FRAGILIZACION POR HIDROGENO DE UN ACERO AISI 304
A. Hazarabedian, J. Ovejero-García

INTRODUCCION

Los aceros inoxidable austeníticos (AIA) son una familia de aceros conocida por su buena resistencia a la fragilización por hidrógeno (FPH). No obstante bajo condiciones severas de uso, estos aceros pueden presentar FPH. Este hecho es muy dependiente de varios factores metalúrgicos (composición, tamaño de grano, presencia de otras fases, sensibilización a la corrosión, etc.). Si bien hay estudios que muestran cómo influye la sensibilización a la corrosión intergranular (debida a la precipitación de carburos en borde de grano), no hay estudios en estos aceros que detallen cuál es el efecto propio de la precipitación de carburos en la FPH.

METODO EXPERIMENTAL

Para cuantificar la FPH de las muestras hicimos ensayos de tracción lenta¹ en medio H₂S a una velocidad de 55 Mpa/seg. Luego de los ensayos observamos las superficies de fractura de las probetas en un microscopio electrónico de barrido (MEB) y su microestructura por microscopía electrónica de transmisión (MET) y microscopía óptica.

Ensayamos probetas en tres tratamientos termomecánicos:

- H Hipertemplado a 1323K
 S Sensibilizado a 1023K durante 15 minutos.
 R Deformado en frío un 60% más un recocido de recristalización y precipitación de carburos de 94 hs a 943K más 48 hs a 973K.

De esta forma, logramos tres microestructuras diferentes. La H austenítica, la S suma a la H una precipitación de carburos en bordes de grano y la R presenta una precipitación fina de carburos en el interior de los granos más carburos intergranulares de tamaño similar a los granos austeníticos más pequeños (2 μm).

RESULTADOS

Los resultados de los ensayos mecánicos son los siguientes:

		R	A%	Z%	FRM	FAX	FX
H	AIRE	756	60	71	31	41	48
	H ₂ S	678	35	37			
S	AIRE	760	57	56	35	65	40
	H ₂ S	494	20	34			
R	AIRE	860	38	61	30	88	53
	H ₂ S	600	5	29			

R (resistencia) A (alargamiento) Z (reducción en área) F (fragilización)

Las fractografías mostraron una fractura dúctil en todas las probetas ensayadas al aire. En H₂S las probetas H y S presentaron fractura mixta, con clivaje en la periferia y dos zonas en el centro: a) una tipo clivaje, que se suele asociar a rotura por interfase γ-α y que avanza transgranularmente en las probetas H e intergranularmente en las probetas S y b) una zona dúctil. En

cambio las probetas R presentaron en H₂S una fractura dúctil.

Las observaciones de la microestructura en el MET de las probetas H y E ensayadas al aire mostraron bandas de deformación dentro de las cuales había martensita α' . Las probetas ensayadas en H₂S presentaron una cantidad apreciable de martensita ϵ . Esto es coherente con el hecho de que las probetas fragilizadas deformaron menos y podría enmascarar el efecto de el hidrógeno sobre la energía de falla de apilamiento y la formación de las martensitas α' y ϵ . Las probetas R ensayadas al aire contenían bandas de deformación dentro de las cuales había martensita α' . Las probetas ensayadas en H₂S presentaron una menor densidad de dislocaciones sin presencia de martensita.

DISCUSION

De los resultados vemos que la precipitación de carburos disminuye la resistencia a la FPH. En las probetas S esto se debe a la descromización en los bordes de grano que favorece la formación de martensitas α' y ϵ y baja la energía de falla de apilamiento^{1,2}. De esta forma, la fractura sigue un camino preferencialmente intergranular. Esta descromización enmascara el efecto propio de la existencia de el carburo y de su interfase con la matriz. En cambio, en las probetas R la precipitación de carburos no viene acompañada de la descromización. Estas probetas son las que más se fragilizaron sin que cambie el modo de fractura en H₂S. Esto es llamativo, dado que en general a medida que crecen los índices de fragilización se observan cambios en el modo de fractura. La explicación de esto puede deberse al efecto localizador de la deformación que produce el hidrógeno, que localiza las bandas de deformación, evitando que esta última sea uniforme en toda la probeta. Este efecto, sumado a la gran cantidad de carburos presentes en la microestructura, produciría una proliferación de poros que, al aumentar en número y cantidad, asistidos por la presión interna de hidrógeno bombeada por las dislocaciones que llegan y por el aumento de la tensión, producirían un ablandamiento total que lleva a la rotura prematura de la probeta, con un índice de fragilización macroscópico alto, pero con características de fractura dúctil, debida a la deformación plástica localizada. Este fenómeno es similar al que se observó en aceros al carbono esferoidizados³.

Otra explicación de esto es que los carburos son barreras impenetrables para las dislocaciones que se apilarían en los bordes de grano proveyendo el hidrógeno que descohesionaría las interfases carburo-matriz o carburo-carburo, provocando la rotura prematura del material.

CONCLUSIONES

- La precipitación de carburos, si bien aumenta la resistencia mecánica del material, aumenta la susceptibilidad al daño por hidrógeno.
- El hidrógeno a altas fugacidades aumentaría en los aceros inoxidables austeníticos la localización de bandas de deformación como lo hace en otras aceros⁴.
- La precipitación de carburos en el interior de los granos provoca fractura dúctil en H₂S.

AGRADECIMIENTOS

Agradecemos a los Sres. D. Zalcan y P. Nieto su asistencia técnica.

REFERENCIAS

- 1) A. Hazarabedian, J. Ovejero-García: Hydrogen Effects in Metals. The Materials Society, en prensa.
- 2) A. Hazarabedian, J. Ovejero-García: Actas SAM 1989, pag.282
- 3) R. Garber, A. W. Thompson, I. M. Bernstein: Scripta Met., 10, 341-345 (1976)
- 4) O. A. Onyewuanyi: "Hydrogen Degradation of Ferrous Alloys", Noyes Publications (Editado por R. A. Oriani, J. P. Hirth y M. Smialowski), 414-453 (1985)

COMPORTAMIENTO ELECTROQUIMICO Y SUSCEPTIBILIDAD A CORROSION BAJO TENSION DE ACEROS EUTECTOIDES PARA HORMIGON PRETENSADO.

R.M. Schroeder⁽¹⁾, I.A. Maier⁽²⁾, J.R. Galvele⁽²⁾.

1) Univ. Fed. Rio Grande do Sul, Brasil

2) CNEA, Dto. Ciencias de Materiales, Gcia. de Desarrollo.

Introducción: El presente trabajo corresponde a la primera etapa de un estudio sobre el comportamiento electroquímico y la susceptibilidad a corrosión bajo tensión (CBT) de un acero eutectoide del tipo de los usados en las armaduras de hormigón pretensado. Los medios utilizados en los ensayos simulan la solución contenida en los poros del hormigón ($\text{Ca}(\text{OH})_2$ saturado), en estado puro o con la adición de contaminantes tales como cloruros y sulfatos.

Método experimental: Se empleó acero pretensado comercial, de 0.8% C, en varillas de 4mm de diámetro. Estas varillas fueron laminadas en frío hasta una sección cuadrada de 1.7mm de lado y se les aplicó un tratamiento de ablandamiento a 750 C durante 24hs, en atmósfera de argón, para poder traccionarlas.

Se ensayaron las siguientes soluciones: $\text{Ca}(\text{OH})_2$ sat., pH=12.7; $\text{Ca}(\text{OH})_2$ sat., pH=13.5; $\text{Ca}(\text{OH})_2$ sat. + 0.02M NaCl; $\text{Ca}(\text{OH})_2$ sat. + 0.05M NaCl; $\text{Ca}(\text{OH})_2$ sat. + 0.02M Na_2SO_4 y $\text{Ca}(\text{OH})_2$ sat. + 0.2M Na_2SO_4 . Todos los potenciales están referidos al electrodo normal de hidrógeno (ENH).

Resultados.

a) Curvas de polarización: Se trazaron las curvas de polarización anódicas y catódicas en medio aireado y deaireado, a temperatura ambiente, empleando una velocidad de barrido de 0.2 mVs^{-1} .

El acero eutectoide polarizado anódicamente en ambas soluciones de $\text{Ca}(\text{OH})_2$ saturado puro, se encuentra en estado pasivo desde el potencial de corrosión (-0.46 V) hasta el potencial de desprendimiento de oxígeno.

Las curvas de polarización anódica en las soluciones con adición de Na_2SO_4 son similares a las obtenidas en la solución de $\text{Ca}(\text{OH})_2$ puro.

Al agregar NaCl a la solución de $\text{Ca}(\text{OH})_2$ saturado, en el rango de concentraciones ensayadas, se produce picado. Se observa dispersión en el valor del potencial de picado en la solución 0.02M (E_p entre 0.30 y 0.70V). El potencial de picado disminuye al aumentar la concentración de cloruros ($E_p = 0.24\text{V}$), tal como se esperaba.

b) Ensayos de tracción a velocidades intermedias: Se ha empleado la técnica de tracción del electrodo a velocidades intermedias y a potencial constante (1) a fin de obtener una estimación de la susceptibilidad a CBT del material en los medios estudiados. Se aplicó una velocidad de deformación inicial de 28.5 \%min^{-1} ($4.75 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$).

La velocidad de penetración del ataque, V_p , en las soluciones de $\text{Ca}(\text{OH})_2$ sat., se mantiene baja (del orden de $1 \times 10^{-10} \text{ ms}^{-1}$) en el rango de potenciales estudiado. En la solución con 0.02M Na_2SO_4 las velocidades de penetración son del mismo orden que las anteriores, pero se observa un lento aumento de V_p con el potencial. Al aumentar la concentración de sulfatos a 0.2M se produce un rápido incremento de V_p con el potencial al aplicar potenciales superiores a -0.20 V(ENH), llegando a valores del

orden de $1 \times 10^{-7} \text{ ms}^{-1}$. En la solución adicionada con 0.02M NaCl V_p se mantiene del orden de $1 \times 10^{-10} \text{ ms}^{-1}$ hasta llegar a 0.14 V(ENH) y aumenta rápidamente a potenciales superiores. Por otra parte, en la solución con 0.05M NaCl se observa un aumento de V_p entre -0.16 y -0.06 V(ENH) hasta llegar a valores del orden de $6 \times 10^{-7} \text{ ms}^{-1}$ y luego se mantiene aproximadamente constante.

c) Ensayos de tracción a velocidades lentas: Se efectuaron ensayos de tracción utilizando una velocidad de deformación inicial de $3.7 \times 10^{-7} \text{ s}^{-1}$, en las soluciones estudiadas, aplicando valores de potencial en los que se esperaría una mayor velocidad de penetración del ataque de acuerdo a los datos de los ensayos de tracción a velocidades intermedias. La Tabla I muestra los resultados obtenidos.

TABLA I.			
Solución	E (V,ENH)	Tiempo de Fractura	Observaciones
Ca(OH) ₂ sat	-1.06	54hs	No hay ataque
	-0.06	46hs 30min	"
	0.04	47hs	"
	0.64	46hs 30min	"
Ca(OH) ₂ sat + 0.2M Na ₂ SO ₄	-0.16	37hs 35min	Poco picado
	-0.06	40hs	Picado y AG
	-0.01	27hs 45min	Picado y AG
Ca(OH) ₂ sat + 0.02M NaCl	-0.06	50hs	No hay ataque
	0.14	31hs 10min	CR zona fract.
	0.24	33hs 35min	Picado y AG
Ca(OH) ₂ sat + 0.05M NaCl	0.14	19hs 05min	Picado y CR
	0.24	8hs 15min	Picado y CR
	0.24	10hs	Picado

AG: ataque generalizado; CR: corrosión en rendijas

Conclusiones:

- 1) El acero con 0.8%C sumergido en solución de Ca(OH)₂ saturado se encuentra en estado pasivo al ser polarizado anódicamente hasta el potencial de desprendimiento de oxígeno.
- 2) La adición de NaCl, en el rango de concentraciones ensayadas, produce ataque por picado.
- 3) Aunque las curvas de polarización en soluciones con agregado de sulfato no presentan un potencial de picado, se observó este tipo de ataque en los ensayos de tracción en la solución con 0.2 Na₂SO₄.
- 3) No se nuclearon fisuras en los ensayos de tracción lenta del acero eutectoide recocido, a los potenciales aplicados. Si bien disminuyó el tiempo de fractura en las soluciones con adición de contaminantes, en especial de NaCl, esto se debió a la reducción de la sección de las probetas por picado y por corrosión en rendijas, al romperse la capa pasivante por efecto de la tracción.

Referencias:

- 1) J.R. Galvele, Symposium on "Predictive Capabilities in Environmentally Assisted Cracking", Winter Annual Meeting of ASME, Miami, Florida, Noviembre 17-21, 1985.

CORROSÃO-SOB-TENSÃO DE AÇO INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO EM SOLUÇÕES NEUTRAS DE CLORETO: UM ESTUDO FRACTOMECÂNICO

Adriane Lawische, M.Sc.*

Iduvirges Lourdes Müller, Dra.*

1. Introdução

A corrosão-sob-tensão (CST) de aços inoxidáveis austeníticos em soluções de cloretos neutras tem sido pouco estudadas devido à dificuldade de reproduzi-la em laboratório, principalmente em corpos-de-prova (CP) lisos. Por isto, tem-se tentado utilizar CP de mecânica da fratura, para facilitar o início das trincas. Em um trabalho anterior mostrou-se que, para chapa fina, a suscetibilidade à CST dependia da concentração de Cl^- , do potencial e do estado de tensões no vértice de uma trinca em um espécimen "dupla viga em balanço" (DCB). No presente trabalho, se desenvolveu um CP tipo DCB espesso para trabalhar-se no estado de deformação plan (EDP), mais propício à propagação de fissuras.

2. Metodologia

O material utilizado foi um aço AISI 304, contendo 18,3% Cr, 9,4% Ni, e 0,025% C. CP tipo DCB de 130x60x10mm, providos de um entalhe longitudinal de 40mm, afilado por fadiga, foram submetidos a distintas cargas, de modo a se obter, no vértice do entalhe, diversos valores do fator de intensidade de tensões, K_I entre 7,4 e 13 $\text{MPa}\cdot\text{m}^{-1/2}$, garantindo o EDP. Trabalhou-se ao potencial de corrosão ou aplicando potenciais de -360 ou -300mV (ECS), em NaCl a 20%, a 103°C. Obteve-se as velocidades médias de propagação, dividindo o comprimento da fissura pelo tempo, depois de alguns dias de ensaio.

3. Resultados

A fratura de CST se mostrou tipicamente transgranular. A característica mais importante foi o fato de que não houve significativa preferência de afissura provocada por fadiga se propagar. Outras fissuras secundárias surgiam nas paredes laterais do entalhe; muitas delas se nucleavam ou eram entremeadas por pites. A velocidade mé-

*Depto. de Metalurgia - Universidade Federal do Rio Grande do Sul
Av. Osvaldo Aranha, 99 - 90210 - Porto Alegre, RS.

dia de propagação variou entre $2,9 \cdot 10^{-10}$ a $6,9 \cdot 10^{-9}$, sem correlação com o potencial ou o valor de K_I inicial.

4. Discussão dos Resultados

Observou-se que o aço AISI 304 em 20% NaCl, a 103°C , é suscetível à CST até valores tão baixos de K_I quanto $7,4 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{-1/2}$. Havia-se encontrado K_I (SCC) ≈ 13 , em trabalho anterior, porém em ETP (1). Eremias e Maricev encontraram K_I (SCC) da ordem de 7, para um aço estabilizado com Ti, a -340 mV , com velocidades de propagação de até 10^{-7} m/s quando aqui se mediu valores máximos de $6,9 \cdot 10^{-9} \text{ m/s}$. A existência de trincas secundárias em regiões sujeitas a estados de tensão muito menos críticos que o vértice do entalhe, mostra que a propagação dessas é possível para valores muito menores de K_I . Possivelmente, o fato de encontrar-se, em ensaios de baixa taxa de deformação, fissuras apenas nas cabeças do corpo-de-prova (3), tenha significado semelhante: a velocidade de deformação conveniente para que ocorra CST em NaCl deve ser muito pequena, com tensões talvez ainda no regime elástico, ou com muito pouca deformação plástica associada. Talvez, para este caso, um modelo baseado no movimento de vacâncias e não de discordâncias, tal como proposto por Galvele(4), para a propagação das fissuras fosse adequado.

5. Conclusões

Utilizando CP do tipo DCB, o aço AISI 304 é suscetível a CST em NaCl mesmo para valores de K_I inferiores a $7,4 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{-1/2}$, com velocidade de propagação de fissuras da ordem de 10^{-10} a $7 \cdot 10^{-9} \text{ m/s}$. A fratura é transgranular. Fissuras secundárias nas paredes laterais do entalhe mostram que o vértice da pré-trinca não é o único, nem o mais propício ponto para nuclear-se a CST.

6. Agradecimentos

Agradece-se ao CNPq e à CAPES a concessão de recursos sob a forma de bolsa de pesquisa e de mestrado.

7. Referências Bibliográficas

- 1) L.C. Candido e I.L. Müller, Anais do II ETUAN, Rio de Janeiro, 1987, pg. 497.
- 2) B. Eremias e V.V. Maricev, Corros. Sci. 20, 307, (1980).
- 3) R.M. Schroeder e I.L. Müller, Anais do 13º SENACOR, pg. 34, Rio de Janeiro, ABRACO (1986).
- 4) J.R. Galvele, Corrosion Sci., 27, 1, (1987).

"ESTUDIO DE LA OXIDACION INCOMPLETA EN EL AIRE DE UN ACERO ESTRUCTURAL AL NIOBIO "

José. López C.(1), Marta López J.(2), Cecil Vega E.(3), Sergio Ramos V. (3)

INTRODUCCION: El objetivo de este trabajo es estudiar la cinética de oxidación de un acero estructural al Nb de composición: 0.16% C; 0.015% S; 0.017 P; 1.28% Mn; 0.26% Si y 0.03% Nb. Nos interesaba establecer si esa pequeña cantidad de Nb influye en la velocidad de oxidación del material, especialmente cuando se calentaba a las temperaturas usadas en el proceso de laminación de lingotes. Los resultados se compararán con los conocidos para el fierro puro⁽¹⁾ y otros aceros de baja aleación^(2,3,4), para los cuales se ha comprobado un mecanismo difusional que permite interpretar la cinética de oxidación mediante leyes parabólicas del tipo general $p^2 = Kt$ donde p es un parámetro que puede ser espesor, (E,cm), del óxido, o aumento de peso por unidad de superficie de metal debido al oxígeno incorporado ($\Delta m/s$, $g\ cm^{-2}$); t es el tiempo en horas y K es la constante parabólica de oxidación que tendrá unidades según sea el parámetro p usado (ver Tabla I).

METODO EXPERIMENTAL: Se realizó la oxidación en muestras de acero al Nb, cuyas medidas eran aproximadamente 22 x 14 x espesor (en mm), variando el espesor de 0.5 a 4 mm según la temperatura y tiempo ensayados, tomando la precaución de que siempre quedara suficiente acero remanente como soporte después de terminado cada ensayo. Se usaba entonces, una muestra para cada temperatura y tiempo. Antes de oxidarlas las muestras se pulían con papel esmeril y se lavaban con tolueno. Se trabajó en el rango de temperaturas 400°C-1250°C y los tiempos variaron entre 15 min y 24 horas. Al realizar ensayos a 1300°C, las muestras se fundían debido al calor de reacción y a la reducida masa del material. Para oxidarlas se usaron hornos tubulares verticales abiertos en la parte inferior y con una tapa en la superior con agujeros para permitir una convección natural del aire. La temperatura se controlaba con la precisión de $\pm 1^\circ C$.

RESULTADOS: Para cada muestra se determinó el aumento de peso por unidad de superficie ($\Delta m/s$) y se midió el espesor del óxido (E), y con esos valores se trazaron gráficos parabólicos $(\Delta m/s)^2$ vs. t , y E^2 vs. t para todo el rango de temperaturas. De esos gráficos, calculando las pendientes de las líneas para cada temperatura, se determinaron los valores de las constantes parabólicas K_g (para aumentos de peso) y K_m (para los espesores) que se muestran en la Tabla I.

-
- 1) Profesor, Facultad de Ingeniería, U. de Concepción, Casilla 53-C, Concepción, Chile.
 - 2) Profesor Asistente, Facultad de Ingeniería, U. de Concepción.
 - 3) Ingeniero Civil Metalúrgico, U. de Concepción.

Tabla I: Valores experimentales de las constantes de oxidación Kg y Km para cada temperatura

Temperatura (°C)	Kg (g ² cm ⁻⁴ hr ⁻¹)	Km (cm ² hr ⁻¹)
400	2.37x10 ⁻⁸	1.76x10 ⁻⁹
500	10.24x10 ⁻⁸	2.56x10 ⁻⁸
600	10.04x10 ⁻⁷	-
700	42.02x10 ⁻⁷	4.06x10 ⁻⁶
800	5.60x10 ⁻⁵	3.78x10 ⁻⁵
900	7.60x10 ⁻⁴	1.30x10 ⁻⁵
1000	1.80x10 ⁻³	9.00x10 ⁻⁴
1100	3.03x10 ⁻³	22.45x10 ⁻⁴
1150	3.14x10 ⁻³	23.55x10 ⁻⁴
1200	3.85x10 ⁻³	31.29x10 ⁻⁴
1250	5.33x10 ⁻³	38.00x10 ⁻⁴

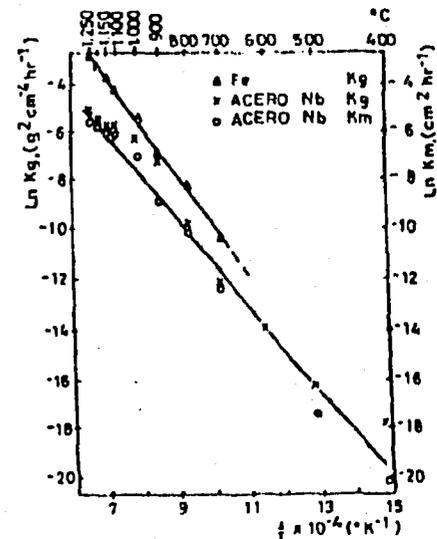


FIG. N° 1.- GRAFICO DE ARRHENIUS QUE ILUSTR A LA RELACION ENTRE LAS VELOCIDADES DE OXIDACION (Km y Kg) Y LA TEMPERATURA.

EFFECTO DE LA TEMPERATURA: La Figura 1 representa el gráfico de Arrhenius de Ln Kg y Ln Km vs. 1/T según los valores de la Tabla I. Se incluyen datos para el fierro puro. Obsérvese que se trazó una sola línea para el acero Nb, válida para los parámetros Kg y Km. El cálculo de la energía de activación según la pendiente de esa línea es de 35000 (cal/mol). Para el fierro puro se acepta un valor de 40500 (cal/mol). Estos valores experimentales pueden tener variaciones del orden del ±5%.

CONCLUSIONES

1. La cinética de oxidación del acero al Nb se rige por una ley parabólica.
2. El Nb a las concentraciones de este acero, no influye en el proceso de oxidación.
3. El acero estructural al Nb se oxida levemente a menor velocidad que el fierro puro, sin duda por el efecto combinado de las variadas impurezas del acero.

AGRADECIMIENTOS: Agradecemos al Fondo Nacional de Ciencia y Tecnología y a la Universidad de Concepción, por el apoyo financiero a través del Proyecto FONDECYT 89-0720 del primero, y por apoyo logístico, administrativo e institucional de la Universidad.

REFERENCIAS

1. J. Paidassi. Revue de Metallurgie, LIV,8,569, (1957).
2. E. Kasantsev, F. Lorang. Revue Universelle des Mines, XX,2,41 (1964).
3. J. López, P. Soto. Anales I CONAMET 133, (1979).
4. J. López, J. Cofré. Anales II CONAMET, 631, (1981).

REDUCCION DEL TiO_2 POR EFECTO DEL BOMBARDEO CON IONES A^+

A. Aubry* y C. O. de González#

Introducción.

El bombardeo de compuestos o aleaciones con iones energéticos frecuentemente produce cambios en la composición superficial de la muestra. Dichos cambios son debidos a diferentes causas: a) a la expulsión de mayor cantidad de átomos de uno de los elementos respecto a los restantes (erosión preferencial); b) implantación del ión incidente (implantación iónica); c) introducción en el material de átomos de la superficie (mezclado iónico).

En este trabajo se estudia el efecto de bombardear muestras masivas de TiO_2 con iones A^+ . La evolución de la composición superficial de las muestras se controla mediante la técnica XPS (X-ray photoelectron spectroscopy).

Experimental.

Muestras masivas de TiO_2 fueron preparadas oxidando Ti comercial tipo T60. Las oxidaciones se realizaron a 700°C durante 5 horas en atmósfera de N_2+O_2 permitiendo el crecimiento de una capa de dióxido de Ti de varios micrones.

Las erosiones con A^+ se efectuaron en la cámara del espectrómetro del equipo de análisis de superficies VG Scientific Ltd. modelo ESCA3. Las condiciones del cañon de iones fueron Energía=8Kv I=15µA. Las mediciones XPS se realizaron utilizando MgK_{α} (1253.6eV) como radiación incidente. Las posiciones en energías de ligadura (B.E.) se determinaron tomando como referencia el pico $Au4f_{7/2}$ en 83.9eV respecto al nivel de Fermi.

Resultados y Discusión.

La fig.1 representa la evolución de los picos $Ti2p$ (1/2 y 3/2) luego de diferentes tiempos de erosión. En superficie se observan picos netos y bien definidos cuya posición en B.E. corresponde al TiO_2 . Luego de bombardear con A^+ los picos se ensanchan y corren levemente hacia energías menores. La forma de los picos indica que contribuyen a los mismos varios compuestos diferentes.

La deconvolución de los picos $Ti2p$ luego del bombardeo iónico indica la existencia de cuatro compuestos Ti-O. Estos cuatro dobletes corresponden a [1] TiO_2 (459.3), [2] Ti_3O_5 (457.8), [3] Ti_2O_3 (456.6) y [4] TiO (455.2). Los valores entre paréntesis representan las B.E. (en eV) de los respectivos picos $2p_{3/2}$.

* Université de Technologie de Compiègne - Francia.

C.I.C. Prov. de Buenos Aires y C.N.E.A. Gerencia de Desarrollo, Dpto. Ciencias de Materiales. Avda. del Libertador 8250 (1429) Buenos Aires, Argentina.

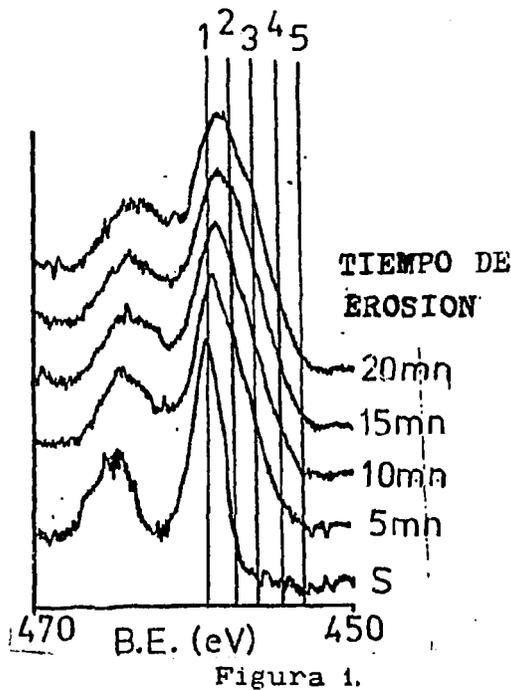


Figura 1.

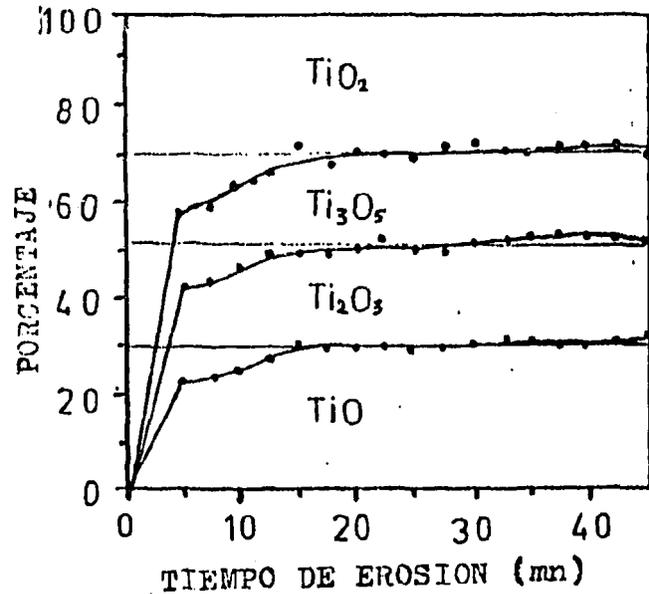


Figura 2.

La fig.2 muestra la evolución de los porcentajes de los diferentes óxidos con el progreso la erosión. En superficie solo hay TiO₂ pero luego de 5 minutos de barrido su cantidad se reduce al 40%, apareciendo las otras tres especies. Luego de 15 minutos de erosión los espectros no varían más y la cantidad de los diferentes óxidos permanece idéntica, representando los subóxidos alrededor del 70% de la señal. El efecto de la reducción del TiO₂ y la aparición de compuestos menos oxidados se refleja en la relación de concentraciones C_{O}/C_{Ti} que disminuye desde 2.2 en superficie hasta 1.77 ± 0.13 , estabilizándose en ese valor.

En el caso del TiO₂ puede explicarse el cambio de composición con el criterio de erosión preferencial del elemento más liviano el cual es el menos apto para ceder la energía recibida de los iones a los vecinos más pesados. También existe la posibilidad de que el átomo más liviano recorra un camino libre medio mayor y pueda ser eyectado desde mayores profundidades. También desde el punto de vista de las uniones químicas es factible la formación de Ti₂O₃ o, como estado final alternativo, TiO. Este óxido no parece reducirse bajo la acción de los iones dado que no se registró señal XPS del Ti puro (453.9 eV).

Conclusiones.

El TiO₂ se reduce bajo el bombardeo con iones A⁺ de 8KeV de energía. Los compuestos formados son Ti₂O₃, Ti₃O₅ y TiO cuyas proporciones no varían luego de un período de erosión. No hay reducción a Ti puro.

Agradecimientos: Se agradece al Lic. S. Hild por su colaboración en la toma de espectros XPS.

ESTUDIO POR EL METODO DEL DOBLE PULSO GALVANOSTATICO DE LAS REACCIONES DE UN ELECTRODO DE COBRE.

Arturo Meléndez I
Universidad de Santiago de Chile
Casilla 10233 Stgo. CHILE

1 INTRODUCCION. En estos últimos años, muchos esfuerzos se han realizado en la electrorefinación de cobre, con el fin de aumentar la velocidad de producción actuando sobre la densidad de corriente aplicada, aumentándola sobre el nivel tradicional de 200-250 A/m² en el proceso con corriente continua. Similares esfuerzos se han efectuado, en el proceso que utiliza corriente periódica reversa (PCR), sobrepasando el límite máximo tradicional de 350 A/m² en la corriente directa, sin deteriorar las propiedades del cobre catódico.

Para lograr los objetivos anteriores es necesario conocer el comportamiento de los diferentes parámetros en función de las distintas impurezas que entran al proceso electrolítico.

2 RESULTADOS DEL MÉTODO DEL DOBLE PULSO GALVANOSTATICO. El método d.p.g fue desarrollado por Gerischer y Krause¹ para separar el sobrevoltaje de difusión del de transferencia de carga para el caso de reacciones electroquímicas no consecutivas con una relativamente alta densidad de corriente de intercambio y sin adsorción de intermediario.

La aplicación del método d.p.g. para mecanismos de transferencia de carga que comprenden la adsorción de un intermediario, lleva a la determinación tanto de la pseudo-capacitancia que se origina por la adsorción de la especie de intercambio de la etapa rápida. La electrodeposición y la electrodisolución de cobre, corresponden a un sistema de este tipo. El electrodo Cu/Cu²⁺ obedece al siguiente mecanismo consecutivo de etapas de transferencia de cargas:

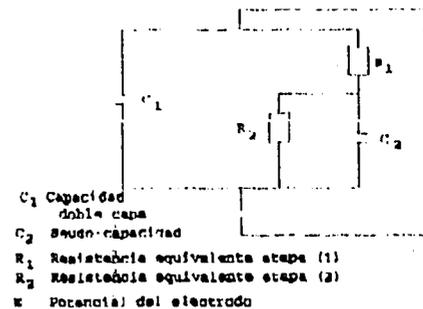
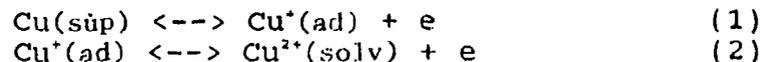


Fig. 1 Circuito equivalente.

cuando la etapa de transferencia metal-ion (1) es rápida, y la etapa de transferencia del electrón es la etapa determinante de la velocidad, es decir $i_{0,1} \gg i_{0,2}$.

En el caso de la adsorción de un intermediario como el Cu⁺(ad), los datos cinéticos de las dos etapas pueden variar dependiendo del grado de recubrimiento de la superficie del electrodo. Cuando ocurre la adsorción de una especie intermediaria, de cualquier modo, en el mejor de los casos es difícil determinar los datos cinéticos de la etapa rápida usando el estado estacionario como las mediciones con pulso simple².

Si se supone que el proceso de transporte de masa en el electrolito es despreciable (lo que permite separar la contribución difusional), entonces el sistema puede ser descrito por un circuito equivalente como el de la Fig. 1³. La determinación de los parámetros requeridos, es relativamente simple, se reduce a determinar la relación entre los elementos del circuito equivalente y los datos termodinámicos y cinéticos desconocidos, es decir, cada elemento debe corresponder solamente a un parámetro característico del sistema.

Los resultados cinéticos de investigaciones previas pueden ser resumidos en los siguientes tres puntos:

2.1 No se percibe sobrevoltaje de cristalización en el caso de un electrodo de cobre con una alta densidad de impurezas del cristal.

2.2 Se considerará la relación entre la densidad de corriente y el sobrepotencial aplicado, en el caso que no hay cubrimiento por adsorción:

$$i_c = 2i_{0,2} [\exp\{(1+\alpha_2)F\eta/RT\} - \exp\{-(1-\alpha_2)F\eta/RT\}]$$

Correspondiendo, las pendientes de Tafel de $b_a = +39,4$ mV/dec y $b_c = -118,3$ mV/dec para un $\alpha_2 = 0,5$ y $T = 298$ °K. La densidad de corriente de intercambio, $i_{0,2}$, de la etapa determinante de la velocidad depende tanto de la naturaleza del sustrato de cobre como de la concentración de Cu^{2+} y H_2SO_4 en el electrólito y de la temperatura de trabajo. Los valores experimentales de $i_{0,2}$ que se han encontrado son de algunos mA/cm².⁴

2.3 El estado estacionario o mediciones con simple pulso no dan una determinación exacta de la densidad de corriente de intercambio de la etapa rápida, $i_{0,1}$ (1). Sin embargo, $i_{0,1}$ puede ser estimado por medio de una comparación entre los resultados experimentales y las consideraciones teóricas que toman en cuenta los diferentes datos cinéticos de estos mecanismos de transferencia de carga consecutivos mientras se varía la relación $i_{0,1}/i_{0,2}$. En el caso de depositar catódicamente cobre policristalino y con una concentración de Cu^{2+} de 10^{-1} M esta relación fue estimada en $i_{0,1}/i_{0,2} \geq 10^2$.

Si se usa un depósito catódico sobre electrodos de cobre, el método del d.p.g. en el sistema Cu/Cu²⁺ se obtienen los siguientes valores de $i_{0,1} = 14$ mA/cm² para una concentración de Cu^{2+} de 10^{-1} M. Por otra parte, para esta concentración de iones Cu^{2+} , el estado estacionario da valores de $i_{0,2} = 0,75$ mA/cm². Lo cual da una relación $i_{0,1}/i_{0,2} \leq 20$ la cual es cinco veces menor que la mencionada anteriormente en estimaciones previas. Una curva potencial densidad de corriente determinada por el método del d.p.g. se muestra en la Fig. 2.

Si se comparan los valores obtenidos de las pendientes de Tafel usando el método d.p.g. con aquellos obtenidos por las curvas potenciodinámicas, con concentraciones de 45 gr/lt de CuSO_4 y la concentración de H_2SO_4 usada en el proceso industrial, ($b_a = 74$ y $b_c = 130$ mV/dec), se constata una notable disminución de dichas pendientes, ambas obtenidas en soluciones puras. Estos resultados muestran que ambos procesos cinéticos (etapa 1 y 2) tienen sus cinéticas propias y que la concentración del electrólito así como la temperatura de trabajo, son factores que influyen notoriamente la velocidad de la electrodeposición del Cu^{2+} .

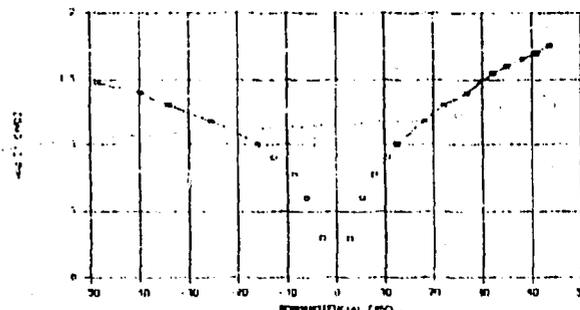


Fig. 2 Curva Potencial-Corriente Obtenida por el Método d.p.g.

1. H. GERISCHER Y M. KRAUSE, Z. Phys. Chem. NF, 10, 264 (1957)
2. J.R. VILCHES Y W.J. LORENZ, Z. Phys. Chem. NF, 96, 251 (1975).
3. R.D. ARMSTRONG Y M. HERNDERSON, J. Electroanal. Chem., 39, 81 (1972)
4. H.C. ALBAYA Y W.J. LORENZ, Z. Phys. Chem. NF, 81, 294 (1972).

- TRANSFORMAÇÕES ESTRUTURAIS DE UM AÇO ACOMPANHADAS POR ULTRASSONS -

Adilson Rodrigues da Costa*

INTRODUÇÃO

O estudo da propagação de ondas elásticas de alta frequência em sólidos tem-se revelado bastante eficiente quando aplicado ao estudo de certas propriedades dos materiais em geral [1 - 8]. Desenvolvimentos recentes, tanto nas técnicas de medidas [9 - 12] quanto na compreensão dos mecanismos de interação das ondas ultrassônicas com a matéria [13 - 20], têm demonstrado claramente o grande alcance do método quando aplicado ao estudo de propriedades físicas dos sólidos de interesse para especialistas do ramo "materiais". Nestes casos, o comportamento das ondas elásticas é estudado através de medidas de atenuação da energia do feixe incidente e da velocidade da onda como funções das variáveis de interesse, particularmente os módulos elásticos por refletirem a rigidez ou consolidação do material. Estes estudos são baseados nos efeitos da organização microestrutural (tamanho de grãos, textura cristalográfica, densidade de discordâncias, arranjos de fibras, inclusões, defeitos de elaboração, ...) sobre o comportamento das ondas elásticas que interagem com o meio.

Metais e ligas policristalinas submetidas, p. ex., a trabalhos de conformação mecânica desenvolvem "texturas" dependentes da estrutura cristalina dos grãos originais e da simetria da operação mecânica imposta. A textura consiste no alinhamento dos eixos cristalográficos dos grãos segundo direções preferenciais relacionadas aos eixos de simetria da operação de trabalho mecânico. Como uma consequência da anisotropia elástica dos grãos individuais, os módulos elásticos dos metais trabalhados mecanicamente são anisotrópicos. A propagação de perturbações mecânicas nestas condições de arranjo cristalográfico será obviamente influenciada e os reflexos poderão ser captados e analisados.

*Eng. Met.; D.Sc.; Pesquisador do CNPq; Prof. Adjunto do Deptº de Metalurgia da Escola de Minas - UFOP - 35.400 - Ouro Preto - MG.

O grau de anisotropia, p. ex., pode ser avaliado a partir dos resultados de medidas de coeficientes de atenuação (α) e de impedância acústica (Z) medidos segundo diferentes direções no sólido.

Dentre algumas das propriedades de interesse industrial que podem ser abordadas por este método ultrassônico destacamos a determinação de tamanho de grão, de frações volumétricas de porosidades e de partículas de segunda fase, medidas de tensões residuais, avaliação de módulos elásticos, ... etc.

MÉTODO EXPERIMENTAL

Basicamente, as medidas de velocidade de propagação e medidas de coeficientes de atenuação são executadas de acordo com as seguintes etapas:

- . Geração de um pulso elétrico de frequência definida
- . Conversão do sinal elétrico em energia ultrassônica
- . Transferência dos pulsos ultrassônicos para o material em estudo
- . Conversão da energia ultrassônica refletida em sinal elétrico após propagação no interior da amostra
- . Interpretação dos pulsos elétricos: medição do tempo de percurso das ondas e medição das intensidades relativas da energia após reflexões (ecos).

As medidas de coeficientes de atenuação são feitas apoiando-se na variação relativa das amplitudes de dois pulsos sucessivos ao longo do ecograma. O coeficiente de atenuação traduz o amortecimento exponencial da energia que percorre o material.

RESULTADOS E DISCUSSÕES

Várias pastilhas de aço carbono foram extraídas de barras de seção redonda e em seguida tratadas termicamente objetivando promover mudanças na microestrutura original.

As possibilidades de fazer variar a fração volumétrica, a distribuição e as características cristalográficas das fases presentes por meio de tratamentos térmicos foram exploradas e o resultado está resumido na tabela 1.

TABELA 1

AMOSTRA	TRATAMENTO	MICROCONSTITUINTES
1	Estado de entrega	Ferrita + Perlita
2	Recozimento 30 min/820°C/forno	Ferrita + Perlita
3	Normalização 30 min/820°C/ar	Ferrita + Perlita
4	Têmpera 30 min/820°C/-4°C	Martensita

Na tabela 2 podemos acompanhar a evolução das grandezas físicas (Z, α_L e C) medidas.

TABELA 2

AMOSTRA	ρ (g/cm ³)	V_L (cm/s) x 10 ⁵	Z (g/cm ² .s) x 10 ⁶	C (Pa) x 10 ¹¹	α_L	VHN
1	7.8308	5.87879	4.6036	2.71	0.188	227
2	7.8310	5.82143	4.5588	2.65	0.177	195
3	7.8467	5.81121	4.5599	2.65	0.187	232
4	7.7984	5.86145	4.5710	2.68	0.171	797

As transformações microestruturais induzidas pelos tratamentos térmicos, essencialmente variações das frações volumétricas dos microconstituintes e rearranjos cristalográficos, acarretaram mudanças nos

valores medidos de Z , α_L e C . Em termos de arranjo de microconstituintes, alterações na quantidade de perlita significam uma diminuição razoável das superfícies (interfaces) interpostas à propagação das vibrações mecânicas visto ser a perlita um microconstituente duplo. Decorre daí que a propagação das vibrações ultrassônicas é facilitada pela diminuição daqueles obstáculos estruturais - a diminuição do amortecimento (α_L) e da rigidez (C) refletem as condições físicas impostas pelo novo arranjo cristalográfico.

Por outro lado, a transformação da estrutura ferrito-perlítica em martensita homogeneiza a amostra (do ponto de vista microestrutural) e isso acarreta um ligeiro aumento nos valores de Z e C sem, no entanto, atingir os índices da estrutura inicial (1). Esse aumento é devido ao acréscimo das tensões internas oriundo da energia adicional introduzida pela deformação elástica quando da transformação martensítica: distorção devida à falta de um bom ajuste microscópico entre as duas redes cristalinas (inicial e final). A atenuação foi a menor dentre os casos estudados o que se atribui à maior continuidade da estrutura martensítica na escala de observação disponível (comprimento da onda que interage com o sólido).

CONCLUSÕES:

Os resultados obtidos nos permitem concluir que:

É possível utilizar ondas ultrassônicas na investigação e no desenvolvimento de materiais diversos. As grandezas medidas são dependentes da microestrutura.

A distribuição, fração volumétrica e natureza dos microconstituintes (composição e cristalografia das fases) podem ser estudadas com auxílio de vibrações mecânicas de alta frequência.

O método é rápido. As medidas são estatisticamente representativas, pois utilizam-se corpos de prova relativamente grandes.

AGRADECIMENTOS

A realização deste trabalho só foi possível diante do apoio financeiro garantido pelo CNPq ao projeto ref. nº 402741/87-0/MM/DF/PQ, e da participação estimulante dos bolsistas de iniciação científica: C. A. Nunes, C. Salaroli, J. F. Júnior, R. Moysés e C. Scandian.

MEDICION DE TENSIONES RESIDUALES MEDIANTE EL METODO DEL AGUJERO CIEGO EN LA UNION DE DOS CHAPAS DE ACERO ALDUR 50/65.

Jose L. Nashmias * . Alba E. Obrutsky *.

En este trabajo se presentan los resultados sobre la determinación de las tensiones residuales utilizando la técnica del agujero ciego, que es una de las técnicas de relajación de tensiones. Para detectar estas deformaciones se utilizaron sensores de deformación (strain-gages) que registran la medición por cambio en la resistencia eléctrica. (Fig N 1)

Las tensiones residuales se definen como tensiones presentes en un elemento o componente de estructura en ausencia de sollicitación externa .

Las tensiones residuales que se midieron se generaron debido al proceso de soldadura .Estas pueden constituir un defecto y en función de su distribución o magnitud, afectar el comportamiento en servicio de la unión soldada.

Se realizaron ensayos sobre el cordón de soldadura y sobre la zona afectada por el calor, de dos chapas de ALDUR 50/65 acero de alta resistencia templado y revenido que se utilizó en la construcción de la esfera de contención de la Central Nuclear ATUCHA II. (GRAFICO N 1)

TECNICA DEL AGUJERO CIEGO

Si se supone que A-A en la fig.3 representa la superficie de un sólido con tensiones residuales, al eliminarse un volumen cilíndrico de diámetro "Do" y profundidad "Z" desaparecen las tensiones que existían en la superficie produciéndose la redistribución en la zona del material adyacente al agujero.

RESULTADOS

La probeta ensayada de 515 mm de largo por 420 mm de ancho es un cupón de prueba para la calificación del proceso de soldadura automático, con el cual se unieron los componentes que se utilizaron en la construcción de la esfera de contención de la Central Nuclear de ATUCHA II.

Se realizaron 13 mediciones: 5 sobre el cordón de soldadura y 8 sobre la zona afectada por el calor (ZAC). Grafico 1. Los resultados obtenidos en laboratorio, fueron luego elaborados en una computadora del tipo PC en una hoja de trabajo realizada dentro del ámbito del programa SYMPHONY.

* Ingenieros Metalurgicos . Grupo de Tensiones Residuales
Division Desarrollo . Dto INEND .Gcia de Investigacion
y Desarrollo .C.N.E.A.

ENSAYO N°	TABLA N 1			TENS LONG σ_x	TENS TRANS σ_y
	TENS PRINC σ_{max}	σ_{min}	ANGULO β		
CORDON					
303	231	-126	85	227	-122
302	409	- 81	71	409	- 81
301	523	35	88	522	36
304	487	-148	83	478	-139
305	433	- 97	86	429	- 95
ZAC					
310	380	-260	76	341	-221
306	202	19	80	196	25
362	403	- 11	95	400	- 8
372	601	35	85	596	40
307	710	- 44	81	692	- 27
308	522	-134	81	505	-116
309	466	-146	81	447	-129
311	499	214	104	483	230

Analizando los valores de tensiones calculados sobre el cordón de soldadura ensayos 301, 302, 303, 304, 305, se puede comprobar que en el centro del cordón los valores de las tensiones son muy altos, y van disminuyendo hacia los extremos de la chapa lo cual se observa en el Gráfico 2.

Al comparar estos valores con los valores de las tensiones medidas sobre la ZAC, ensayos 310, 362, 306, 372, 307, 308, 309, 311, se observa que estos presentan valores mas altos que los medidos sobre el cordón .Grafico 3.

CONCLUSIONES

Los resultados a los cuales se ha llegado luego de los ensayos ponen en evidencia la validez del método utilizado en la determinación de los niveles de tensiones y su distribución a lo largo del cordón de soldadura.

Si bien este método puede ser calificado como destructivo por la necesidad de efectuar un pequeño orificio sobre la superficie en estudio por cada ensayo realizado, también es muy cierto que estos pueden ser facilmente reparados en obra durante la fabricación .

REFERENCIAS

- 1 - Peiter A. : Tensiones Residuales del primer tipo.- Determinación y valoración.(1966).
- 2 - Mathar J. Determinación de Tensiones Residuales por la medición de la deformación producida al mecanizar un agujero.(1933).
- 3 - Kirch. Teoria de la elasticidad.
- 4 - Nota Técnica de Measurements Group. TN-503-3 Measurement of Residual Stresses by the Hole-Drilling Strain Gage Method.
- 5 - ASTM Designation E 837-87 Standart- Test Method.
- 6 - Catálogo 200 de Measurements Group inc. Micro Measurements Division.

ROSETA DE STRAIN GAGES
 Metodo del Agujero Ciego

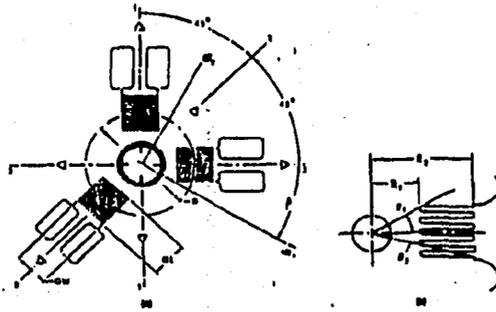


FIGURA No 1

SUPERFICIE DE UN SOLIDO

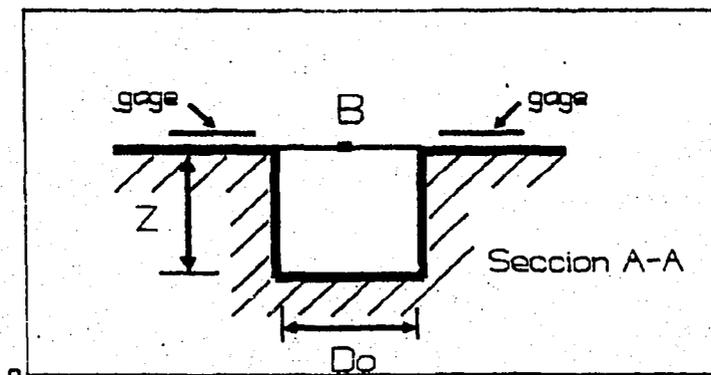
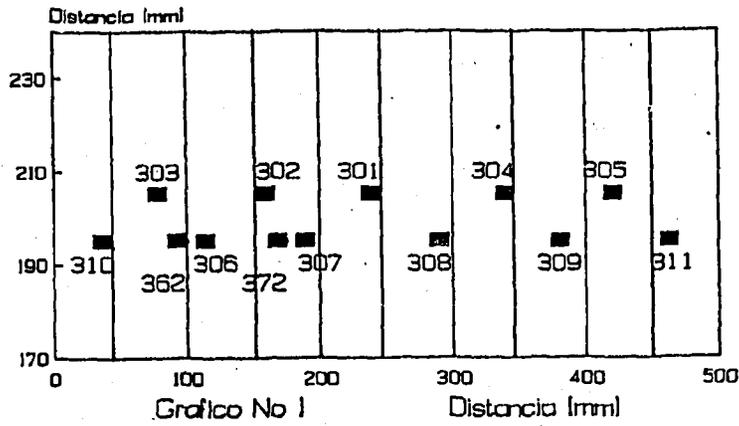
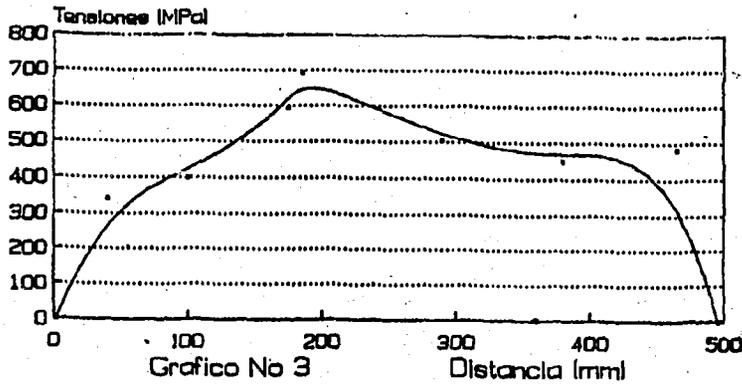


FIGURA No 3

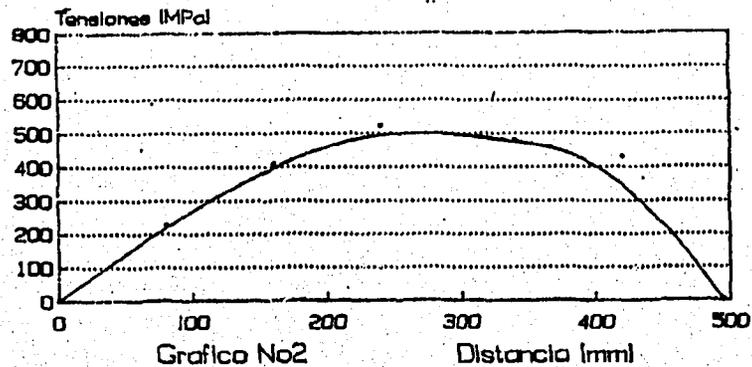
CHAPA ALDUR N 3 DISTRIB STRAIN GAGES



TENSIONES LONGITUDINALES Distribucion ZAC



TENSIONES LONGITUDINALES Distribucion Cordon



AMPLIACION DEL SISTEMA DE PROCESAMIENTO DE INFORMACION DE INSPECCIONES POR CORRIENTES INDUCIDAS

C. Borghi, H. Mendonça, M. Ruch. Departamento INEND - CNEA
Av. Libertador 8250 - Buenos Aires - Argentina

La técnica de corrientes inducidas se aplica habitualmente en la inspección de intercambiadores de calor en distinto tipo de instalaciones, como por ejemplo, centrales nucleolétricas, centrales térmicas convencionales y plantas industriales. En particular, el INEND emplea esta técnica desde hace muchos años para la inspección en servicio de los intercambiadores de calor de las centrales nucleolétricas argentinas. Cuenta con las capacidades de diseñar y construir las sondas adecuadas a los distintos equipos y acumuló una amplia experiencia en planta, en la "inspección manual", utilizando equipos EM-3300. En las últimas inspecciones de generadores de vapor, se utilizó también un sistema automático Zetec MIZ-18.

A medida que se repiten las inspecciones, se va acumulando una gran cantidad de información sobre el estado de los tubos de los distintos intercambiadores. Para agilizar la manera de presentar, elaborar, actualizar y acceder a esta información, se desarrolló en el laboratorio un sistema para computadora personal que permite realizar todas estas operaciones con el auxilio de una adecuada interfase gráfica manejada desde el Microsoft QuickBasic (QB) y con módulos escritos en dBase 3 Plus (dBase) [1].

La práctica habitual es que el operador de END informe solamente la indicación de mayor profundidad encontrada en cada tubo, sin tener en cuenta su ubicación en la longitud del mismo y esto es lo que se volcaba en los archivos de nuestro sistema [1]. Sin embargo, su utilización por distintos grupos de especialistas como corrosionistas y mecánicos, que debían analizar el comportamiento de los intercambiadores, planteó la necesidad de presentar más información que la mostrada originalmente. Entre otras cosas, estos especialistas requerían conocer la cantidad de indicaciones por tubo y la distribución de aquéllos en la longitud de éstos.

Este trabajo es la modificación del sistema presentado en [1] para incluir la información adicional requerida por los especialistas.

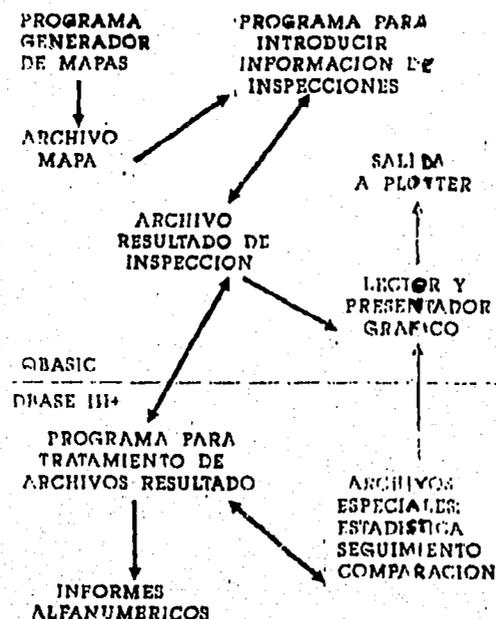
Descripción del sistema

La figura muestra un esquema del sistema original, formado por varios módulos, junto con el tipo de archivo que cada uno genera y la interconexión entre los mismos. Básicamente, el sistema hace dos tipos de operaciones, por lo cual se utilizan módulos de dos tipos diferentes, unos en QB y otros en dBase.

Los cuatro programas escritos en QB son interactivos y se ocupan del manejo de la interfase gráfica, pantalla y graficador. El primero permite dibujar el plano del intercambiador; el segundo ingresar la información obtenida en una determinada inspección y luego editarla. El tercero representa en pantalla el estado de un intercambiador y lo vuelca a un trazador gráfico. El programa escrito en dBase y compilado presenta diferentes menús que facilitan la realización de diferentes operaciones, tales como almacenar, modificar, manejar y comparar resultados y elaborar estadísticas e informes a partir de los archivos generados por el segundo módulo en QB, con información sobre las inspecciones de intercambiadores de calor. El cuarto programa en QB puede tomar archivos generados por dBase, representando por ejemplo la distribución de tubos que presenten una dada indicación, dibujarlos en pantalla y volcarlos a un trazador gráfico.

Referencias

1. C. Borghi, H. Mendonça, M. Ruch, "Procesamiento de Información en Inspecciones por Corrientes Inducidas", III Congreso de Ensayos no Destructivos para América Latina y el Caribe, Caracas, Venezuela, noviembre 1990.



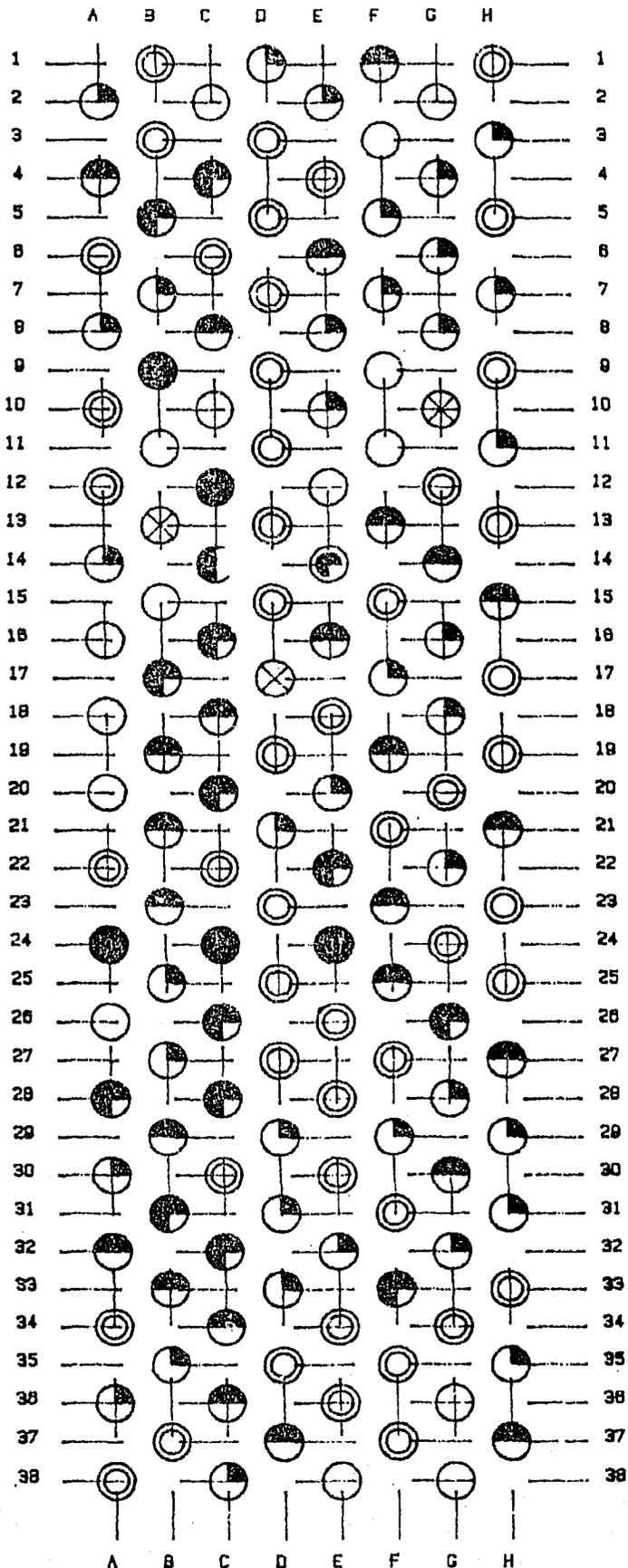
INEND

PLANTA:
EMBALSE

EQUIPO:
Enfriador H2

FECHA:
12/09/89

OPERADOR:



REFERENCIAS

- Sin inspec.
- Sin indio.
- ⊗ Tapado
- Obstruido
- Externo <25%
- Externo <50%
- Externo <75%
- Externo <=100%
- Interno <25%
- Interno <50%
- Interno <75%
- Interno <=100%

CAUSAS DE FALLA PREMATURA DE LA CAMISA DEL EJE DE BOMBAS CENTRIFUGAS

- * Ing. Jorge E. Baldo
** Ing. Rita Stanislavs

RESUMEN

El presente análisis de falla determina las causas de la prematura rotura de la camisa del eje de bombas centrífugas de una planta Cloro-Soda utilizada para el transporte de salmueras y soluciones cloradas.

Del análisis químico y ensayos mecánicos se determinó que el material de la misma es una aleación cromo-níquel-molibdeno del tipo CW-12MW según norma ASTM A 494-A494 M (85).

Sobre la camisa del eje se observa un ataque localizado cercano al rotor, cuya morfología corresponde a un intenso picado.

En base al análisis metalográfico de piezas dañadas y piezas sanas, así como de probetas sometidas a distintos tratamientos térmicos, se llegó a las siguientes conclusiones:

- Por el tipo de microestructura que presentan las piezas dañadas, éstas han sido tratadas entre 700 y 1050 °C lo que provoca comportamientos desfavorables respecto a la resistencia a la corrosión. Esto pudo ocurrir durante las reparaciones de la bomba en que se calienta por soplete la camisa del eje o bien por un inadecuado proceso de fabricación.

- Una causa adicional de falla puede ser la utilización de las bombas para transferir medios diferentes, y la presencia de ciertas sales en las soluciones provoque la sensibilidad del material al picado.

- Por la composición química y propiedades mecánicas el material no es imputable del ataque verificado.

* Investigador del CIMM (CIMM-INTI) Centro de Investigación de Mat. y Metrolog.
C.C. 884 - 5000 Córdoba

** Becaria del CONICOR en el Dpto. de Materiales y Tecnología de la Fac. de Ciencias Exactas, Físicas y Nat. de la UNC.

ANÁLISIS CRÍTICO DE DEFECTOS EN UNA CALDERA DE UNA CENTRAL TERMOELECTRICA

A. Reutemann, J. Wagner (INTEMA, UNMDP-CONICET) y M. Schang (ESEBA S.A.)

1. Introducción

Este trabajo forma parte de un proyecto de Investigación y Desarrollo, entre ESEBA S.A. e INTEMA, tendiente a solucionar los problemas asociados con la significación de defectos y reparación de los tubos de las calderas de la central generadora 9 de julio. La relevancia de este proyecto está definida por el grado de confiabilidad en que se encuentran algunas de las calderas, cañerías y otros recipientes de presión en las centrales de la zona, y la crisis energética que nos afecta actualmente.

Es importante indicar que estas calderas, de 30 MW c/u, se encuentran cercanas a la finalización de su vida útil de diseño. Esto trae aparejados varios problemas relacionados con la degradación de los materiales, por efecto de los ciclos termo-mecánicos y elementos contaminantes. Existen además problemas constructivos, que requieren un análisis de integridad estructural. En particular, en este trabajo se estudia el efecto de la rigidización por soldadura de las juntas piso-pared de las calderas. Este problema ha sido la causa subyacente de gran parte de las salidas de servicio por aparición de fisuras en los tubos del hogar, ver la figura 1.

2. Procedimiento Experimental

El costo del proceso en la soldadura de reparación suele ser infimo comparado con el costo de tiempo perdido de funcionamiento, preparación y limpieza del sector, tratamientos térmicos, etc. Además, muchas veces la introducción de nuevos defectos durante la reparación perjudica la vida útil más que el defecto original. Por lo tanto, debe determinarse si el defecto encontrado es realmente pernicioso para el normal funcionamiento del componente. Este estudio es denominado Análisis Crítico de Ingeniería y Aptitud para el Servicio. Brevemente, se basa en el análisis fractomecánico del defecto, considerando la microestructura del material, las condiciones de servicio, la geometría del defecto y el componente, y la forma y probabilidades de falla.

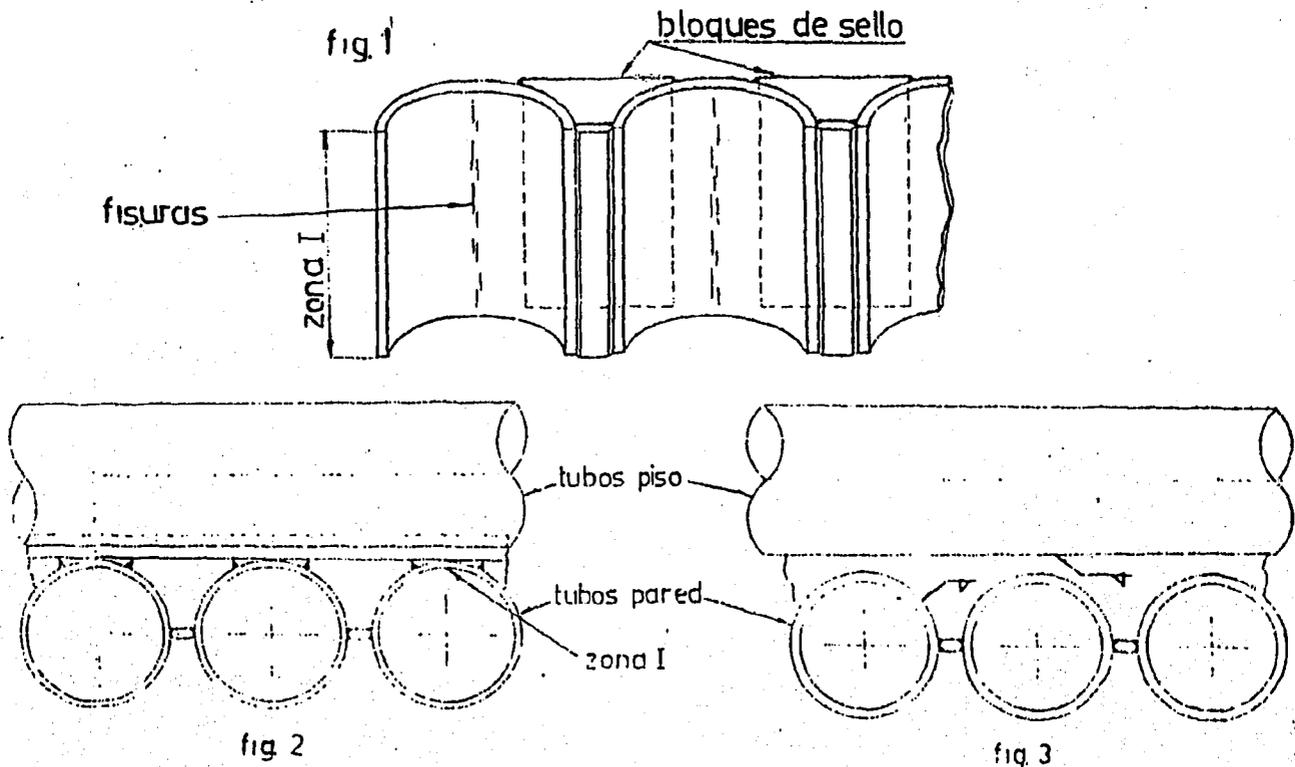
Las tensiones presentes en las zonas de los defectos fueron analizadas considerando que las mismas son causadas por la restricción al desplazamiento provocada por los bloques de sello, fig. 2. El modelo planteado asume un comportamiento elástico-lineal del material, controlado por deformación. Considerando un modo de carga asociado a las diferentes dilataciones térmicas

entre el piso y la pared de la caldera, debidas a las diferentes temperaturas de ambos en servicio, las tensiones tangenciales de tracción en los tubos presentan una fuerte concentración en la zona I.

Se hizo un estudio microestructural y fractográfico de las zonas fisuradas. Se determinó el parámetro fractomecánico de iniciación (K_{Ic}) del material de los tubos del hogar, a diferentes temperaturas. Se determinaron los tamaños críticos de defectos en la zona I. Se analizaron los esfuerzos de origen térmico y resistencia a la fatiga de bajos ciclos. Finalmente, se propuso un rediseño de las juntas piso-pared.

3. Discusión de los resultados

No se detectó una degradación importante del material de los tubos por servicio a temperatura. Del análisis fractográfico se concluyó que el origen de las fisuras ubicadas en la zona altamente tensionada de la superficie interior de los tubos entre los bloques de sello, fueron pequeños defectos iniciales longitudinales. Estos defectos propagaron subcríticamente como consecuencia de la acción de cargas cíclicas termomecánicas, de máxima magnitud durante las etapas de enfriamiento y calentamiento asociadas a las salidas y reentradas en servicio. Los cálculos indican que la fisuras alcanzan la condición de pasantes antes de la condición de criticidad, por lo que antes que la propagación inestable ocurrirá la pérdida de vapor. El nuevo diseño, figura 3, procura disminuir la incidencia de "pinchaduras", al reducir la restricción de los bloques de sello, eliminando los cordones longitudinales y reemplazando los bloques por una placa selladora continua.



ANÁLISIS DE INTEGRIDAD EN UNA ESTRUCTURA CON CARGAS DINÁMICAS EN UN PARQUE DE DIVERSIONES

J.C. Belmonte, J.L. Otegui - Div. Soldadura y Fract. INTEMA (UNMDP-CONICET)

1. Introducción

La iniciación y crecimiento subcrítico por efectos ambientales o cargas mecánicas cíclicas de defectos preexistentes puede conducir a la rotura prematura de componentes estructurales. Los métodos modernos de Mecánica de Fractura permiten relacionar tres elementos claves del análisis: las tensiones aplicadas en zonas críticas, las propiedades del material, y la morfología y tamaño de defectos o discontinuidades. La combinación de la historia de carga con las características de crecimiento subcrítico permiten estimar la vida útil del componente. Este dato es el que debe ser empleado en la determinación de la frecuencia de inspección durante el servicio. La probabilidad admisible de falla debe ser determinada por la magnitud de los daños a personas y propiedad que la misma pueda causar.

El presente trabajo forma parte de un programa global de análisis de integridad estructural y significación de defectos, y se basa en la investigación desarrollada en la estructura del "Rock & Samba", una de las atracciones del "Itaipark" de Mar del Plata. Esta estructura está sometida a altos niveles de sollicitaciones cíclicas, debidas a grandes aceleraciones angulares y verticales, en un ambiente corrosivo marítimo. La estructura consta de 12 brazos tipo viga cajón en chapa de acero estructural de 3 mm, distribuidos en forma radial, unidos a un núcleo central troncocónico de chapa de 6 mm de espesor, ver fig. 1. Sobre ellos descansa una plataforma metálica circular, sobre la que se ubican los usuarios sentados.

2. Metodología Experimental

El programa experimental se basa en la utilización de los procedimientos recientemente desarrollados por el Instituto Internacional de Soldadura (IIW), contenidos en el documento IIW SST-1141-89: "Application of an Engineering Critical Assessment in Design, Fabrication and Inspection to assess THE FITNESS FOR PURPOSE OF WELDED STRUCTURES".

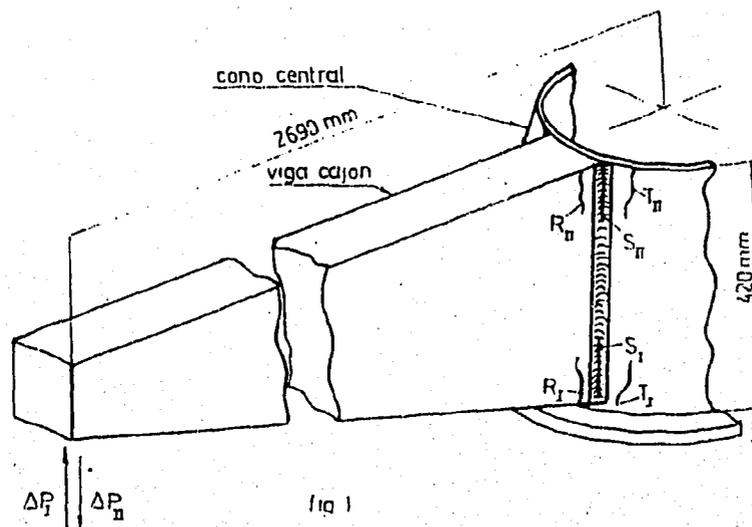
La acción de las cargas de origen dinámico sobre los brazos puede ser reducida a los dos modos M_i indicados en la fig. 1. Las tensiones presentes en las zonas de los defectos fueron calculadas numéricamente por elementos finitos. El modelo planteado asume un comportamiento elástico-lineal del material (fig. 1). Los puntos R_i , S_i y T_i (fig. 1) constituyen los "hot spot"

(sitios más probables de iniciación de la fisura). Según sea el modo de carga, las tensiones de tracción son máximas en los extremos $i=1$ o $i=2$. Del análisis fractográfico se concluyó que el origen de las fisuras ubicadas en las zonas altamente tensionadas del núcleo central y de los brazos laterales de la estructura, fueron pequeños defectos iniciales longitudinales, que propagaron por fatiga como consecuencia de la acción de las cargas de funcionamiento.

La caracterización fractomecánica a la fatiga de defectos en los "hot spots" R, S y T se realizó utilizando el método analítico basado en la ley de Paris, considerando los parámetros del material, de modo de asegurar una probabilidad de sobrevida de la junta no menor que el 97.7 %. Esta probabilidad fue definida considerando que en caso de falla no es probable que resulte seriamente afectada la integridad física de los usuarios, ya que la superestructura quedaría soportada por las otras 11 vigas. Se consideraron dos posibilidades: (a) la falla de las vigas, y (b) la falla del núcleo central. Ambas están asociadas a la concentración de tensiones M_k debida a la soldadura en filete (fig. 1).

3. Discusión de los resultados

Con estos métodos de análisis se determinó que en el estado actual de la estructura debería preverse un intervalo seguro entre inspecciones de menos de un mes, lo que involucraría un costo elevado de inspección y reparación. Se decidió por lo tanto realizar un rediseño de la estructura, que incluye la rigidización mediante una superestructura de perfiles soldados, dimensionada mediante elementos finitos para obtener una reducción de las tensiones de hot spot de entre 30 y 40%. La geometría de la estructura permite el acceso a las partes críticas, facilitando la aplicación de un sistema de monitoreo del crecimiento de fisuras.



Fallas por corrosión en válvulas de acero inoxidable microfundido.

Norma B. De Cristofaro. INTI. Sector Electroquímica Aplicada.
C. C. 157 (1650) San Martín. Pcia de Bs. As.

INTRODUCCION

Los aceros inoxidables microfundidos presentan menor resistencia frente a la corrosión que los laminados. Sin embargo, no en todas ocasiones se puede recurrir al uso de aceros laminados y deben utilizarse piezas microfundidas.

En atmósferas ricas en CO₂ la formación de las películas pasivas se ve dificultada. Las velocidades de corrosión en aguas destiladas con oxígeno presente se incrementan si está presente el CO₂.

En el presente trabajo se analizan las causas de corrosión detectadas en el cuerpo de una serie de válvulas mariposas, de acero inoxidable microfundido, instaladas debajo de los fermentadores en una planta alimenticia.

EXPERIMENTAL Y CARACTERIZACION DEL PROBLEMA DE CORROSION

Durante el período de operación de la planta las válvulas se encuentran cubiertas por agua de condensación. Prácticamente la totalidad de las válvulas instaladas presentaban ataque por corrosión. Esta se presentaba en forma de manchas de productos de corrosión de hierro. No se observó una orientación preferencial de las mismas.

RESULTADOS: En la tabla 1 figura la composición química del material del cuerpo de las válvulas.

Tabla 1: Composición química del acero inoxidable
Elemento g/100g.

C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	Mo
0,109*	0,50	0,019	0,005	1,13	18,2	9,93	1,25
* ± 0,05							

Los contenidos de Si y C resultaron superiores a los correspondientes a un acero inoxidable AISI 304.

Los resultados de las determinaciones ambientales efectuadas figuran en la tabla 2.

Tabla 2: Determinaciones ambientales

	Acidez	Cl ⁻ mg/m	SO ₄ ²⁻ mg/m	CO ₂ mg/m
Muestra 1	0,42	0,85	< 0,06	220
Muestra 2	0,20	0,87	< 0,06	220

Mediante microcopia electrónica de barrido se observó la presencia de numerosas inclusiones conteniendo aluminio y silicio. Se detectaron además carburos de cromo.

Las medidas electroquímicas efectuadas mostraron el efecto del CO₂ y del O₂ sobre la velocidad de corrosión del acero inoxidable.

CONCLUSIONES

- La absorción de CO₂ en el agua de condensación produce un descenso en su pH. La presencia de CO₂ y O₂ aumenta la velocidad de corrosión del material.
- El acero inoxidable se encuentra fuera de especificación.
- La observación microscópica reveló la presencia de numerosas inclusiones y carburos de cromo.
- El tratamiento superficial efectuado no es el adecuado para un acero inoxidable. Este no mejoró el estado superficial del material y dejó una superficie de alta rugosidad por ende proclive a los procesos de corrosión.

Un material con alto nivel de carbono, con sitios preferenciales para la iniciación de procesos de corrosión como la presencia de inclusiones en conjunción con procesos de aireación diferencial originados en los huecos presentes en la superficie del acero, explican el severo ataque por corrosión observado en las válvulas y que llevaron a su deterioro en menos de un mes de uso.

REFERENCIAS

- 1) L. L. Shreir. Corrosion. Vol.1. Newnes-Bulterwoths. London.

FALLAS POR CORROSION EN VALVULAS DE ACERO INOXIDABLE
MICROFUNDIDO. I.-DISCO DE VALVULA MARIPOSA

G. ABUIN*, I. ALANIS*, L. BERARDO*

* Sector Electroquímica Aplicada-INTI-C.C.157-1650 San Martín-B.A.

INTRODUCCION

Los aceros inoxidable fundidos presentan estructuras metalográficas diferentes a las de sus equivalentes laminados. Así, una fundición con composición química equivalente al AISI 316 presenta una estructura de austenita con porcentajes variables de ferrita(1). Durante el proceso de solidificación frecuentemente precipitan carburos de cromo en zonas preferenciales como la interfase austenita-ferrita, quedando la aleación cercana al precipitado empobrecida en Cromo (Cr) y por ende más susceptible a la corrosión. Este material presenta buena resistencia en medios conteniendo cloruros(2), aunque puede sufrir ataque localizado, dependiendo entre otros factores, de la presencia de oxidantes en el medio(3).

DESCRIPCION DEL PROBLEMA. METODO EXPERIMENTAL

En el presente trabajo se analizan las causas de fisuración de un disco de acero inoxidable microfundido AISI 316 de una válvula mariposa instalada en el circuito de alimentación de agentes de limpieza a una planta industrial alimentaria. Soluciones de limpieza utilizadas: hipoclorito de sodio y detergente alcalino, que circulan de manera intermitente y alternada a temp. ambiente y a 60-70°C, respectivamente. Se realizaron análisis químicos de la solución de hipoclorito, observación, análisis superficial, análisis químico y metalográfico del metal y medidas electroquímicas.

RESULTADOS Y DISCUSION

La observación macroscópica de la superficie de fractura indica que se produjo siguiendo la estructura de solidificación. La observación metalográfica muestra una fundición con granos bastos de austenita y estructura de solidificación dendrítica, con acumulación de carburos e inclusiones en zonas interdendríticas. En estas zonas se produjo el inicio y la mayor parte del avance de fisuras.

Las observaciones en SEM confirman las macroscópicas y las realizadas por microscopía óptica. El análisis de la solución de hipoclorito reveló 225 ppm de Cloro libre y 1280 ppm de cloruro, con pH 9,05. El contenido en cloruro es relativamente alto y puede ser peligroso si se concentra en regiones estancas. Con curvas de polarización en solución de hipoclorito de planta se detectaron densidades de corriente mayores que las esperables y un potencial de picado de +340 mV (esc). Después del ensayo se observó ataque localizado en los alrededores de los precipitados. El análisis con EDAX reveló tres composiciones diferentes de inclusiones y precipitados en la aleación. Las que presentan ataque alrededor poseen Cr como componente principal, lo que indica que estas heterogeneidades están constituidas fundamentalmente por carburo de Cr. El análisis químico del metal no corresponde a una aleación equivalente a AISI 316. El contenido de Cr es menor y el de Carbono mayor que el especificado por norma, lo que favorece la precipitación de carburos. Los análisis efectuados confirman la mayor susceptibilidad a la corrosión en el medio de trabajo por empobrecimiento de la aleación en Cr.

CONCLUSIONES

La fisura del disco de válvula se debió a la gran cantidad de carburos de Cr presentes en las zonas interdendríticas y al bajo contenido de Cr en la fundición. Estas características provocan una alta susceptibilidad a la corrosión del acero inoxidable en la solución de hipoclorito utilizada en planta.

AGRADECIMIENTO

Se agradece la colaboración de la Sra.M.de Iorio en los trabajos experimentales.

REFERENCIAS

- 1) Metal Handbook 9th Edition (A.S.M.), Volumen 3, 9 y 13.
- 2) J. Sedriks: Corrosion of Stainless Steels, Ed. J. Wiley & Sons.
- 3) Process Industr. Corrosion (NACE), Ed.B.J. Moniz, W.I. Pollock.

ESTUDO DAS CAUSAS DE FALHA DE COMPONENTES DE AÇO INOX RESISTENTES AO CALOR USADOS EM FORNOS DE AQUECIMENTO DE PETRÓLEO DA REFINARIA ALBERTO PASQUALINI, CANOAS, RS. BRASIL.

Edison Luís Drescher, EE, UFRGS, Porto Alegre, RS, Brasil

Tulio Lopes Mello, Eng., REFAP-PETROBRAS

Telmo Roberto Strohaecker, Dr., PPGEMM/UFRGS, Porto Alegre, Brasil

A partir da constatação da existência de fraturas em tirantes que posicionam tubos em fornos de aquecimento de petróleo foi efetuada uma parada de emergência em que as peças foram substituídas. As mesmas foram submetidas a um estudo sobre as causas que poderiam ter determinado a falha. Esta falha dos tirantes ocorreu após uma operação da instalação por quatro anos.

O estudo revelou que os tirantes sofreram fratura devido a existência de um mecanismo específico de fluência o qual acarreta uma fratura intergranular. Esta fratura intergranular ocorre a partir da interligação de vazios formados junto aos carbonetos precipitados em contorno de grão (Fig. 1).

O material empregado é um Aço Inox Austenítico com aproximadamente 25% de cromo, 12% de níquel e 0,2% de carbono. (H-H-20).

Adicionalmente aos tirantes fraturados, foi constatado que alguns não apresentaram problemas.

Comparando-se as microestruturas e macroestruturas de ambas, e levando-se em consideração o tipo específico de mecanismo de fluência que atuou sobre as peças em uso, o qual depende da temperatura e tensão aplicada, pode-se concluir a respeito de qual tipo de microestrutura melhor se adaptou as condições de trabalho.

Nos casos onde obteve-se estrutura do tipo colunar teve-se os piores resultados, pois, a formação de vazios em um plano normal a direção de tração determina a rápida interligação destes e, conseqüentemente, uma redução drástica na vida dos tirantes.

Quando obteve-se uma estrutura de fusão composta por grãos muito finos também teve-se redução na vida, neste caso existe uma quantidade muito grande de vazios que possuem grande facilidade para interligar-se.

Diferentemente dos casos acima teve-se tirantes onde a estrutura de fusão foi obtida com um superaquecimento mínimo possibilitando, desta forma, a obtenção de uma estrutura homogênea quanto ao tamanho de grão, não existindo também a presença de estrutura colunar. As peças assim produzidas tiveram uma vantagem excepcional sobre as demais. Nesta situação embora também houvesse a formação de vazios esta se dava de maneira completamente aleatória.

Concluiu-se ao final do estudo que o fator determinante na redução da vida dos tirantes foi principalmente a existência de orientações. Na microestrutura Orientação esta constatada na estrutura do tipo colunar e que provoca a fácil interligação dos vazios formados junto aos carbonetos precipitados em contorno de grão. Já na situação em que existe uma grande aleatoriedade na distribuição dos vazios formados junto aos carbonetos a ocorrência da fratura é retardada.

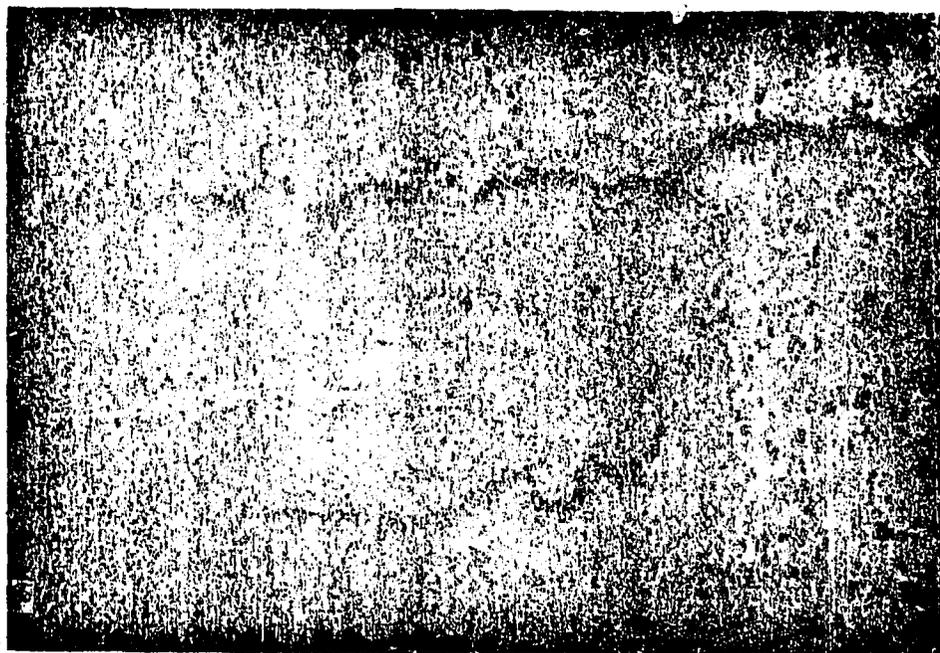


Figura 1 - Ligação dos vazios já completadas.

Reagente: Murakami Aumento 100X.

EVOLUCION MICROESTRUCTURAL DE TUBERIAS DE CALDERA DE CENTRALES TERMICAS DESPUES DE SERVICIO PROLONGADO.

M. TWENTYMAN*, R. ROSETTI* y G. PORTA†

* Investigadores del CIMM-INTI/Casilla de Correo 884, 5000 Córdoba
† Ingeniero Mecánico Electricista.

Introducción.

El estudio de fallas originadas en tuberías de centrales térmicas de energía eléctrica permite evaluar las condiciones microestructurales límite, que ponen al sistema en condiciones críticas. La evaluación de condiciones microestructurales que permitan profundizar el conocimiento de los mecanismos que operan en el envejecimiento es importante en el estudio de vida útil remanente de componentes de calderas. El cumplimiento del programa de energía exige el conocimiento actual y prospectivo de instalaciones disponibles. Asimismo, la prevención de fallas permite disminuir costos por paradas de reparación no previstas que imposibilitan un tratamiento adecuado del sistema.

Estudios realizados.

Se prepararon muestras de tubos con distinto estado de evolución microestructural, procedentes de zonas afectadas por llama directa; cercanas a fallas; alejadas de fallas; tuberías sin uso, etc. Se efectuaron estudios metalográficos con microscopía óptica y electrónica de barrido. Se observó distribución de fases, morfología, y su relación con las etapas de envejecimiento. Las Figuras 1 a 5 muestran diferentes estados microestructurales que permiten establecer etapas definidas de avance del fenómeno de envejecimiento. Las mismas conducen a fallas en el material, o plantean la existencia de situaciones de alto riesgo en la provisión energética.

Análisis microestructural y conclusiones.

El estado microestructural límite estaría dado por la microestructura observada en la Figura 5. La evolución microestructural debida a la permanencia prolongada en servicio atraviesa diferentes etapas, desde un estado de referencia como el mostrado en la Figura 1 (tubo sin uso). Estas etapas son:

I-Rotura de límites de colonias perlíticas y estrangulamiento de láminas.

II-Globulización de la perlita, coalescencia de carburos y destrucción de colonias perlíticas.

III-Decoherción y aparición de cavidades en bordes de grano.

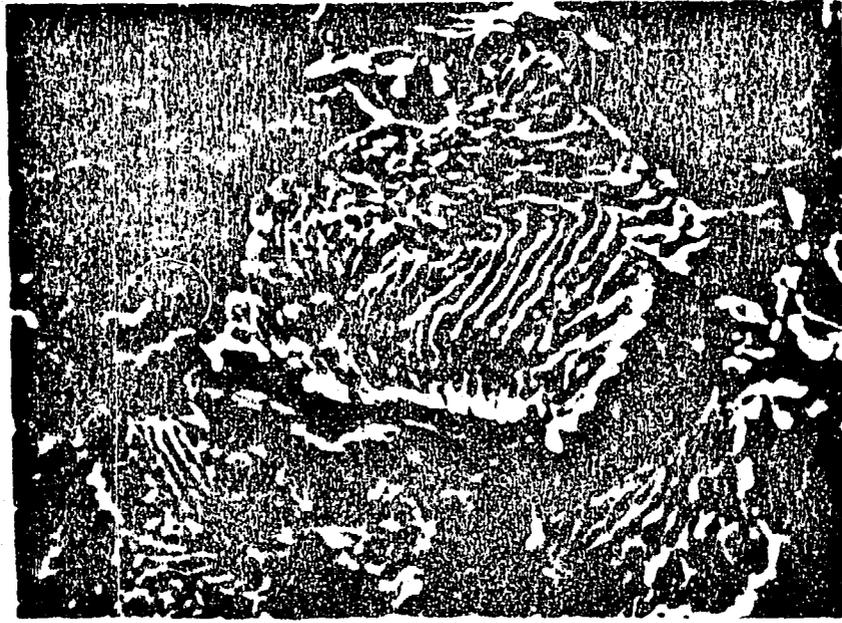


Figura 1: Estado de referencia; tubo sin uso.
MEB (x2500).

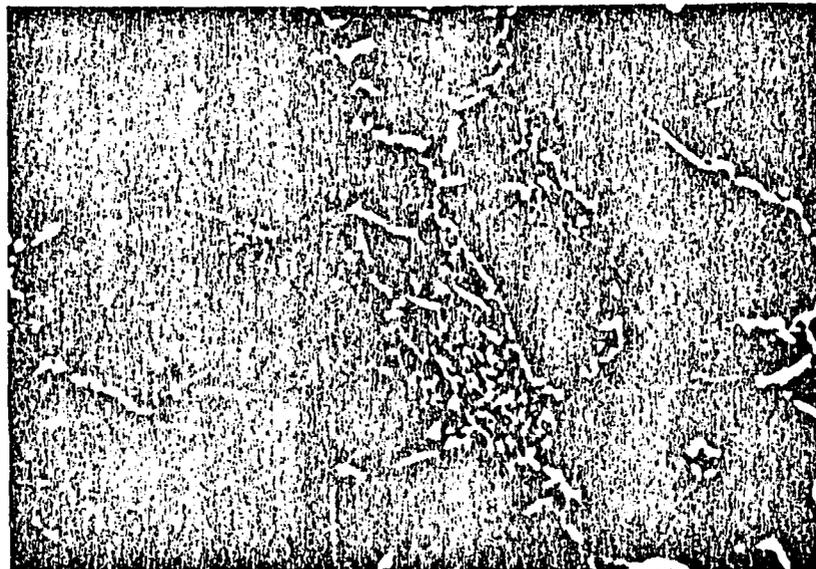


Figura 2: MEB (x2500)

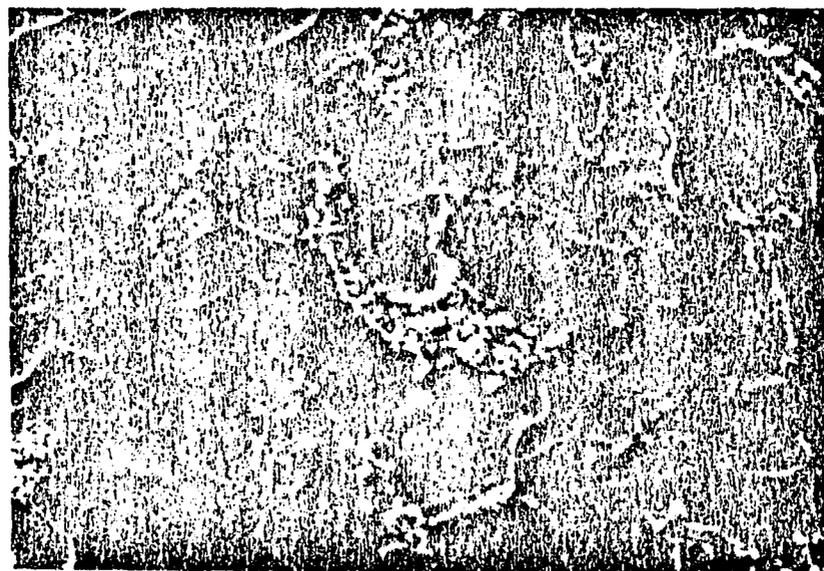


Figura 3: MEB (x640)

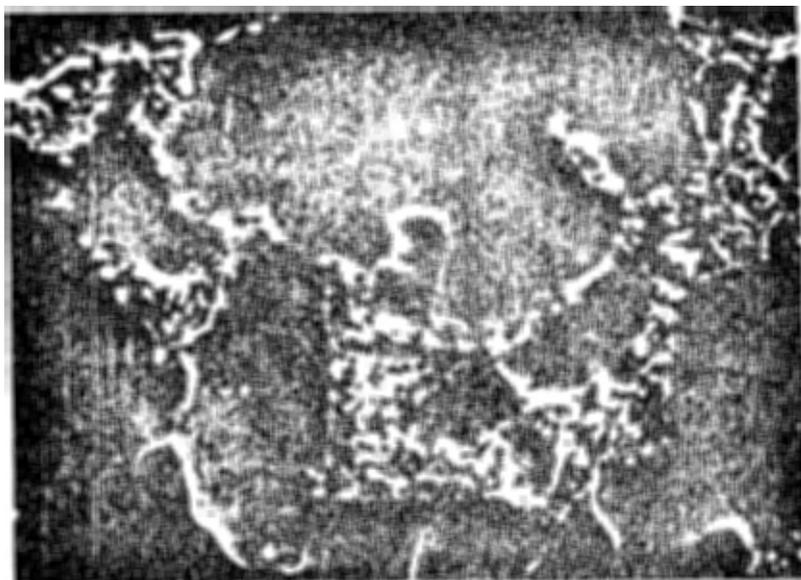


Figura 4: MEB (x1250)



Figura 5: MEB (x640)

SOBRE EL MODELO DE ELECTRONES LIBRES PARA LA CONDUCCION ELECTRICA EN METALES.

Conrado Hoffmann.

Instituto de Física de la Universidad Nacional de Tucumán, y Facultad de Matemática, Astronomía y Física de la Universidad Nacional de Córdoba.

En el modelo propuesto por Drude (1) para describir, entre otras propiedades, la conducción eléctrica en metales, se supone que electrones se mueven en el material, independientes entre ellos, y con un tiempo T entre choques con una densidad de probabilidad $g(t)$. Conviene aclarar el significado de esta distribución de probabilidad: Si consideramos una larga sucesión de choques de un dado electrón, la proporción de intervalos de tiempo entre choques sucesivos con longitud entre t y $t+dt$ está dada por $g(t)dt$. A esta variable aleatoria T con esa distribución de probabilidad, la denominaremos "tiempo de pausa del electrón". En el lenguaje del modelo se la llamó "tiempo entre colisiones". Aquí usamos la denominación tiempo de pausa para adaptarnos a la nomenclatura de la teoría de "procesos de renovación" (2). La especificación "del electrón" la agregamos para poner de manifiesto que la distribución de probabilidad de la variable aleatoria T es la que el electrón "ve" para los intervalos de tiempo entre sus choques. Esta especificación puede parecer redundante, pero veremos que es fundamental para el argumento que presentamos más adelante.

Para calcular la conductividad eléctrica según su modelo, Drude necesitó calcular el primer momento del tiempo W transcurrido hasta un instante tomado al azar contado desde la última colisión del electrón anterior a dicho instante. Denominaremos a W "tiempo de espera". (En la nomenclatura de la teoría de procesos de renovación se suele dar este nombre a la variable aleatoria U , tiempo transcurrido desde un instante tomado al azar hasta la siguiente colisión del electrón considerado). Drude utilizó para realizar este cálculo la siguiente idea intuitiva: "El primer momento del tiempo de espera es la mitad del primer momento del tiempo de pausa". El cálculo de Drude resultó errado, pues para el caso en que $g(t)$ es una distribución exponencial con tiempo característico τ un cálculo correcto da como resultado que W tiene también la misma distribución exponencial, y por lo tanto su primer momento vale también τ y no su mitad como supuso Drude.

Hacemos notar que el error de Drude puede corregirse si observamos que la variable aleatoria "tiempo de pausa" que aparece en su idea intuitiva no es la variable aleatoria T "tiempo de pausa del electrón" que hemos definido arriba sino que es otra variable aleatoria S , que denominaremos "tiempo de pausa observado"; con el calificativo "observado" queremos poner de manifiesto que la definición del tiempo de espera involucra un "instante de observación" tomado al azar, lo que implica que los intervalos de tiempo entre choques sucesivos son "pesados" proporcionalmente a su longitud s . La densidad de probabilidad de esta variable aleatoria S es entonces $Cs g(s)$; aquí C es una

constante de normalización que obviamente debe valer $1/\mu_1$, donde indicamos con μ_j los momentos de la distribución $g(t)$. Los momentos M_j de S valen entonces $M_j = \mu_{j+1} / \mu_1$. Si indicamos con m_j los momentos del tiempo de espera W , la idea intuitiva de Drude nos da entonces para el primer momento $m_1 = M_1 / 2 = \mu_2 / 2\mu_1$ que es el resultado correcto. Para el caso en que $g(t)$ es una exponencial con tiempo característico τ se tiene $\mu_1 = \tau$, $\mu_2 = 2\tau^2$, lo que nos da para el valor medio del tiempo de espera $m_1 = 2\tau^2 / 2\tau = \tau$.

Nótese que la derivación de m_1 que hemos presentado arriba vale para cualquier distribución $g(x)$ y es más sencilla que los cálculos relativos a la distribución exponencial que usualmente son presentados en los textos que tocan el tema.

La consideración de la distribución $h(s) = sg(s) / \mu_1$ nos permite obtener las características de la distribución $q(u)$ del tiempo de espera aplicando la que podemos denominar "treta de la mezcla": consiste en observar que la distribución del tiempo de espera es una mezcla de distribuciones rectangulares en $(0, y)$ correspondiente a procesos con tiempo de pausa del electrón concentrado en $(y, y+dy)$ y con peso $h(y)dy$ (3). Así por ejemplo, para los momentos obtenemos la siguiente relación, que si bien puede demostrarse a partir del teorema de Feller, es muy fácil de demostrar directamente como teorema: $m_j = \mu_{j+1} / (j+1)\mu_1$. Para demostrar este resultado basta observar que el momento de orden j de una distribución rectangular en $(0, y)$ vale $y^j / (j+1)$. Pesándolo con $h(y)$ se obtiene

$$m_j = \int_0^{\infty} \frac{y^j}{j+1} \frac{y g(y)}{\mu_1} dy = \frac{\mu_{j+1}}{(j+1)\mu_1}$$

Nótese que con esta "treta de la mezcla" también puede obtenerse fácilmente la distribución $q(u)$ del tiempo de espera (teorema de Feller). En efecto, puesto que $q(u)du$ es el promedio de du/y pesado con la densidad $h(y)$ para $y > u$, se tiene

$$q(u) du = \int_u^{\infty} \frac{du}{y} \frac{y g(y)}{\mu_1} dy = \frac{1 - \int_0^u g(y) dy}{\mu_1} du$$

Referencias

- (1) P. Drude, Ann. Phys. 1, 566 (1900).
- (2) W. Feller, "An Introduction to Probability Theory and its Applications", Wiley, New York (1960); Vol. 2, Cap. XI.
D.P. Prato y P.A. Pury, Physica A 157, 1261 (1989).
- M. Lax y H. Scher, Phys. Rev. Lett. 39, 781 (1977).
- (3) C. Hoffmann, "Momentos del tiempo de espera en procesos de renovación en marcha", 75^a Reunión de la Asociación Física Argentina, La Plata, Octubre de 1990, Resumen 7.5.

ESPECTROMETRIA TEMPORAL DE POSITRONES EN AL-CA-ZN.
CONTRIBUCIONES TERMICAS Y TERMOMECAICAS

R. Romero^{1),2)} S.P. Silvetti³⁾ A. Somoza¹⁾ O. Villagra³⁾

I INTRODUCCION

El presente trabajo es parte de un estudio general sobre efectos térmicos y termomecánicos en la aleación superplástica Al5%Ca5%Zn, utilizando una técnica de medición de aniquilación de positrones. En un trabajo anterior¹ los autores mostraron la existencia de dos contribuciones a la intensidad de la segunda componente del espectro temporal en muestras envejecidas térmicamente.

En el presente trabajo se agrega a la información existente, resultados obtenidos de muestras deformadas monotónicamente a las mismas temperaturas de envejecido mencionadas

II EXPERIMENTAL

A- Propiedades Mecánicas

El material usado en este estudio presenta una fase matriz de base Al y precipitados intermetálicos de composición Al₃CaZn en una fracción de volumen del 20%. En todos los casos, como tratamiento térmico inicial, el material fue recocido durante una hora a 823K. Las muestras fueron deformadas al aire a 798 K, a una velocidad de formación de $1.2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$.

Después de deformadas y antes de cada medida de aniquilación de positrones, las muestras fueron limpiadas por medio de un pulido suave seguido de un ataque químico en NaOH diluido en agua a 333 K.

B- Aniquilación de positrones.

Como fuente emisora de positrones se emplearon 20 μCi de $^{22}\text{NaCl}$ en solución. La disposición experimental consistió en ubicar la fuente entre dos muestras idénticas. Se usó un espectrómetro temporal de alta resolución (FWHM=260 PS) teniendo como detectores cristales de Pilot U para los pulsos de start y BaF₂ para los pulsos de stop. Los datos de aniquilación fueron analizados luego de descontarse las contribuciones de fondo y fuente.

III RESULTADOS Y DISCUSION

En las muestras tratadas térmicamente se encontró que la variación de la vida media τ disminuye con el tiempo de recocido t_a , y que esta disminución es notablemente más pronunciada al incrementarse la temperatura de recocido. Los espectros temporales pudieron resolverse en dos componentes siendo la vida media $\tau = I_1\tau_1 + I_2\tau_2$ (con $I_1 + I_2 = 1$) e I_i la intensidad con que cada componente temporal τ_i contribuye al espectro total. Puesto que se encontró que el valor de τ se mantenía constante [$\tau_2 = (247 \pm 2) \text{ ps}$] se reanalizaron los datos con este valor fijo, obteniéndose como parámetros representativos a τ , τ_1 e I_2 . Como el comportamiento

1) Instituto de Física de materiales Tandil-IFIMAT, Facultad de Ciencias Exactas, U.N. de la Prov. de Bs As.

2) Comisión de Investigaciones Científicas de la Prov. de BsAs.

3) FaMAF, Universidad Nacional de Córdoba.

de I_2 en función del tiempo de recocido t_a es similar al de \bar{r} vs t_a , y debido a que I_2 esta vinculada a la concentración de "trampas", caracterizadas por el tiempo τ_2 , se utilizó a I_2 como el parámetro mas significativo para describir los efectos de la contribución térmica sobre la aleación considerada. En vez de utilizar t_a como variable asociada a la variación de I_2 , se usó el tamaño de fase precipitada d (el cual se incrementa con la temperatura y el tiempo de envejecido). En la figura 1 puede observarse, aun cuando la dispersión de valores experimentales es relativamente alta, una clara correlación entre I_2 y d ; la cual, además, se muestra independiente de las temperaturas de envejecido. Que d aparezca como un parámetro relevante para describir la evolución de I_2 , podría deberse al hecho de que el tamaño de fase controla la superficie específica de interfase matriz-precipitado y el tamaño de grano de la matriz (Zener drag). En las muestras deformadas, el análisis de los espectros de aniquilación de positrones, se realizó de manera similar a los efectuados sobre el material envejecido estáticamente. La figura 2 muestra la evolución de I_2 con d a 798 K, en el material deformado y en el material envejecido estáticamente. Los valores experimentales graficados correspondientes a las muestras deformadas pertenecen a deformaciones iguales a 0.01, 0.05, 0.1 y 0.3. Puede verse que en las primeras etapas de deformación $0 < \epsilon < 0.1$, el valor de I_2 disminuye considerablemente respecto a los valores obtenidos en el material solamente envejecido. Comparando los resultados obtenidos entre ambos tratamientos puede observarse que la introducción de deformación modifica sustancialmente la evolución de I_2 . Esta modificación podría ser atribuida a la etapa de nucleación de cavidades, la cual es probable que se produzca a los valores de deformación de las muestras ensayadas, ya que macroscópicamente la cavitación se hace evidente a deformaciones del orden de 0.5.

REFERENCIAS

- 1- R.Romero, S.P.Silvetti and A.Somoza, Scripta Met. et Mat. 24 (1990)
- 2- P.Kirkegaard, N.J.Pedersen and M.Eldrup, Risø-M-2740 (1988).

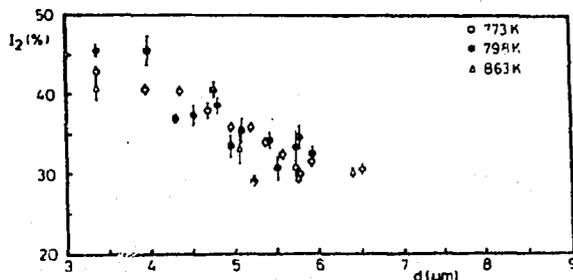


Fig. 1

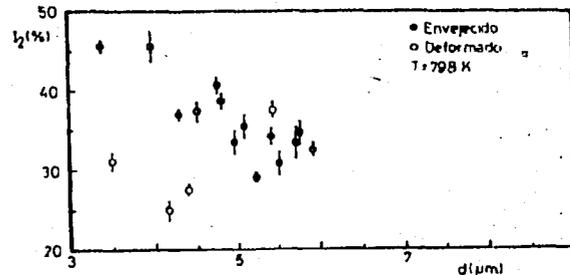


Fig. 2

AUTODIFUSION EN CIRCONIO - α . UN CALCULO

A. M. Monti*

INTRODUCCION

Luego de controversiales discusiones en la literatura (1,2,3), sobre el carácter normal o anómalo de la autodifusión en la fase α del Zr, el trabajo de Horváth y co-autores (1) ha demostrado la existencia de una curvatura importante y negativa en el gráfico de Arrhenius. En un rango de temperaturas que se extiende desde 779K hasta la temperatura de transformación de fase, de α (hcp) a β (bcc), dichos autores obtienen una variación del factor pre-exponencial D_0 de 14 órdenes de magnitud, en tanto que la entalpia de activación Q para la autodifusión decrece a la tercera parte de su valor a bajas temperaturas. Diferentes razones se han propuesto a fin de explicar tal inusual comportamiento; por ejemplo el ablandamiento de la estructura hexagonal compacta previo a la transformación de fase, así como la formación a bajas temperaturas de pares vacancias-átomos de impurezas capaces de migrar muy rápidamente en la red (2). Tales interpretaciones de los resultados experimentales indican que, diferentes efectos y/o mecanismos podrían enmascarar el proceso de difusión normal por mecanismo de vacancias.

En el presente trabajo se propone determinar las constantes de difusión correspondientes a un mecanismo de vacancias a partir de la Simulación por Computadora de dicho proceso.

METODO DE CALCULO

La difusividad del trazador en la dirección paralela (o perpendicular) al eje c de la estructura hcp está dada por :

$$D_{//} = D_{0//} \exp(-Q_{//} / KT)$$

donde $Q_{//}$ corresponde a la suma de las entalpias de formación y migración de la vacancia, K es la constante de Boltzmann, T la temperatura y $D_{0//}$ contiene factores geométricos, de correlación y la contribución de los términos entrópicos correspondientes a la formación y migración del defecto. Todas estas cantidades son calculadas partiendo de la Simulación por Computadora de una

* Dra. en Física, Investigadora de CNEA, Avda. del Libertador 8250, C.P. 1429, Buenos Aires.

porción de cristal, con estructura hcp, cohesionada por un potencial interatómico de pares que reproduce las constantes elásticas, los parámetros de red del Zr- α , y una energía de formación de vacancia de 1.8 eV. La metodología de cálculo utilizada es similar a la descrita en (4). Para obtener energías de migración se hallan las configuraciones de red defectuosa correspondientes a puntos de ensilladura, en ellos la energía del sistema presenta un mínimo en todas las direcciones del espacio excepto en una en la cual presenta un máximo. Dicha dirección es la de inestabilidad a lo largo de la cual tiene lugar el salto del defecto. Las entropías de formación y migración están dadas por la variación relativa, frente a la red perfecta, de los modos de vibración de la red cuando el defecto está en su configuración de equilibrio estable o de punto de ensilladura, respectivamente.

RESULTADOS Y CONCLUSIONES

En el presente cálculo, atómico, se obtiene un valor de energía de activación para la autodifusión de 3.3 eV, el cual está en razonable acuerdo con predicciones reportadas en la literatura en base a consideraciones termodinámicas, 3.5 eV (3), y con resultados medidos a bajas temperaturas, 3.6 eV (1). El correspondiente factor pre-exponencial resulta ser de $5 \times 10^{-8} \text{ m}^2 \text{ s}^{-1}$. Los valores reportados en (1) son de $10.8 \text{ m}^2 \text{ s}^{-1}$ a bajas temperaturas (779K) y de $1.3 \times 10^{-13} \text{ m}^2 \text{ s}^{-1}$ a la temperatura de transformación de fase (1138K).

El resultado obtenido en este trabajo correspondiente a difusión por mecanismo de vacancias indica que, si bien los valores calculados corresponden a un comportamiento normal, sin lugar a dudas otros efectos y/o mecanismos deben operar a fin de producir las fuertes variaciones observadas experimentalmente en la difusividad.

REFERENCIAS

- (1) J. Horváth, F. Dymant y H. Mehrer, J. of Nucl. Mat. 126, 206 (1984).
- (2) W. Frank, Conferencia sobre "Difusión en Metales", Hungría, Septiembre de 1988, publicada en Mater. Sci. Forum.
- (3) G. M. Hood, J. of Nucl. Mat. 159, 149 (1988).
- (4) A. M. Monti y E. J. Savino, Phys. Rev. B 23, 6494 (1981).

LA INFLUENCIA DEL CICLADO DE FLUJO NEUTRONICO Y DE TEMPERATURA
EN EL CRECIMIENTO POR IRRADIACION

A.M. Fortis*, G. Cocoz**, H.C. González***

Introducción

El crecimiento (junto con la variación del creep) por irradiación es considerado uno de los fenómenos que más influyen en la variación dimensional de componentes de reactores nucleares. El cambio de longitud de canales de elementos combustibles ha sido considerado de gran interés tecnológico. Como el fenómeno es complejo y posee múltiples interpretaciones, ninguna totalmente satisfactoria, se han hecho mediciones en reactores experimentales bajo condiciones controladas. Se presentan en este trabajo dos ensayos en donde se midió la variación dimensional longitudinal vs la dosis neutrónica en probetas de Zr recristalizado y trabajado en frío + relevado de tensiones. Se presentan, fundamentalmente, las respuestas a transientes de flujo, producidas por parada del reactor, a dos temperaturas, 92C y 345C.

Trabajo Experimental

Las irradiaciones fueron realizadas en los reactores RA1 y RA3 en sendas facilidades construidas para realizar este tipo de ensayos (1,2). Las medidas de deformación fueron realizadas "in situ" a través de dispositivos construidos para seguir la cinética de crecimiento.

Para evitar la superposición de dilataciones térmicas con el crecimiento por irradiación, cada probeta se construyó en forma de par bimetálico (varillas de 3x2x10mm aprox.), con el agregado de material fisionalbe en uno de los elementos del par, lo cual produce un incremento de dos órdenes de magnitud en la intensidad del daño, sufriendo ambas varillas igual dilatación cuando se producen variaciones térmicas en las paradas del reactor. La medida es entonces diferencial y, al estar los elementos unidos en sus extremos, se curvan, siendo la flecha una medida amplificada del crecimiento.

Tabla I

	%trb.frío	t.térmico	T.irrad.(°C)	Dosis equiv.(n/cm ²)	%recup.crec.
P ₁	50	2h-750 °C	92	8,6 . 10 ²⁰	100
P ₂	50	2h-400 °C	345	1,7 . 10 ²¹	-

.....
*Dra. en Física; ** Lic. en Física; *** Dr. en Física, Jefe Div. Daño por Radiación - Gerencia Desarrollo, Comisión Nacional de Energía Atómica, Argentina

Resultados

En las Fig. 1 y 2 se observan los resultados. Es evidente el comportamiento diferente en ambos casos: los transientes de flujo y temperatura provocan un crecimiento "positivo" en P_1 y "negativo" en P_2 . Puede concluirse que a cada temperatura y dosis de irradiación, la estructura de equilibrio de defectos y de sumideros (dislocaciones, lazos, bordes de grano) es diferente. Es sabido que la población de defectos puntuales en cada instante es el resultado del equilibrio entre los defectos producidos en cada "choque" neutrónico y la potencia de distintos sumideros para absorberlos, incluida la recombinación. Los lazos de dislocaciones creados en forma atérmica o por nucleación por el bombardeo neutrónico, modifican rápidamente su tamaño por un proceso de crecimiento termicamente activado. Estos lazos son potentes sumideros en las primeras etapas de la radiación (3) y es claro que su contribución al crecimiento total no puede ser soslayado. Una recuperación del 100% en el caso de P_1 a la temperatura en donde desaparecen los lazos lo confirma. Los transientes que ocurren a temperaturas en donde muchos lazos se disuelven (350°C) son absolutamente opuestos a los que ocurren cuando la temperatura de irradiación sólo permite la migración de ciertos defectos puntuales (92°C). Es evidente que las medidas posirradiación deben tener en cuenta la puesta en equilibrio de defectos para una correcta interpretación del mecanismo responsable del crecimiento.

Referencias

- (1) A.M. Fortis, E. Mezzabolta, H.C. González, Nucl. Inst. & Meth. in Phys. Res. A239 (1985) 592.
- (2) H.C. González, A.M. Fortis, CNEA-DI-1/89.
- (3) M. Halbwachs, H.C. González, J. Hillairet, Scripta Met. 9 (1975) 575.

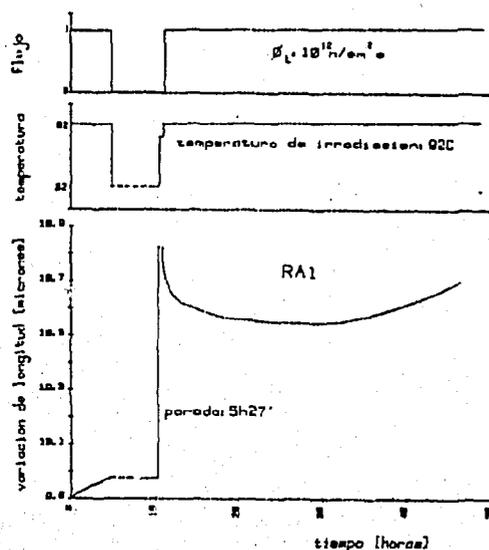


Fig1

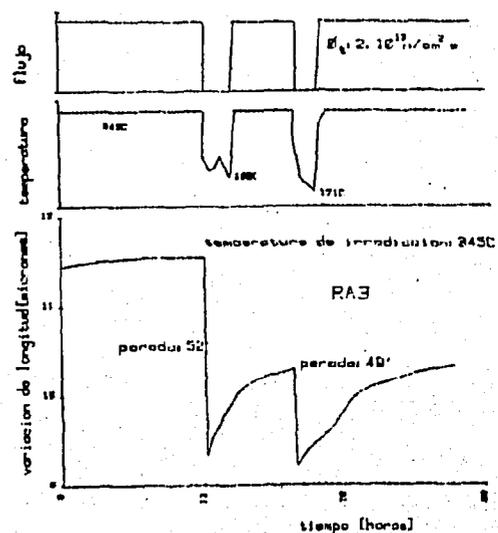


Fig2

EFFECTOS DE LA IRRADIACION EN ALEACIONES CON MEMORIA DE FORMA DE Cu-Zn-Al.

A. Tolley(+) y M. Ahlers(x)

INTRODUCCION: Las aleaciones con memoria de forma deben sus propiedades a una transformación de fase de tipo martensítico. En las aleaciones de Cu-Zn-Al la fase β de estructura b.c.c. con orden de largo alcance transforma al enfriar a una fase compacta llamada 18R. La transformación comienza a una temperatura M_s y termina en M_f . La transformación inversa comienza en A_s y termina en A_f (para esta aleación: $M_f < A_s < M_s < A_f$ con una histéresis de 6 K). Las temperaturas de transformación dependen fuertemente de la composición y del grado de orden. La irradiación con partículas energéticas puede alterar el grado de orden y afectar las temperaturas de trabajo en dispositivos a utilizarse en ambientes con irradiación. En este trabajo se estudió la variación de las temperaturas de transformación por irradiación con neutrones y con electrones en las fases β y 18R a diferentes temperaturas (entre 100 K y 350 K). Algunos resultados de la irradiación con neutrones han sido publicados(1).

METODO EXPERIMENTAL: Las irradiaciones con neutrones se hicieron en el núcleo del reactor RA-6 del CAB. Las irradiaciones con electrones se hicieron en el acelerador lineal del CAB con un haz de 2.65 MeV. Las temperaturas de transformación se obtuvieron a partir de mediciones de resistividad como función de la temperatura enseguida después de cada irradiación. Todas las muestras eran monocristalinas en la fase β .

RESULTADOS Y DISCUSION: En la tabla y la figura se indican las irradiaciones realizadas y los resultados obtenidos.

- i) Irradiación en fase β : No se observaron cambios en las temperaturas de transformación por irradiación con neutrones o electrones tanto a temperatura ambiente como a baja temperatura.
- ii) Irradiación en fase 18R: A temperatura ambiente, la irradiación con neutrones ó electrones produce un aumento en las temperaturas A_s y A_f en el primer ciclo, recuperándose en los siguientes las temperaturas de transformación previas a la misma. El aumento de A_s y A_f es mayor a mayor dosis y a mayor temperatura de irradiación. Este aumento se debe a un reordenamiento atómico mediado por defectos producidos por la irradiación, que estabiliza

(x) Investigador CNEA. (+) Becario CONICET. Centro Atómico Bariloche - 8400 S. C. de Bariloche - Río Negro.

la fase 18R respecto de β . A baja temperatura de irradiación se observó estabilización solamente en muestras de Ms mayores que 30°C. Esto indica que los defectos que causan la estabilización pueden migrar solamente a partir de temperatura ambiente.

TABLA: CARACTERISTICAS DE LAS IRRADIACIONES REALIZADAS						
i) Fase β						
Ms	part.	t (horas)	T_{irr}	(flujo part.) ϕ 1/cm ² s	(fluencia) ϕt 1/cm ²	Ms (°C)
57°C	n	16	70°C	$6.4 \cdot 10^{11}$	$3.4 \cdot 10^{16}$	no hubo cambios
72	n	69	120	$6.0 \cdot 10^{11}$	$1.5 \cdot 10^{17}$	"
-168	e	14	30	$4.6 \cdot 10^{13}$	$2.3 \cdot 10^{17}$	"
-158	e	14	-150	$3.9 \cdot 10^{13}$	$1.9 \cdot 10^{18}$	"
ii) Fase 18R						
Ms	part.	t (horas)	T_{irr}	(flujo part.) ϕ 1/cm ² s	(fluencia) ϕt 1/cm ²	Af - Ms (°C)
87	n	20	70	$5.2 \cdot 10^{11}$	$3.7 \cdot 10^{16}$	130
66	n	50	65	$4.9 \cdot 10^{11}$	$8.8 \cdot 10^{16}$	100
80	n	80	90	$6.7 \cdot 10^{11}$	$1.9 \cdot 10^{17}$	166
60	e	ver fig.	50	$7.3 \cdot 10^{11}$	ver fig.	ver fig.
80	e	"	70	$7.0 \cdot 10^{11}$	"	"
-100	e	14	-138	$1.9 \cdot 10^{13}$	$1.0 \cdot 10^{17}$	6
-37	e	14	-177	$4.0 \cdot 10^{13}$	$1.8 \cdot 10^{17}$	6
-10	e	14	-180	$3.1 \cdot 10^{13}$	$1.4 \cdot 10^{17}$	6
+77	e	14	-180	$3.8 \cdot 10^{13}$	$1.9 \cdot 10^{18}$	42

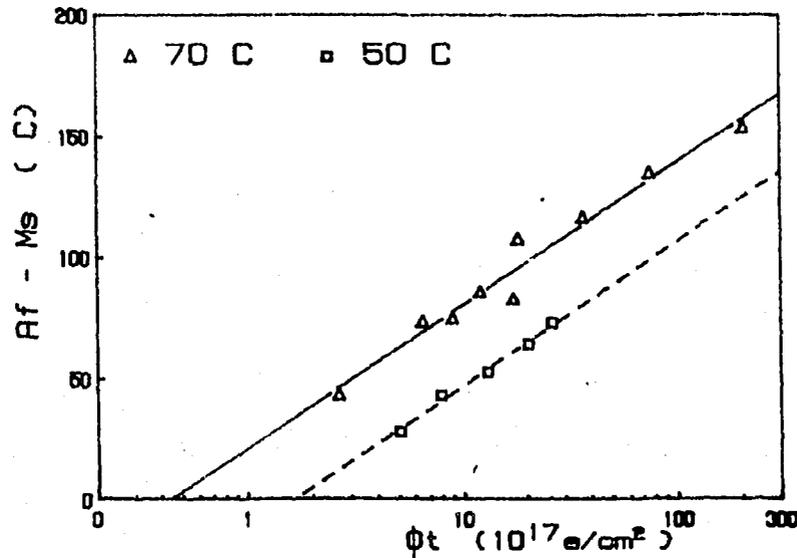


FIGURA: ESTABILIZACION DE LA FASE 18R POR IRRADIACION CON \bullet

Agradecemos la colaboración del personal del reactor RA6 y del acelerador lineal del CAB y al Sr. Carlos Gomez por la preparación de las aleaciones y monocristales.

REFERENCIA: (1) A. Tolley, M. Ahlers: Scripta Metall. 23,2117 (1989).

MICROESTRUCTURAS DE PRECIPITACION Y PROPIEDADES MECANICAS EN
AL 6063 COMERCIAL (PARTE 1: PRE- PRECIPITACION)

S. E. Urreta de Pereyra (*) - A. A. Ghilarducci de Salva (**)

INTRODUCCION

Las aleaciones de Al-Mg-Si han concitado nuestra atención no solo por su amplio uso comercial, sino por ser constituyente de materiales compuestos de matriz metálica y por su potencial utilidad como primera pared en reactores de fusión.

En todos los casos cobra importancia el nivel alcanzable por las propiedades mecánicas tales como la resistencia a la fluencia y la fractura, y el grado de estabilidad de las mismas en diferentes condiciones de servicio.

Al igual que otras aleaciones de Al envejecibles, los valores de tensión de fluencia y la ductilidad dependen fuertemente de la naturaleza y distribución volumétrica de segundas fases cuya precipitación se induce por medio de tratamientos térmicos (TT), y de la estructura de defectos producida por tratamientos mecánicos (TM).

De este modo, un ataque al problema del nivel y de la estabilidad de las propiedades mecánicas involucra necesariamente un estudio de las características de la microestructura de precipitación y su interacción con defectos cristalinos. Esta es la idea general del trabajo presentado en dos partes.

METODO EXPERIMENTAL

Las aleaciones de Al-1% Mg₂Si fueron provistas por ALUAR SA (muestras 2,5,10 y 13 de las fabricadas según (1)) y estudiadas con técnicas complementarias tales como microscopía electrónica (MET, SEM, STEM), fractografía, emisión acústica, ensayos mecánicos y espectroscopía mecánica (fricción interna); que en su mayoría fueron presentados en (2).

RESULTADOS EXPERIMENTALES Y DISCUSION:

PARTE 1: PROCESO DE "CLUSTERING" (FORMACION DE CUMULOS):

Los resultados de fricción interna (FI) vs. temperatura (espectro de FI) en muestras homogeneizadas y templadas dan un

(*)Dra. Silvia E. Urreta de Pereyra-FAMAF- Laprida 854-5000 CORDOBA

pico a 95°C (a 1Hz) cuyas características dependen del contenido de Si, la densidad de dislocaciones en la matriz y la temperatura y tiempo de envejecimiento natural. El mismo se atribuye a un mecanismo de relajación de dislocaciones ancladas por cúmulos de Si formados sobre la línea (3).

La existencia de este pico, su magnitud y el comportamiento exhibido sugieren lo siguientes:

que el "clustering" heterogéneo sobre dislocaciones es un mecanismo altamente competitivo durante el envejecimiento natural,

y que las zonas que nuclean y crecen sobre la línea tienen una alta probabilidad de supervivencia a mayor temperatura en razón de alcanzar con facilidad el tamaño crítico definido por el modelo de Pashly (4).

Este mecanismo de precipitación heterogénea da como resultado la formación de colonias de precipitados endurecedores de fase β'' , con tamaños semejantes a los nucleados en volumen pero con espaciado medio sobre el plano de deslizamiento sensiblemente menor. Esta situación lleva a un incremento en la tensión inicial de fluencia.

CONCLUSIONES PARTE 1:

De este modo, el efecto nocivo del envejecimiento a temperatura ambiente podría reducirse mediante la estimulación de la nucleación heterogénea mencionada. Es decir, por ejemplo introduciendo una distribución homogénea de dislocaciones en la matriz con anterioridad al comienzo del envejecimiento artificial.

REFERENCIAS (comunes a Partes 1,2,3 y 4)

- 1) F. Baroqui, C. Pampillo; Boletín Academia Nac. de Ciencias, Córdoba, 54, (1981), 259.
- 2) S. Urreta de Pereyra, Tesis Doctoral, Univ. Nac. Córdoba, 1990.
- 3) S. E. Urreta de Pereyra, H. Bontorollo, A. Ghilarducci de Salva, J. de Physique, Colloque B, supl. n° 12, 48, (1987), 457.
- 4) D. W. Pashley, J. V. Rhodes, A. Sendorok, J. of the Inst. of Metals, 14, (1938), 41.
- 5) J. C. Schuurengen, Mater. Science Eng. 10, (1977), 108.
- 6) J. P. Lynch, C. H. Brown, H. R. Jacobs, Acta Met. 30, (1982), 1809.
- 7) E. Carreffo Morelli, A. Ghilarducci, S. E. Urreta, Scripta Metall. 28, (1989), 1071.

**MICROESTRUCTURAS DE PRECIPITACION Y PROPIEDADES MECANICAS EN AL
6063 COMERCIAL (Parte 2,3 Y 4:PRECIPITACION)**

S. E. Urreta de Pereyra(*), A. A. Ghilarducci(**)

PARTE 2: MECANISMO DE FLUENCIA

La resistencia a la fluencia en las aleaciones de Al-Mg-Si se atribuye a la dispersión volumétrica de agujas β'' en el pico de dureza (PA: peak aged) y de bastones β' en el estado sobre-envejecido (OA: over aged).

El espectro de FI de la aleación envejecida artificialmente muestra un pico de relajación (210°C a 1Hz) asociado a la fase β'' bien desarrollada (PA) y a los bastones β' .

El efecto se origina en el movimiento de dislocaciones controlado por el desplazamiento de uniones formadas entre dislocaciones deslizantes y aquellas de relajación observadas alrededor de la interfase de ambos precipitados. La existencia de estas dislocaciones se verifica con MET.

Estudios de deformación "in situ" en MET y ensayos de tracción con detección simultánea de emisión acústica fueron realizados en muestras sometidas a distintos grados de envejecimiento.

CONCLUSIONES PARTE 2:

Los resultados permiten concluir que opera un mecanismo de corte solamente en el caso de microestructuras sub-envejecidas (UA: under aged). Mientras que en probetas en estado PA y OA, en las que los precipitados tanto β'' como β' exhiben dislocaciones en la región interfacial, opera un mecanismo de Orowan. Con lo cual se encuentra que NO predomina el mecanismo de corte en el estado PA en contradicción con otros autores (5).

PARTE 3: ESTABILIDAD DE PROPIEDADES:

Con relación a la estabilidad de las propiedades mecánicas se ha estudiado especialmente la microestructura PA porque sería la representativa del estado comercial. Se llevan a cabo experiencias de calentamiento "in situ" en un MET de 200keV, desde ambiente hasta 400°C, con etapas a 250°C y 300°C. Asimismo se observa una muestra recocida en volumen a 300°C para comparar y detectar la influencia de lámina delgada en las observaciones "in situ".

(**) Dra. A. Ghilarducci, Centro Atómico, CC439, (8400) BARILOCHE (RN)

CONCLUSIONES PARTE 3:

Se concluye que la microestructura PA no es estable frente a dichos calentamientos, ya que por encima de 250°C las agujas de β'' se disuelven y se produce la nucleación competitiva de β' y β . La aparición de una u otra fase a 300°C está condicionada a la existencia de sitios de fácil nucleación de β' , como por ej. las dislocaciones. No se observa la transformación de β'' en β' que era sugerida por otros autores (6).

PARTE 4: FRACTURA

Las aleaciones de Al-Mg-Si exhiben en ciertas condiciones microestructurales o de ensayo, marcadas reducciones en su ductilidad atribuidas a un incremento de la fracción de fractura intergranular. El predominio de este modo de fractura y el mecanismo que opera en cada caso dependen del factor de amplificación de tensiones en la región del borde y de la resistencia a la formación de cavidades en dicha zona o a la decohesión del borde mismo.

El estudio de la precipitación en borde de grano se realizó a través de las características y comportamiento del pico de borde de grano del espectro de FI (2) y por MET y STEM.

Se detecta la presencia de tres tipos de partículas que evolucionan durante el envejecimiento artificial: 1) precipitados de Si puro, 2) partículas de fase β ; y 3) precipitados de tamaños intermedios, que contienen Mg y Si en proporciones diferentes al precipitado de equilibrio (tienen más Si).

Los resultados de fricción interna sugieren que tanto las partículas de Si como las partículas intermedias, poseen energía interfacial elevada, por lo que constituyen sitios de fácil nucleación de cavidades, aún para tamaños pequeños (0,1 μ m).

CONCLUSIONES PARTE 4:

La evolución de estas partículas intermedias durante el TT, sumada al hecho de que los precipitados son sorteados por un mecanismo de Orowan, permiten concluir que el comportamiento en la fractura estaría muy ligado al tamaño y distribución de estas partículas ricas en Si.

La influencia del contenido de Si y del envejecimiento sobre la ductilidad, apoyan esta interpretación.

IMPORTANCIA DE LAS VARIABLES DEL PROCESO DE FABRICACION EN LAS PROPIEDADES ANTE LA IRRADIACION DEL AL 6063 COMERCIAL

Efraín Carreño Morelli^{*}, Ada A. Ghilarducci^{**},
Iris Alvarez de Armas^{***} y Silvia Urreta de Pereyra^{****}

INTRODUCCION

La aleación comercial de Al-Mg-Si (Al 6063) es de interés para el uso nuclear debido a sus buenas propiedades mecánicas y a su baja activación ante la irradiación.

Con el objeto de determinar cómo influyen algunas variables del proceso de fabricación en el comportamiento de la aleación luego de ser sometida a un flujo de neutrones rápidos, se irradiaron probetas de diferentes composiciones químicas suministradas por ALUAR en el LINAC del C.A.B., sometiéndolas luego a ensayos de Fricción Interna, ensayos de Tracción y Microscopía Electrónica de Transmisión.

METODO EXPERIMENTAL

Las muestras utilizadas y sus variables de fabricación se resumen en la Tabla 1 (1).

muestra	%Mg	%Si	Th (°C)	th (h)	Ve (°C/h)	Tp (°C)	%Exc. Si
5	.58	.50	540	4	650	480	.16
6	.46	.46	580	4	650	480	.19
8	.56	.88	580	8	650	490	.06
12	.46	.31	580	8	180	480	.04
13	.56	.38	540	4	650	480	.06
15	.46	.46	540	4	650	480	.19

Th : temperatura de homogeneización
th : tiempo de homogeneización
Ve : velocidad de enfriamiento
Tp : temperatura de prensa

Los ensayos de fricción interna se realizaron en un péndulo de 2 Hz, a amplitud de deformación constante de $2,7 \times 10^{-4}$, y en función de temperatura barriendo desde T ambiente a 300°C.

Los ensayos de tracción se hicieron en una máquina de deformación INSTRON 1123 y las observaciones microscópicas en un microscopio electrónico de transmisión PHILIPS de 100 KeV.

Las irradiaciones se efectuaron en el LINAC del CAB con fotoneutrones provenientes de un blanco de Pb bombardeado con electrones de 23 MeV. Todas las muestras recibieron la misma dosis.

RESULTADOS

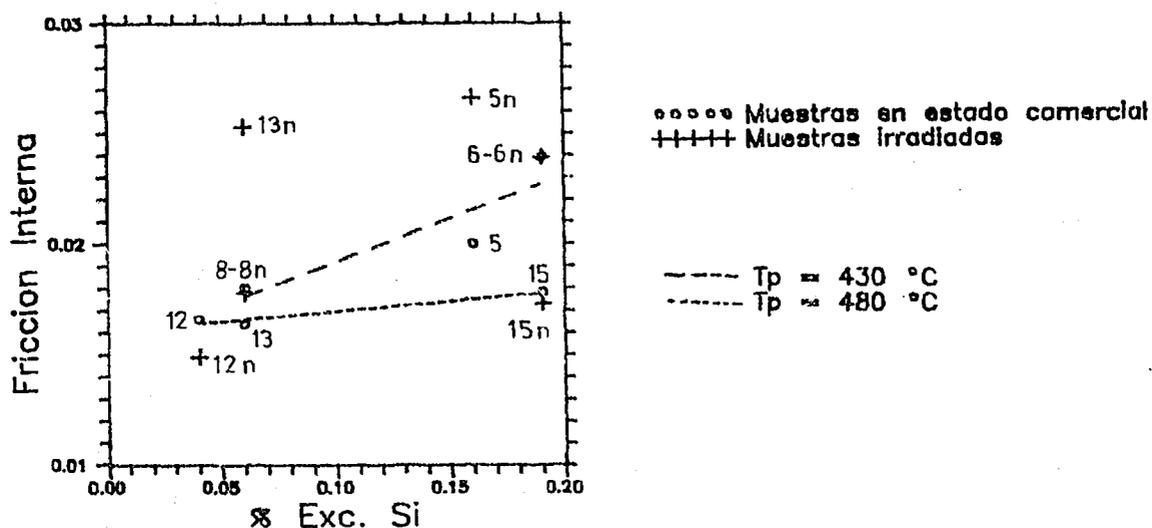
Para el análisis de los resultados de fricción interna se considera como parámetro el exceso de Si respecto de la composición estequiométrica Al-Mg₂Si (Fig.1). De este modo, se observa cuánto varía la altura de un pico de fricción interna atribuido al deslizamiento de bordes de grano en presencia de precipitados, los precipitados de la fase de equilibrio β y los de Si puro. Estos precipitados actúan de forma cualitativamente diferente frente al deslizamiento de los granos (2).

(*) Becario CONICET-Div. Metales-CNEA-CAB- cc 489- 8400 - Bariloche

(**) Investigadora CNEA-CAB-CONICET

(***) Investigadora CONICET-IFIR

(****) Docente FAMAFA-UNC



El estudio de estos precipitados con microscopía electrónica de transmisión permite determinar aproximadamente la fracción de borde de grano que ocupan, pero la extensión de este trabajo no permite mostrar las micrografías.

En cuanto a los ensayos de tracción se encuentran diferencias entre las muestras en estado comercial y las irradiadas que se corresponden con las encontradas en los picos de fricción interna.

DISCUSION y CONCLUSIONES

En cuanto a la influencia de la temperatura de extrusión en los picos de fricción interna de las muestras en estado comercial (ver Fig.1), los resultados inducen a suponer que la mayor cantidad de pequeñas partículas (Si, MgSi y β) que se forman en los bordes de grano a menores valores de T_p y que se observan en las micrografías, produce un aumento en la altura de pico. Dicho comportamiento se correspondería con lo predicho en un trabajo anterior (2), aunque se requerirían observaciones en microscopía electrónica de transmisión y barrido (STEM) para determinar la naturaleza de dichos precipitados.

Finalmente, del análisis de los resultados obtenidos en las muestras irradiadas, se deduce una correlación entre las variables de homogeneizado y los procesos de precipitación de Si en borde de grano producida durante la irradiación; observándose que el efecto de irradiación es menor cuanto mejor sea la homogeneización (muestras 12, 8, 6 y 15).

REFERENCIAS

- 1- Daroqui, F. y Pampillo, C. A. (1980) Boletín de la Academia Nacional de Ciencias, Córdoba, Argentina, 54, 259.
- 2- Urreta de Pereyra, S. E., Carreno Morelli, E. y Ghilarducci de Salva, A. A. (1989). Scripta Met. 23, 1691.
- 3- E. Carreno Morelli, A. A. Ghilarducci, S. E. Urreta de Pereyra, (1990), Actas Jornadas Metalúrgicas SAM 1990, 341.

DISTORSION DE LA ENERGIA DE ACTIVACION DE LOS FONDOS DE FRICCION INTERNA DE
ALTA TEMPERATURA DEBIDO A LAS VARIACIONES DE LA FRECUENCIA CON LA
TEMPERATURA

O. Lambri*, B. Molinas**, F. Povolo***

* Comisión de Investigaciones Científicas, Centro Atómico Constituyentes (CAC-CNEA).

** Instituto de Física Rosario (IFIR-CONICET-UNR), Facultad de Ciencias Exactas, Ing. y Agr. (UNR)

*** Comisión Nacional de Energía Atómica (CAC), CONICET, Facultad de Ciencias Exactas (UBA).

INTRODUCCION

Es asumido que el fondo de fricción interna de alta temperatura Q_B^{-1} , que exhiben metales y aleaciones, puede ser descripto por una expresión del tipo /1/:

$$Q_B^{-1} = A \exp(-B/KT) \quad (1)$$

donde A, es una constante empírica y B es la entalpía aparente de activación del proceso que da origen al fondo. Otros autores /2,3/ proponen, respectivamente las expresiones:

$$Q_B^{-1} = \frac{A}{\omega T} \exp(-\Delta H_D/KT) \quad (2)$$

donde ω es la frecuencia angular de vibración, A es relativa a la estructura de dislocaciones y ΔH_D es al entalpía de difusión a través de núcleos de las dislocaciones, y

$$Q_B^{-1} = \frac{K}{\omega^n} \exp(-n \Delta H_D/KT) \quad (3)$$

donde n y ΔH_D son constantes dentro de ciertos rangos de temperatura. ΔH_D , obtenida de un gráfico $\ln(Q_B^{-1} \omega^n)$ versus $1/T$, es la verdadera entalpía de activación que controla el mecanismo de dislocaciones y usualmente es mayor que la entalpía de activación aparente B.

En este trabajo se estudia como afecta a la entalpía de activación, la variación de la frecuencia con la temperatura. Esta se considera generalmente despreciable, pero en algunos casos como el de la aleación Cu-Au o el Zry-4 (aleación de interés nuclear de Zr aleado con Sn, Fe y Cr) tal variación puede

alcanzar a un 16% /4/ y 37% /5/.

PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

Se realizaron mediciones de fricción interna versus T a frecuencia variable y a frecuencia constante en Zry-4, mediante un nuevo péndulo descrito en /6/. Este péndulo es apto para medir a bajas y altas temperaturas, bajo vacío de difusora, con un sistema de compensación de frecuencia basado en la modificación del momento de inercia del péndulo en forma continua y remota desde afuera del péndulo mientras se realiza la excursión en temperatura. El modo de operación fue el decaimiento libre y la deformación inicial y final $1 e^{-5}$ y $0.2 e^{-5}$, respectivamente.

RESULTADOS

En la Fig.1 se representan las rectas predichas por las ecuaciones (1), (2) y (3) una vez aplicado a los datos experimentales el método de mínimos cuadrados. Las líneas llenas corresponden a los valores medidos a ω constante y las líneas de trazos a los medidos a ω variable. En la tabla.1 se indican los correspondientes valores de la entalpía de activación y la discrepancia D entre la entalpía determinada en mediciones a ω variable y a ω constante ($D = 100 \times (H(\omega \text{ variable}) - H(\omega \text{ constante})) / H(\omega \text{ constante})$). El valor utilizado para n en el caso de la ec. (3) fue en promedio de 0.2 debiendo puntualizarse que n no se mantiene constante como lo asume el modelo, sino que decrece con el aumento de la temperatura /5/.

DISCUSION

En la tabla.1 se muestra que existe una discrepancia sistemáticamente superior, para cada una de las expresiones según se mida a frecuencia constante o variable de alrededor de un 6%. Esto indica que debe contemplarse la variación de la frecuencia con la temperatura, para una determinación de la energía de activación acorde a los modelos existentes para Q^{-1}_B .

REFERENCIAS

- /1/ Nowick, A. S. y Berry, B. S. (1972) Anelastic Relaxation in Crystalline solids. Academic Press, New York and London p. 445.
- /2/ Woignard, J., Amirault, J.P. and J. de Fouquet (1975) Proc. ICIFUAS 5. Ed. by D. Lenz and K. Lucke, Springer Verlag, Berlin, Vol 1, p. 392.
- /3/ Bisogni, E. A., Shoock, G. and Shyne, J. (1964). Acta Met, 22, 1466.
- /4/ Povoio, F., Armas, A. F., Acta Met., vol 31, 4 (1983)643.

/5/ Molinas, B. J., Tesis Doctoral, Universidad Nac. de la Plata, La Plata (1985).

/6/ Povoio, F., Molinas, B. J. and Lambri, O.A., J. of Phys. E (in press).

/7/ Povoio, F. and Molinas, B. J. 6th ICSMA Ed. R. C. Gifkins. Pergamon Press, Oxford, 1983.

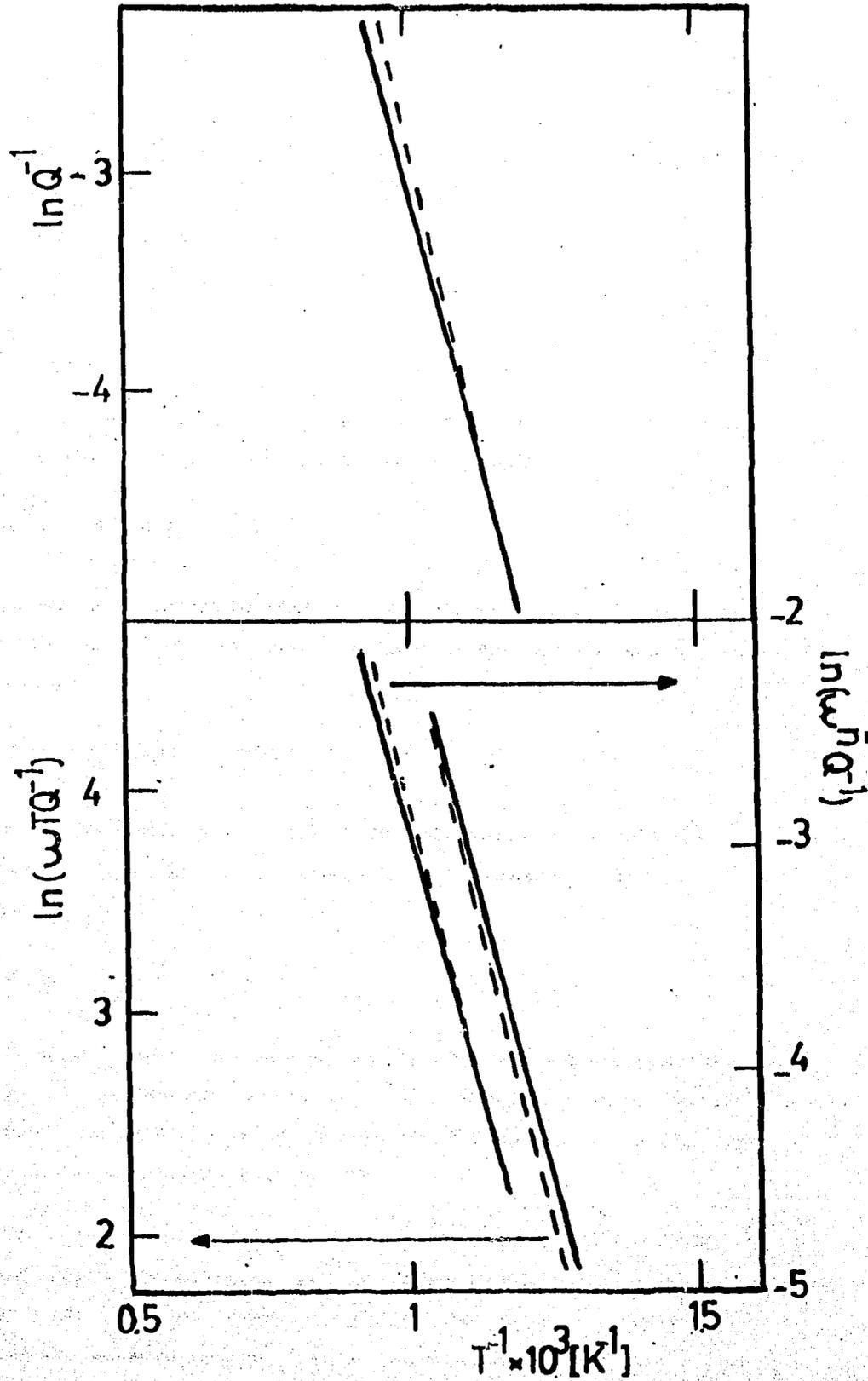


Fig. 1

Tabla 1

modo de medición / modelo	(1) KJ/mol	(2)KJ/mol	(3)KJ/mol
f variable	87.1	91.7	432
f constante	81.3	87.4	406
D (%)	7	5	6.4

MICROSCOPIA ELECTRONICA DE TRANSMISION DE BORDES DE GRANO EN COBRE, FACETADOS POR EFECTO DE BISMUTO. B. BLUM, U. of Penn.

INTRODUCCION: El efecto del bismuto (Bi) en la formación de facetas de borde de grano en cobre (Cu), por segregación del mismo a los bordes de grano, ha sido bien establecido¹⁻⁵ (figura 1). Sin embargo, ninguno de estos estudios ha determinado la cristalografía de las facetas, información necesaria para obtener una buena comprensión de los mecanismos que determinan la formación y estabilidad de las mismas. El presente estudio se ha concentrado en determinar la cristalografía de las facetas en una aleación de Cu/140ppm-Bi, utilizada previamente⁵.

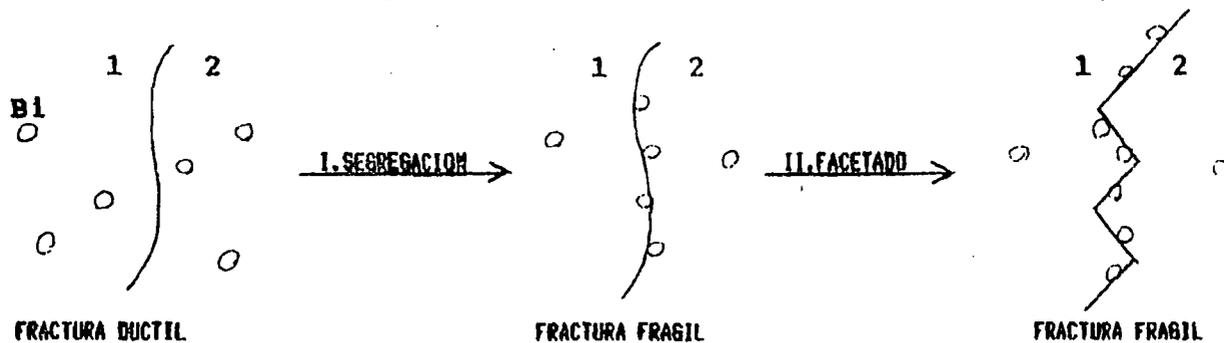


Figura 1: Facetado de bordes de grano en Cu, por influencia del Bi. Esquemático.

METODO EXPERIMENTAL: Secciones de un alambre de Cu-Bi, de 3 mm de diámetro y 2 o 3 cm de largo, fueron sometidos a tratamientos térmicos de 0, 12, 24 y 48 horas a 650°C. Estas probetas cilíndricas fueron nuevamente seccionadas, por electroerosión, en secciones muy delgadas que, luego de pulidas mecánica y electroquímicamente, fueron observadas en un microscopio electrónico de transmisión.

Se analizaron las imágenes de canto de cada faceta y los diagramas de Kikuchi correspondientes a ambos granos adyacentes a dicha faceta, para caracterizar las mismas. Para cada tratamiento térmico, la población relativa de cada tipo de faceta se determinó dividiendo la suma de las longitudes de los cantos de todas las facetas de una orientación determinada, por la longitud total de los cantos de todas las facetas observadas. La orientación relativa entre granos adyacentes se determinó a través del análisis de los respectivos diagramas de difracción; los índices de Miller de las facetas comprendidas entre dichos granos se hallaron para los sistemas de referencia de ambos granos.

El alambre poseía una pronunciada textura $\langle 110 \rangle$ en su centro, lo cual resultó en un alto porcentaje de granos con orientación de macla, o cercana a ella ($68^\circ-74^\circ/\langle 110 \rangle$), en el campo de observación. Sólo se analizaron estos granos.

RESULTADOS: El análisis de las facetas reveló que:

- i. No había facetas en las muestras sin tratamiento térmico.
- ii. Para 12 hs., todas las facetas entre maclas tenían orientación $(1-11)_1 | (-111)_2$, referidas a ambos granos adyacentes; gran cantidad de bordes de grano estaban sin facetar.
- iii. Para 24 hs., ya todos los bordes de grano entre maclas estaban facetados. 40% de las facetas tenían orientación $(001)_1 | (-221)_2$, 40%, $(1-11)_1 | (-111)_2$ y 20% eran de alto índice de Miller, o no se pudieron caracterizar.
- iv. Para 48 hs., 90% de las facetas tenían orientación $(1-11)_1 | (-111)_2$ y no se observaron $(001)_1 | (-221)_2$.

DISCUSION Y CONCLUSIONES: El gradual incremento de facetas $\{111\}$ con tiempo de recocido, junto con los estudios que indican que para bordes de grano de orientaciones desconocidas y arbitrarias, el Bi segrega al borde de grano antes que este se facete^{4,5}, y los que confirman la presencia de Bi en las facetas $(1-11)_1 | (-111)_2$, sugieren que el Bi ha segregado primero a los bordes de grano curvos, entre maclas, y estos luego se han transformado en facetas de orientación $\{111\}$.

Además de la conocida transformación de bordes de grano generales en bordes de grano facetados, por influencia del Bi, habría una posible transformación de facetas $(001)_1 | (-221)_2$ a facetas $(1-11)_1 | (-111)_2$, según sugieren los resultados obtenidos luego de 24 y 48 hs. de recocido.

La faceta $(1-11)_1 | (-111)_2$ es la más estable, entre maclas, luego de 48 hs. de recocido a 650°C .

AGRADECIMIENTOS: Este trabajo fué subvencionado por el NSF, con el PENN-HRL, contrato N° DMR 88-19885. Se agradecen discusiones con McMahon y Luzzi, y el gran aliento y apoyo de Ward Plummer.

REFERENCIAS

1. A.H. Donald and L.H. Brown, Acta Metall. 27, 59 (1979).
2. B.D. Powell and D.P. Woodruff, Phil. Mag. 34, 169 (1976).
3. J.R. Michael and D.B. Williams, Metall. Trans. A 15A, 99 (1984).
4. T.G. Ference and R.W. Balluffi, Scripta Metall. 22, 1929 (1988).
5. M. Menyhard, B. Blum, and C.J. McMahon, Jr., Acta Metall. 37, 549 (1989).
6. D.E. Luzzi, B. Blum, and H. Inui, Proceedings of the Electron-microscopy Society of America, August 1989, San Antonio, Texas.

**EFFECTO DE LOS TRATAMIENTOS TERMOMECAÑICOS SOBRE
LA DIFUSION DEL HIDROGENO EN ACERO 1070**

P. Bruzzoni, J. Ovejero García

Introducción

El objetivo de este trabajo es estudiar la dependencia de la permeación de hidrógeno con la microestructura en un acero con alto porcentaje de carbono. Para ello se empleó la técnica de carga en fase gaseosa que da resultados altamente reproducibles y es la más recomendable cuando se desea estudiar propiedades en el interior del material y no efectos superficiales. Las bajas fugacidades empleadas determinan que el material no experimente daño por el hidrógeno durante el curso de los ensayos.

Material y Técnica experimental

El material empleado fue un acero AISI 1070 obtenido en forma de fleje de 0,5 mm de espesor aproximadamente, y fue sometido a diferentes tratamientos:

Denom.	Tratamiento	Dureza HV
O	Material tal cual fue recibido	215
TR	Templado y revenido. Austenizado (840 °C - 20 min), enfriado en agua y luego revenido (450 °C - 1 h)	344
N	Normalizado (840 °C, 15 min)	243
AT	Con alivio de tensiones. Tal cual fue recibido fue tratado a 320 °C durante 1 hora	229
AT+2%RE	Alivio de tensiones seguido de laminación en frío (2% de reducción de espesor)	238
AT+5%RE	Alivio de tensiones seguido de laminación en frío (5% de reducción de espesor)	225

El material tal cual fue recibido presenta por su proceso de fabricación tensiones residuales en su superficie. La deformación por laminado (2% y 5%) tiene por objeto crear tensiones de compresión en la superficie de la chapa.

Las probetas de permeación fueron discos de 32 mm. de diámetro y $\approx 0,5$ mm de espesor. Antes de cada ensayo se depositó electrolíticamente sobre ambas caras de la probeta una capa de Pd de $\approx 0,1$ μm de espesor.

Las probetas fueron montadas en una celda doble separando los compartimientos de carga y detección. La temperatura de los ensayos fue 35°C. La carga de hidrógeno se realizó con H₂ (g) a P = 1 bar. El H₂ se obtuvo con un generador de hidrógeno de alta pureza.

La detección del hidrógeno se realizó según la técnica electroquímica convencional, empleando un electrodo de Hg/HgO para fijar un potencial anódico de +200 mV respecto del Electrodo Normal de Hidrógeno.

Resultados y discusión

A partir de las curvas de permeación (transientes carga o crecimiento) se obtuvieron los coeficientes de difusión aparentes de acuerdo a las siguientes ecuaciones:

$$D_{ap} (t_{b'}) = (L^2 \cdot 0,06611) / t_{b'}$$

$$D_{ap} (t_{1ag}) = (L^2 \cdot 0,1667) / t_{1ag}$$

donde L es el espesor de la probeta. $t_{b'}$ y t_{1ag} son los tiempos necesarios (medidos desde el comienzo de la carga) para que el flujo instantáneo de hidrógeno alcance un 10% y un 61,6% del valor de estado estacionario respectivamente.

A partir del flujo de estado estacionario J_{∞} se obtuvo la permeabilidad del material al hidrógeno, ϕ :

$$\phi = J_{\alpha} \cdot L / P \pm$$

donde P es la presión de H₂ (g) en el compartimiento de carga.

Los valores obtenidos son los siguientes (a fines comparativos se agregan los correspondientes a una red perfecta de hierro α^2, β):

Probeta	Dap(t _{b'})/10 ⁻⁸ cm ² s ⁻¹	Dap(t _{1αg})/10 ⁻⁸ cm ² s ⁻¹	$\phi/10^{11}$ s ⁻¹ cm ⁻¹ bar ⁻¹
O	7.8	17.7	1.63
TR	85	155	1.81
N	37	66	1.23
AT	61	120	1.69
AT+2%RE	12.5	25.8	1.68
AT+5%RE	4.4	9.9	1.69
Fe- α	7850	7850	2.35

La mayor difusividad aparente se observa en las probetas TR y AT. Estudios metalográficos revelan: para el estado TR una microestructura de martensita revenida (martensita mixta + Fe₃C esferoidizado); para los tratamientos O, AT+2%RE y AT+5%RE, ferrita y carburos (Fe₃C) esferoidizados, y para el tratamiento N, perlita con pequeña cantidad de ferrita en antiguos bordes de grano austeníticos.

Tanto la chapa original como las probetas con alivio de tensiones y posterior deformación en frío (AT+5%RE y AT+2%RE), exhiben considerables retardos en la aparición del hidrógeno en la cara de detección, lo que se refleja en los bajos valores de Dap(t_{b'}) correspondientes a las curvas de crecimiento.

La comparación de los resultados de difusividad de las probetas O y AT pone de manifiesto la existencia, en la primera, de las tensiones residuales de compresión en la superficie de la muestra.

Estos resultados muestran la gran influencia de las tensiones residuales (en este caso macrotensiones de compresión) sobre el Dap en relación con otros factores habitualmente citados en la literatura (dislocaciones, carburos, etc.).

El estado N (estructura casi 100% perlítica) exhibe un flujo de estado estacionario aproximadamente un 30% menor que el resto de los estados. La menor permeabilidad del estado N se explicaría por el camino tortuoso que debe recorrer el hidrógeno al difundir en la ferrita interlaminar.

Puede observarse que en el material perlítico, pese a la baja densidad de dislocaciones, no hay un aumento del Dap. Esto confirma el papel poco relevante de las dislocaciones frente a las tensiones residuales.

Conclusiones

1. Para todos los tratamientos ensayados la permeabilidad es alrededor de un 72% de la del Fe puro, excepto para el material normalizado (52% de la del Fe).
2. Las tensiones residuales resultaron ser el factor de mayor influencia sobre el coeficiente de difusión aparente. Los carburos y las dislocaciones tienen un efecto secundario.
3. La morfología del Fe₃C juega un rol importante en la permeabilidad ϕ .

Agradecimientos

Se contó con la asistencia técnica de D.F. Zalcmán y O. Carpinetta.

Referencias

1. M.A.V. Devanathan, Z. Stachurski. Proc. Roy. Soc. A207, 90 (1962).
2. E. Riecke, Werkstoffe und Korrosion 32, 66 (1981).
3. K. Kiuchi y R.B. McLellan, Acta metall. 31, 961 (1983).

EFECTO DEL HIDROGENO EN EL MODULO DE YOUNG DE ACEROS

M. Ortiz ⁽⁺⁾ - J. Ovejero García ⁽⁺⁾

INTRODUCCION

Estudios anteriores mostraron que los aceros AISI 1005 y AISI 1070 presentaban, en distintos estados metalúrgicos, una sensibilidad distinta a la fragilización por hidrógeno (FPH).

En el presente estudio fue determinado, en esos mismos aceros y en los mismos estados metalúrgicos, el efecto del hidrógeno en el valor de su módulo de Young. Los resultados obtenidos indican que el hidrógeno produce, para los distintos estados metalúrgicos, una variación distinta en el módulo de Young. Por otra parte se encontró que existe una relación directa entre la variación del módulo de Young y la sensibilidad de los aceros a la FPH.

METODO EXPERIMENTAL

El material utilizado fue un acero AISI 1070 en los estados: (A) original recocido; (B) normalizado; (C) templado y revenido a 450°C, 1 hora; (E) templado y (F) templado y revenido a 150°C, 1 hora y un acero AISI 1005 (D) normalizado a 950°C, 15 minutos.

El método utilizado para la determinación del módulo de Young fue la medición de la frecuencia de resonancia del primer modo de vibración de ondas elásticas transversales⁽¹⁾. El error en la determinación del módulo elástico es del orden del 1%. Sin embargo en mediciones comparativas sobre la misma probeta, antes y después de hidrogenarla, las variaciones del módulo superiores a 0.08% pueden ser atribuidas a la presencia del hidrógeno, ya que las otras variables permanecen constantes.

La hidrogenación fue realizada a temperatura ambiente, mediante carga galvanostática en una solución 1N de H₂SO₄ con una densidad de corriente de -5mA/cm². Luego de la carga se efectuó un cobreado con el objeto de minimizar la salida del hidrógeno.

RESULTADOS - DISCUSION

En la tabla I se muestran los valores del módulo de Young antes de la hidrogenación (E_0) y las variaciones $\Delta E = (E_H - E_0)/E_0$, donde E_H es el valor del

⁽⁺⁾ CNEA, Avda. del Libertador 8250 (1429) Bs. As.

módulo luego de la hidrogenación.

En la misma tabla se pueden ver los valores de la sensibilidad a la FPH (% F)⁽²⁾ para los distintos estados metalúrgicos.

TABLA I

Estado	$10^{-12} E_0 \times \text{dyn/cm}^2$	ΔE (%)	ΔF (%)
A	1.94 ± 0.03	$- 0.6 \pm 0.1$	10
B	2.02 ± 0.02	$- 0.8 \pm 0.1$	22
C	2.03 ± 0.02	$- 1.2 \pm 0.1$	44
D	2.03 ± 0.02	$- 0.4 \pm 0.1$	3
E	2.02 ± 0.02	$- 1.7 \pm 0.1$	66
F	2.00 ± 0.02	$- 1.2 \pm 0.1$	

Como puede observarse a medida que la sensibilidad a la FPH aumenta, la disminución del módulo por efecto del hidrógeno es también mayor.

Recordando que el módulo de elasticidad es proporcional a la segunda derivada de la energía de cohesión podemos decir entonces que la introducción de hidrógeno en el acero produce una disminución de la energía de cohesión de los átomos de hierro. Esto queda confirmado por la relación directa que encontramos entre la disminución del módulo de elasticidad y el aumento de la sensibilidad del acero a la FPH.

CONCLUSIONES

- El hidrógeno produce una disminución del módulo de Young en los aceros. Esta variación del módulo depende del estado microestructural de los aceros.
- Existe una relación directa entre la disminución del módulo de Young y la sensibilidad del acero a la FPH.
- Estos resultados confirman las hipótesis de Troiano y Oriani⁽³⁾.

REFERENCIAS

- 1) José A. Marengo, M. Ortiz: I Congreso de Ensayos no Destructivos para América Latina y el Caribe, Sao Paulo, 1, 523 (1986).
- 2) G.F. Merlone, J. Ovejero García: IX Jornadas Metalúrgicas (SAM), 37 (1985).
- 3) R.A. Oriani: *Berichte Bunsen-Gesellschaft für Physik, Chemie*, 76, 848 (1972).

**Estabilidad de la fase β -Nb en la matriz α -Zr
bajo irradiación**

A. Sarce*

Introducción

La predicción de la (estabilidad de precipitados) en materiales de uso nuclear bajo irradiación, es de fundamental importancia para el análisis del comportamiento de las componentes de los reactores en servicio. En aleaciones, las vacancias e intersticiales creados por la irradiación pueden co-precipitar con los átomos de soluto para formar precipitados, y pueden afectar el crecimiento y la estabilidad de éstos. Maydet y Russell [1] han desarrollado una teoría que describe la evolución de partículas intragranulares e incoherentes durante la irradiación que fue aplicada en materiales isótropos. Sin embargo, el comportamiento de los defectos puntuales creados por la irradiación es fuertemente dependiente de la anisotropía que presenta el tensor difusividad de dichos defectos en los materiales anisotrópicos. Esta fuerte influencia de la anisotropía debe ser tomada en cuenta en el estudio de la estabilidad de precipitados en dichos materiales bajo irradiación.

En el presente trabajo, usando la teoría mencionada en la que se hacen consideraciones para introducir explícitamente la anisotropía de la difusión de vacancias e intersticiales [2], se analiza la estabilidad de los precipitados bcc de β -85w%Nb en la matriz α -Zr(1w%Nb) del sistema Zr-2.5w%Nb bajo irradiación.

Procedimiento de cálculo

Maydet y Russell introducen el concepto de radio crítico de una partícula (el menor radio que debe tener para poder crecer en el material irradiado), que se define como:

$$r^* = -2 \gamma \Omega / \Delta\phi \quad (1)$$

donde $\Delta\phi$ es un potencial que tiene en cuenta la irradiación, Ω es el volumen atómico del precipitado y γ la energía interfacial precipitado-matriz. Los valores de $\Delta\phi$ dependen de la relación (β_i/β_v) donde β_i (β_v) es la velocidad de llegada de intersticiales (vacancias)

* Dra. en Ciencias Físicas. Departamento Ciencia de Materiales.
CNEA. Avda. del Libertador 8250 - CP 1429. Capital Federal.

desde la matriz al precipitado. Los radios críticos para la precipitación de la fase β -85w%Nb en la matriz α -Zr son calculados en este trabajo para analizar la estabilidad de dicha fase bajo irradiación. Suponiendo un precipitado inicialmente cúbico, considerando la anisotropía de la difusión de ambos defectos puntuales y tomando independientemente (β_i/β_v) para cada una de las caras del precipitado, resulta, para la descripción del Zr usada: $(\beta_i/\beta_v)_c < 1$ y $(\beta_i/\beta_v)_a > 1$, donde c(a) indica la cara del precipitado cuya normal es paralela (perpendicular) a la dirección c de la celda hexagonal de la matriz. Ambos valores son introducidos separadamente para calcular $\Delta\phi$.

Resultados y conclusiones

Los valores de los radios críticos r^* calculados introduciendo en la ecuación (1) $(\beta_i/\beta_v)_c < 1$ muestran que, a bajas temperaturas ($T < 500$ K), r^* para el material irradiado es menor que el correspondiente al material no irradiado. Este comportamiento se invierte para temperaturas mayores, y finalmente, para $T > 600$ K, $\Delta\phi$ es positivo, r^* sería negativo, y la partícula no puede crecer en la dirección c de la red hexagonal. Cuando $(\beta_i/\beta_v)_a > 1$ es introducido en el cálculo de r^* , los resultados indican que los precipitados están en condiciones de crecer en las direcciones perpendiculares a c para todas las temperaturas analizadas. Estos resultados permiten predecir que, a bajas temperaturas ($T < 500$ K), la formación de precipitados β -85w%Nb en α -Zr es favorecida por la irradiación, y que esos precipitados tendrían forma aproximadamente cúbica. Para temperaturas más altas, por el contrario, empezaría a aparecer una anisotropía en la forma de los precipitados, ya que sólo sería favorecido el crecimiento en las direcciones perpendiculares a la dirección c del cristal hexagonal. Finalmente, a temperaturas sobre 600 K, los precipitados tendrían inhibido su crecimiento en la dirección c de la matriz irradiada y se presentarían como placas paralelas a los planos hexagonales (0001). Esta morfología que se predice para los precipitados, acuerda con observaciones experimentales.

Referencias

- [1] S.I. Maydet, K.C. Russeli: J.Nucl.Mat., 64, 101 (1977)
- [2] A. Sarce: enviado al J.Nucl.Mat.

ESTUDIO DE LA TRANSFORMACION PERITECTICA $ZrFe_2 + L \rightarrow ZrFe_3$

M. Granovsky*, D. Arias*

INTRODUCCION

El sistema Fe Zr ha sido estudiado por diversos autores (1), en particular, la zona rica en Fe presenta dos fases intermedias: $ZrFe_2$, que es una fase de Laves de estructura C15 (cúbica del tipo $MgCu_2$) y $ZrFe_3$ de estructura cúbica del tipo $Mn_{23}Th_6$, estable desde $1482^\circ C$ de la reacción peritética $ZrFe_2 + L \rightarrow ZrFe_3$ (2), identificada con técnicas de difracción de rayos x y análisis térmico diferencial (DTA). Esta última fase no fue observada por Aubertin y colaboradores (3) quienes utilizaron técnicas de difracción de rayos x, microscopia y espectroscopia Moessbauer.

El objeto de este trabajo fue estudiar la existencia de dicho intermetálico.

MATERIALES Y TECNICAS EXPERIMENTALES

A partir de Zr de pureza 99,95% y Fe de pureza 99,999% se fundieron aleaciones de composiciones: $Zr_{23}Fe_{77}$, $Zr_{15}Fe_{85}$ y Zr_4Fe_{96} , en horno de arco con electrodo de tungsteno, en atmósfera de argón puro.

Muestras de cada aleación fueron tratadas térmicamente a $1012^\circ C$ durante 1896 hs. y a $1300^\circ C$ durante 22 hs., en atmósfera de argón de alta pureza y protegiendo el material con tantalio para evitar su contaminación con silicio.

La identificación de las fases se realizó con difracción de rayos x (método de polvos) con radiación de Co , se midió la composición de cada fase con microsonda electrónica y se observaron las estructuras en metalografías óptica y electrónica. Para estas dos últimas técnicas las muestras fueron pulidas mecánicamente hasta diamante y luego atacadas con una mezcla diluida de 5 vol. % HF, 5 vol. % HNO_3 y 90 vol % agua destilada.

RESULTADOS Y DISCUSION

El análisis de los diagramas de difracción de rayos x nos permitió identificar en todas las muestras, tres fases: $ZrFe_2$ de estructura cúbica del tipo $MgCu_2$ y parámetro de red del orden de $7,03 \text{ \AA}$ variando levemente con la composición, $ZrFe_3$ de estructura cúbica del tipo $Mn_{23}Th_6$ y parámetro de red del orden de $11,69 \text{ \AA}$ variando con la composición y $\epsilon(\alpha)$ de estructura cúbica centrada en el cuerpo con parámetro de red del orden de $2,86 \text{ \AA}$. En la muestra de composición Zr_4Fe_{96} aunque están presentes las tres fases, se observó disminución de los picos correspondientes a la fase $ZrFe_2$.

Las medidas de composición de cada fase, realizadas con microsonda electrónica, dieron como resultado: $ZrFe_2 \approx 74\% \text{ at. de Fe}$, $ZrFe_3 \approx 80\% \text{ at. de Fe}$, más cercana a la estequiometría $ZrFe_4$.

* Dpto. Materiales, C.N.E.A. Avda del Libertador 8250 (1429) Buenos Aires.

El porcentaje de cada fase, en cada una de las muestras estudiadas, se presentan en la tabla siguiente:

Muestra	T.T.	% ZrFe2	% ZrFe3	% Fe(α)
Zr23Fe77	1300°C 22 hs	80	11	9
	1012°C 1896 hs	75	16	9
Zr15Fe85	1300°C 22 hs	36	32	32
	1012°C 1896hs	32	37	31
Zr4Fe96	1012°C 1896 hs	---	21	79

Las metalografías mostraron una evolución muy lenta del sistema, con la temperatura y el tiempo.

Estos resultados muestran que la velocidad de crecimiento de las fases estables presentes en cada transformación es muy lenta.

La diferencia entre los resultados de Aubertin y col. (3) y los nuestros respecto de la presencia de la fase ZrFe3, se puede explicar en forma sencilla teniendo en cuenta el carácter de la reacción peritética $ZrFe2 + L \rightarrow ZrFe3$, que pertenece a la clase "c" según la clasificación de St John y col. (4), caracterizada como fuertemente dependiente de la velocidad de enfriamiento, tanto como para "desaparecer" la reacción y evitar que se forme la fase peritética ZrFe3. Las velocidades de solidificación de nuestras experiencias no fueron muy rápidas, lo que permitió que la reacción peritética pudiera ocurrir.

CONCLUSIONES

- El intermetálico llamado ZrFe3 es estable, en las condiciones estudiadas.
- La composición de dicho intermetálico correspondería a la estequiometría ZrFe4.

REFERENCIAS

- (1) D. Arias, J. Abrata. Bulletin of Alloy Phase Diagrams. 9 (5) 597 - 604 (1988)
- (2) V. N. Svechnikov, V. M. Pan, A. Ts. Spektor. Russ. J. Inorg. Chem. B () 1106 - 1109 (1963)
- (3) F. Aubertin, V. Bonser, S. Campbell, H. Wagner. Z. Metallkd. 76 (4) 237 - 244 (1985)
- (4) D. H. St John, L. M. Hogan. Acta Metall. 35 (1) 171 - 174 (1987)

ESTUDIO DE LA TRANSFORMACION PERITECTOIDE ($\beta + Zr_5Sn_3 \rightleftharpoons Zr_4Sn$)L. Roberti, D. Arias¹

Se estudió la transformación peritectoide $\beta + Zr_5Sn_3 \rightleftharpoons Zr_4Sn$ presente en el sistema Zr-Sn, para aleaciones entre 7.1 y 24% atómico de estaño, con tratamientos térmicos entre 1148 y 1610°C (1421 y 1883 K) y con diferentes velocidades de enfriamiento. Se utilizaron como técnicas de análisis: metalografía óptica y electrónica, microanálisis cuantitativo con microsonda electrónica y diagrama de rayos X (método de Debye-Scherrer).

INTRODUCCION

Para el presente trabajo se utilizaron 6 aleaciones de Zr-Sn, con los siguientes contenidos de estaño (en % atómico): 7.1; 7.6; 10.8; 15; 19.4 y 23.8, que fueron fundidas por arco en atmósfera de argón de alta pureza, empleando Zr 99,99% y Sn 99,999%.

Se realizaron los siguientes tratamientos térmicos, teniendo las precauciones necesarias para evitar cualquier tipo de contaminación:

T [°C]	T [K]	t hs	TEMPLADO
1148 ± 5	1421 ± 5	43	agua sin rotura
1218 ± 3	1491 ± 3	115	agua con rotura
1270 ± 3	1543 ± 3	3	agua con rotura
1298 ± 2	1571 ± 2	22	agua sin rotura
1299 ± 2	1572 ± 2	6.5	al aire
1300 ± 2	1573 ± 2	6.5	al aire
1330 ± 4	1603 ± 4	20	agua con rotura
1435 ± 3	1708 ± 3	0.3	agua con rotura
1440 ± 8	1713 ± 8	4	en horno en tubo de mullita
1440 ± 8	1713 ± 8	4	en horno en tubo de mullita
1440 ± 8	1713 ± 8	2	en horno de alto vacío
1550 ± 8	1823 ± 8	0.7	en horno de alto vacío
1570 ± 10	1843 ± 10	3	en horno de alto vacío
1610 ± 10	1883 ± 10	0.1	en horno de alto vacío

Las microestructuras de las muestras fueron estudiadas mediante microscopía óptica y electrónica de barrido y se identificaron las fases con rayos X (método de Debye-Scherrer). Se realizaron microanálisis cuantitativos con microsonda electrónica para determinar la solubilidad del Sn en fase β .

¹ Comisión Nacional de Energía Atómica, Centro Atómico Constituyentes, Av. del Libertador 8250, Buenos Aires, República Argentina.

RESULTADOS

De acuerdo a las observaciones realizadas en las muestras tratadas térmicamente: a) entre 1148 y 1330°C las aleaciones se hallan en el campo ($\beta + \text{Zr}_4\text{Sn}$), b) a 1435°C y temperaturas mayores en el campo ($\beta + \text{Zr}_5\text{Sn}_3$). La temperatura a la que se produce la reacción peritectoide ($\beta + \text{Zr}_5\text{Sn}_3 \rightarrow \text{Zr}_4\text{Sn}$), propuesta por McPherson (1) en su diagrama de fases del sistema Zr-Sn, es de 1325°C, esta temperatura surge de sus observaciones a 1300 y 1350°C. Por lo tanto, teniendo en cuenta los resultados de McPherson y los nuestros, la temperatura peritectoide estaría entre 1330 y 1350°C.

En las muestras templadas con rotura en agua desde la región ($\beta + \text{Zr}_5\text{Sn}_3$) sólo se observa la presencia de estas dos fases, mientras que en las muestras enfriadas en horno en tubo de mullita, la fase Zr_4Sn nuclea y crece en la interfase $\beta / \text{Zr}_5\text{Sn}_3$, como producto de la reacción peritectoide. En el caso de velocidad de enfriamiento intermedia ($\approx 100^\circ\text{C}/\text{min}$, cortando la potencia en horno de alto vacío) no llega a producirse la reacción peritectoide, es decir, no hay evidencias de la fase Zr_4Sn , sin embargo, la difusión del Sn en la fase β -transformada es suficiente como para que el contenido de Sn medido resulte varios % menor que el medido en el enfriamiento más rápido (templado en agua, $>1000^\circ\text{C}/\text{min}$). Extrapolando linealmente la solubilidad del Sn en fase β medida con microsonda electrónica a 1270°C (10.6 %at Sn) y 1435°C (13.2 %at Sn) se obtienen solubilidades que coinciden con valores medidos con anterioridad en aleaciones recocidas a 970°C (5.8 ± 0.2 %at), a 990°C (6.3 ± 0.1 %at) y a 1010°C (6.4 ± 0.2 %at) (2). De la misma manera, extrapolando linealmente, se podría esperar a 1610°C una solubilidad de Sn en fase β de 16 %at.

Las observaciones realizadas a $(1610 \pm 10)^\circ\text{C}$ indican que a esa temperatura el material se encuentra en fase sólida, resultando la temperatura eutéctica superior al valor $(1590 \pm 15)^\circ\text{C}$ sugerido por McPherson (1).

CONCLUSIONES

- Temperatura de la reacción peritectoide ($\beta + \text{Zr}_5\text{Sn}_3 \rightarrow \text{Zr}_4\text{Sn}$): $(1340 \pm 10)^\circ\text{C}$
- La solubilidad del estaño en fase β , en función de la temperatura, entre 960 y 1610°C, puede ser descripta por la expresión:

$$X_{\text{Sn}} [\% \text{at}] = 10.6 + 0.015757 (T [^\circ\text{C}] - 1270)$$
- Temperatura eutéctica: $(1610 \pm 10)^\circ\text{C}$
- Con velocidades de enfriamiento del orden de $100^\circ\text{C}/\text{min}$ se inhibe la reacción peritectoide $\beta + \text{Zr}_5\text{Sn}_3 \rightarrow \text{Zr}_4\text{Sn}$, a pesar que la difusión de Sn es importante.

REFERENCIAS

- 1) McPherson, D.J. y Hansen, M., "The System Zirconium-Tin", Transactions of the ASM, Vol. 45, 915-932, (1953).
- 2) Roberti, L.A. y Arias, D.E., Reunión Nacional de Física 90, La Plata.

ESTUDIO DEL DIAGRAMA DE FASES Zr-Pb EN LA REGION RICA EN Zr.

Lic. Enrique Pasqualini, Dra. Delia Arias.
Dpto. Materiales, CAC, CNEA.
Av. Libertador 8250, (1429) Cap. Fed.

INTRODUCCION.

Son muy escasos los trabajos publicados respecto al diagrama circonio-plomo (1) posiblemente debido a los problemas experimentales que se presentan para poder fabricar las aleaciones, ya que la temperatura de evaporación del Pb (1725°C) es menor que la del punto de fusión del Zr (1852°C).

En el presente trabajo se analizaron con técnicas de rayos X, metalografía y microanálisis, el comportamiento de algunas aleaciones de Zr-Pb hasta una composición nominal del 25 % at. Pb.

RESULTADOS EXPERIMENTALES Y DISCUSION.

Se fundieron seis pequeños lingotes (en forma de botón) en un horno de arco, con electrodo de tungsteno y bajo atmosfera de argón de alta pureza. Las muestras para fusión se prepararon con material de pureza comercial encapsulando el plomo en cilindros de circonio con tapas, en proporciones de acuerdo a la composición nominal que se deseaba obtener. Se realizaron varias fusiones en cada una de las cuales se perdieron importantes cantidades de plomo y en menor proporción de circonio.

El material fundido fue observado metalográficamente e identificadas las fases presentes con rayos X. Se midió su composición con microsonda electrónica.

Se realizó un calentamiento (hasta 1000°C) y enfriamiento lento, a fin de estudiar la evolución de la estructura de fundición.

Se trataron térmicamente todas las aleaciones durante veinte horas a 1200°C. Se identificó una fase intermetálica de estructura tetragonal ($a=5,66 \text{ \AA} ; c=2,83 \text{ \AA} ; c/a= 0,50$) y de composición ($20 \pm 0,5$) % at. Pb (2). Se ubicó el borde ($\beta / \beta +$ intermetálico) a 1200°C en una composición de aproximadamente 17 % at. Pb. Se estimó el coeficiente de difusión del Pb en Zr a 1200°C, obtenién-

dose un valor veinte veces mayor que el de autodifusión del Zr (3) a esa temperatura ($D_{Pb}/D_{Zr} = 20$).

En las aleaciones de bajo contenido de plomo se observaron placas del tipo Widmanstatten en la fase α .

CONCLUSIONES.

1. Se identificó una fase intermetálica (Zr_4Pb) de estructura tetragonal y composición ($20 \pm 0,5$) % at. Pb.

2. Se estimó el coeficiente de difusión del Pb en Zr a 1200°C , $D_{Pb} \approx 10^{-7} \text{ cm}^2/\text{seg}$.

3. A 1200°C y para el rango de composiciones entre el 17 y 20 % at. Pb, el sistema se encuentra en un campo de dos fases, β e intermetálico $\beta + Zr_4Pb$.

REFERENCIAS.

(1) J.O.Scarbrough y J.O.Betterton, The Lead-Zirconium phase diagram. U.S.At.Energy Commission. Annual Progress Report. ORNL-3470 (1963), p.26.

(2) T.A.Badaeva y L.I.Rybakova. The structure and the properties of Vanadium, Thorium and Zirconium Alloys. Ed. O.S.Ivanov, Gosatcmizdat, Moscow, 1963, pp. 303-308.

(3) C.Herzig y H.Eckseler. On the Anomalous Self-Diffusion in β -Zirconium: Temperature dependence of the Isotope Effect. Sonderdruck aus Zeitschrift für Metallkunde. Band 70 (1979), H. 4, S. 215-223.

ESTUDIO DEL SISTEMA COBRE-LITIO

A. Peñaloza, M. Ortiz, C. Wörner, I. Gardiazábal (*)

Instituto de Física. (*) Instituto de Química

Universidad Católica de Valparaíso

Casilla 4059, Telefax: 56-32-212746

Valparaíso, Chile.

La literatura disponible respecto al sistema Cu-Li no es concordante respecto a la existencia de fases intermedias. Los trabajos de Pastorello [1] y Klemm et al. [2] informan la no existencia de fases intermedias y, más aún, estos últimos describen este sistema como una solución sólida, pues encontraron concentraciones entre 8 at% y 19 at% de litio. Sin embargo, Old y Trevena [3] informan de la existencia de una "fase intermedia FCC" cuya composición correspondería en forma aproximada al Cu_4Li . Pelton [4] entrega nuevos valores calculados para el diagrama de fase Cu-Li y Mendelsohn et al. [5] dan cuenta de la preparación de soluciones sólidas con concentraciones de hasta 8 at% de litio.

Los autores mencionados han preparado aleaciones de Cu-Li usando distintos métodos basados en el procedimiento convencional que implica fusión y colado en un ambiente protegido. En el presente trabajo, la aleación Cu-Li fue preparada por electrodeposición en sales fundidas. Este método es totalmente reproducible, y mediante su uso es posible simplificar muchos de los problemas derivados del manejo del litio debido a su gran reactividad.

Usando el procedimiento que sugiere Kaufamn [6], las muestras de la aleación se obtuvieron de la siguiente manera: en un crisol de cuarzo se colocó una mezcla de sales de LiCl y KCl, a la cual se agregó KOH para fijar el contenido de oxígeno y de humedad. Este crisol fue ubicado en el interior de un horno vertical a 400 °C, para obtener el baño de sales fundidas. Luego, en este baño fueron introducidos los electrodos, un ánodo de grafito y un cátodo de cobre de alta pureza (99,99 %), con forma de láminas de dimensiones aproximadamente iguales. Colocados los electrodos uno frente al otro, con sus caras paralelas, se hizo circular una corriente continua constante, durante un intervalo de tiempo prefijado. Terminado este proceso, el cátodo de cobre fue retirado del baño y lavado en agua corriente para eliminar el litio sobrante depositado en él, mostrando su superficie de color amarillo con una distribución irregular de zonas con polvos de igual color adherido a la superficie, en ambas caras de la lámina.

Después de la electrodeposición, tanto las láminas de cobre como muestras de polvo depositado fueron examinados usando microscopía óptica y electrónica, observándose que los polvos eran aglomeraciones de pequeños cristales en forma de aguja (flechas), con características morfológicas cúbicas.

Además, utilizando cámara de Debye-Scherrer y difractómetro, se obtuvo los patrones de difracción de rayos X de muestras de polvos, los cuales fueron coincidentes entre sí, y diferentes al patrón de difracción del cobre puro. Asimismo, se obtuvo difractogramas de las láminas, observándose que en ellos aparecen las líneas del patrón del cobre puro, y adyacentes a cada una de ellas y desplazadas hacia ángulos menores existen otras líneas, las cuales corresponden exactamente al patrón de difracción obtenido para las muestras de polvo.

De lo anterior se puede concluir que la electrodeposición de litio en el cátodo de cobre ha permitido que en su superficie se forme una aleación de Cu-Li, la cual da lugar al crecimiento de cristales estables y en forma de flechas con rasgos morfológicos de tipo cúbico. Estos cristales crecen hasta alcanzar una longitud de aproximadamente 0,05 mm., después de lo cual se desprenden de la superficie, quedando aglomerados y formando el polvo que se observó adherido a ella. Además, los patrones de difracción de rayos X permiten señalar que la aleación formada correspondería a la fase intermedia Cu_4Li , la cual presenta una estructura FCC, con un parámetro de red $a = 3,646 \text{ \AA}$, siendo consistentes estos resultados con el valor informado para la composición Cu-19%Li.

BIBLIOGRAFIA

- [1] S. Pastorello, Gazz. Chim., Ital., 60, 988-992 (1930).
- [2] W. Klemm and B. Volavsek, Z. Anorg. Chem., 296, 184-187 (1958).
- [3] C.F. Old, and P. Travena, Metal Science, 15, 281 (1981).
- [4] A.D. Pelton, Bulletin of Alloy Phase Diagrams, 7, 142 (1986).
- [5] M.H. Mendelsohn, D.M. Gruen and A.R. Krauss, J. Nuc. Mat, 141-143, 184 (1986).
- [6] D.F. Kaufman, Final Report, INCRA Project N° 187 (1972).

AGRADECIMIENTOS

Los autores expresan sus agradecimientos a la Organización de Estados Americanos, por el aporte entregado a esta investigación, a través del Proyecto Multinacional de Materiales. También se agradece a la Dirección General de Investigación y Postgrado de la Universidad Católica de Valparaíso, Chile.

Relación entre diferentes interfases inclusión-matriz en aceros y la susceptibilidad al daño por hidrógeno.

SCHIAPPARELLI ESTELA *, FRADO SIXTO **, TIEBAS JUAN J. *, GARIBALDI JORGE *

Resumen

La susceptibilidad al daño por hidrógeno de diferentes aceros con varios tratamientos térmicos fue estudiada en probetas hidrogenadas durante ensayos de tracción. La iniciación de la fisura localizada en probetas hidrogenadas dependió de la posibilidad de desarrollo de una concentración de hidrógeno crítica, en las grietas o microgrietas asociadas con inclusiones indeformables tales como Al_2O_3 . El tiempo de inducción para obtener la concentración crítica de hidrógeno depende de las condiciones de carga de hidrógeno de la probeta, el nivel de resistencia de la matriz y el contenido de inclusiones indeformables. El efecto del contenido de azufre en los aceros y el contenido de inclusiones de MnS no es importante para la susceptibilidad de los aceros al daño por hidrógeno.

Introducción

Nuestro trabajo experimental ha sido enfocado hacia la obtención de una mas completa y explícita información sobre la relación entre microestructura, matriz, contenido de inclusiones, y susceptibilidad al daño por hidrógeno. En los estudios de la microestructura en aceros, fue utilizada una técnica no convencional. Se ha prestado particular atención a la influencia de diferentes características de interfases matriz-inclusión presentes en aceros de baja, media y alta resistencia en consideración al daño por hidrógeno.

Experimental

Se ensayaron 5 tipos de aceros a los cuales se les realizaron diferentes tratamientos térmicos; fueron cargados con hidrógeno en forma galvanostática durante ensayos de tracción.

Resultados y conclusiones

Para un valor constante de resistencia del acero:

1. La susceptibilidad al daño por hidrógeno en aceros depende de las características matriz-inclusión. La naturaleza, forma, tamaño, localización y distribución de las inclusiones debe tenerse en cuenta.
2. Solamente las inclusiones indeformables están asociadas con el daño por hidrógeno.
3. El contenido de S y de inclusiones de MnS en los aceros no influyen en la susceptibilidad de los aceros al daño por hidrógeno.
4. La sugerencia de bajar el nivel de S en el acero para disminuir el contenido de MnS y mejorar la resistencia al daño por hidrógeno no es importante, pero es muy importante disminuir el contenido de inclusiones duras.

* Comisión Nacional de Energía Atómica. Dto. Materiales. Av. del Libertador 8250. 1429 Argentina

** Universidad Nac. de Trujillo. Apartado 530. Perú.

TABLE I Results about the SHE of several steels with different heat treatments

No.	MATERIAL	HT	HARDNESS (HV)	%UTS	HYDR.	t _r (min)	FRACT. MODE	i (mA/cm ²)	TYPE OF MATRIX
1	1	A ₁	356	93	yes	2	C-I	10	BAIN.
2	1	A ₁	356	56	yes	20	C-I	10	BAIN.
3	1	A ₁	356	37	yes	50	C-I	10	BAIN.
4	1	A ₁	356	28	yes	1500	C-I	10	BAIN.
5	1	A ₂	280	93	yes	5	C-I	10	FERR.PER.BAIN.
6	1	A ₂	280	65	yes	20	C-I	10	FERR.PER.BAIN.
7	1	A ₂	280	60	yes	30	C-I	10	FERR.PER.BAIN.
8	1	A ₃	260	93	yes	100	D	10	FERR.PER.
9	1	A ₃	260	84	yes	1500	D	10	FERR.PER.
10	2	B ₁	235	100	no	-	D	-	FERR.PER.
11	2	B ₁	235	95	yes	1600	D	20	FERR.PER.
12	2	B ₂	393	100	yes	-	D-C	-	MART.BAIN.
13	2	B ₂	393	32	yes	7	D-I	20	MART.BAIN.
14	2	B ₂	393	18	yes	5	D-I	20	MART.BAIN.
15	2	B ₂	393	17	yes	4	D-I	20	MART.BAIN.
16	2	B ₃	420	100	no	-	D-C	-	MART.BAIN.
17	2	B ₃	420	23	yes	35	I	20	MART.BAIN.
18	2	B ₃	420	21	yes	14	I	20	MART.BAIN.
19	3	C ₁	813	100	no	-	C	-	MART.
20	3	C ₂	693	100	no	-	C	-	MART.
21	3	C ₃	495	100	no	-	C-D	-	TEMPER MART.
22	3	C ₃	495	18	yes	4	I	20	TEMPER MART.
23	3	C ₃	495	22	yes	7	I-D	20	TEMPER MART.
24	3	C ₃	495	30	yes	26	C-D	13	TEMPER MART.
25	3	C ₃	495	34	yes	35	C-D	12	TEMPER MART.
26	4	D ₁	495	100	no	-	C-I	-	TEMPER MART.
27	4	D ₁	495	0	yes	0.5	I-C-D	20	TEMPER MART.
28	4	D ₁	495	19	yes	150	D-C-I	8.5	TEMPER MART.
29	4	D ₁	495	100	no	-	C-I	-	TEMPER MART.
30	4	D ₂	321	100	no	-	D-C	-	BAIN.PER.
31	4	D ₂	321	24	yes	9	I	20	BAIN.PER.
32	4	D ₂	321	24	yes	75	I-D	7	BAIN.PER.
33	4	D ₂	321	30	yes	52	D-I	3	BAIN.PER.
34	4	D ₂	321	30	yes	197	D-I	1.5	BAIN.PER.
35	5	F ₁	558	100	no	-	C	-	MART.
36	5	F ₂	420	100	no	-	C	-	BAIN.
37	5	F ₂	420	5	yes	6	I	20	BAIN.
38	5	F ₃	95	100	no	-	D	-	FERR.
39	5	F ₃	85	95	yes	1600	C	20	FERR.

No.: Number of specimen

HT: Heat treatment

HV: Vickers hardness

%UTS: Percentage of ultimate tensile strength

HYDR: With galvanostatic hydrogen charging

t_r: Induction time for delayed failure

no: Load test without galvanostatic hydrogen charging

FRACT. MODE: Fracture mode

C: Cleavage

I: Intergranular

D: Ductile

i: Current density

EFFECTO DE FASES PRECIPITADAS SOBRE LA FRAGILIDAD
DE REVENIDO DE UNA ETAPA

C.A.N. LANZILLOTTO*, D.E. LESCANO+ Y R.A. MANCINI*

* CIMM (INTI) Casilla de correos 884. (5000). Cordoba. Argentina.

+ FAMAF (UNC) Laprida 854. (5000). Cordoba. Argentina.

INTRODUCCION

El tipo estándar de fragilidad de revenido de una etapa, para aceros martensíticos, se asocia con la segregación de impurezas y precipitación de carburos en borde de grano austenítico [1], siendo intergranular el modo de fractura; el modo transgranular de fractura es causado por la precipitación de carburos "interlath" [2]. Se ha propuesto, además, la influencia sobre el fenómeno, de la fluencia plástica [3] y la tenacidad intrínseca [4] de la matriz.

En este trabajo se presenta un estudio del fenómeno de fragilidad de los 350 °C con relación a posibles tensiones presentes en la interfaz de los distintos constituyentes de la estructura revenida, de un acero al Boro de fabricación nacional.

EXPERIMENTAL

Probetas de choque, normalizadas con entalla en V, fueron maquinadas desde barras laminadas de un acero 15B41 de producción normal de una Acería, con la siguiente composición química (porcentajes en peso): 0.4C - 1.37Mn - 0.26Si - 0.047Ti - 40ppmB - 72ppmNi - 0.39Cr - 0.030S - 0.023P - 0.030Al -. Después de austenizar a 880 °C por 45 minutos, templar en aceite y revenir en el rango 100 °C - 550 °C por una hora, las probetas fueron ensayadas por flexión dinámica (Ensayo Charpy). La fractura y la microestructura (atacada suavemente con Nital 2%, esta última) fueron observadas con un microscopio electrónico de barrido.

RESULTADOS Y DISCUSION

El acero SAE 15B41 estudiado presenta el tipo estándar de fragilidad de revenido de una etapa (figura 1 y 2), aunque la fractura intergranular es significativa sólo en el fondo del "pozo de tenacidad" (figura 3). Se advierte una primera disminución de la energía absorbida entre 200 °C y 300 °C con un modo transgranular de fractura asociado [5].

Es sabido que la estructura de temple en los aceros presenta

inhomogeneidad plástica debido a la transformación de fase. Además, en ella están inmersas diversas partículas, como inclusiones, partículas posiblemente no disueltas por el austenizado, etc.

El revenido modifica la subestructura de dislocaciones de la martensita produciendo un ablandamiento de la matriz, y a su vez provoca la precipitación de carburos, sumando una nueva fase a la estructura original. Entonces para cada revenido tendremos, en general, partículas inmersas en la matriz martensítica, las cuales son anteriores o posteriores a él.

Es sabido que la transformación austenita-martensita involucra un cambio de volumen del 4% [6], que es acomodado por la formación de una zona plástica en la región inmediata adyacente al grano de austenita transformado cuando esa región es más dúctil, como ocurre en los aceros de fase dual [7]. Es así que se generan tensiones residuales localizadas en este tipo de aceros, y también en otros sistemas como por ejemplo Fe-N templado y con inclusiones esféricas [8]. Estas tensiones aparecerán toda vez que la martensita transformada se encuentre con fases elásticamente diferentes. En el acero SAE 15B41 bajo estudio, dichas fases son en general carbonitruros no disueltos durante la austenización o precipitados por autorrevenido. En este caso, las tensiones residuales se localizarán en la martensita contigua a la interfaz martensita-carbonitruros, debido a la mayor dureza de estos precipitados.

Por otra parte la fase cementita que se forma durante el revenido de los aceros al carbono tiene un volumen por átomo de hierro 9% mayor que el de la ferrita; hay entonces gradientes de presión que se desarrollan alrededor de las partículas de cementita que nuclean y crecen, como resultado de la consecuente diferencia en volumen molar ($\text{Vol. Fe}_3\text{C} - \text{Vol. Fe}$). [9,10]. Estos gradientes originan tensiones en la interfaz partícula-matriz, lo que se traduce en una energía de deformación de alrededor de 1.6 Kcal por mol de cementita.

La evidencia más clara de estas tensiones localizadas está dada por una densidad alta de dislocaciones sobre la fase menos rígida, adyacente a la interfaz [7].

La martensita de temple de este estudio, además de las inclusiones típicas (sulfuros, titanatos, etc) muestra una distribución de partículas submicrónicas (figura 4) que podrían asociarse a carburos de "autorrevenido" o a carburos "retenidos". Ellos se encuentran tanto en el borde como en el interior del grano de austenita previo.

Estas partículas participan activamente en el camino de fractura

de las probetas ensayadas a los distintos revenidos, como se muestra en las figuras 5 y 6.

En virtud de los fenómenos interfaciales antes expuestos, la zona vecina a la partícula sufre un endurecimiento por deformación más veloz que el resto de la matriz. Por consiguiente, la tensión de fractura se alcanza allí más fácilmente, produciéndose una grieta que puede propagarse en forma frágil. Para el primer estadio de revenido (sin precipitación de cementita), en la zona de la interfaz partícula-matriz, se produce una disminución de la tensión de fluencia, de acuerdo con el ablandamiento de la matriz [5] y la tenacidad sube. Luego, la precipitación de carburos, ya sea en el borde o en el interior del grano de austenita previo, crea un nuevo estado de obstáculos en la interfaz matriz-carburo y matriz-carburo-partícula previa. Estas zonas se convierten, nuevamente, en una región de fácil nucleación y propagación de la fractura. Para las condiciones de un ensayo de choque, el fenómeno se hace crítico a los 350 °C de revenido, donde el camino intergranular es activado, ya que ahora sobre él es más importante el deterioro local de las propiedades plásticas. Además se encuentra debilitado por las impurezas segregadas durante la austenización; en el interior del grano un suficiente ablandamiento de la matriz ha ocurrido. A revenidos posteriores, el modo de fractura predominante es el dúctil [5], ya que la matriz permite una tasa de deformación plástica suficiente para la propagación de la grieta por coalescencia de microhuecos. Esto resulta de un "coarsening" de los carburos precipitados y una gran relajación de las tensiones.

CONCLUSION

Suponiendo un estado de tensiones residuales en la interfaz matriz-precipitado, se asume a esta zona como región favorable para la nucleación y propagación de la fractura, debido a un endurecimiento por deformación local más veloz que en el resto de la matriz.

AGRADECIMIENTOS

Este trabajo es parte de un estudio bajo Convenio de Investigación entre el CIMM (INTI) y la FAMA (UNC), que soportan el costo.

REFERENCIAS

1. -S.K. BANERJI, C.T. McMAHON and C.H. FENG: Metall. Trans. A, (1978), V9A, p237.
2. -G. THOMAS: Metall. Trans. A, (1978), V9A, p439.
3. -F. ZIA-EBRAHIMI and G. KRAUSS: Acta Metall. (1984), V32, p1767.
4. -H. KWON and C.H. KIM: Metall. Trans. A, (1986), V17A, p745.

- 5.-D.E.LESCANO,C.A.N. LANZILLOTTO y R.A.MANCINI:Actas de Las Jornadas Metalúrgicas organizadas por la S.A.M.,pag.126,1990.
- 6.-J.M.MOYER and G.S.ANSELL:Metall.Trans.A,(1975),V6A,p178.
- 7.-J.M.RISGBEE and P.J.VANDER ASEND:"Formable HSLA and Dual-Phase Steels" TMS-AIME,(1979),p55.
- 8.-A.SATO,T.MORI,and Y.TANAKA:Acta Metall.(1979),V27,p131.
- 9.-J.C.SWARTZ:Trans AIME (1967),V239,p68.
- 10.-S.CHATTOADHYAY and C.M.SELLARS:Acta Metall.(1982),V30,p157.

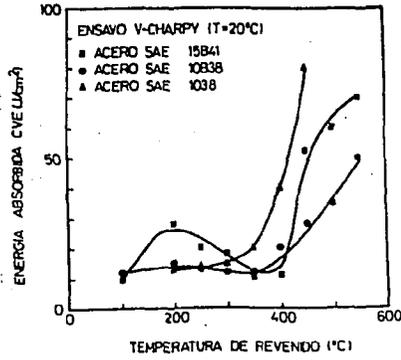


FIGURA 1: Curva de Tenacidad.



FIGURA 2: Fractura Intergranular X 1250.

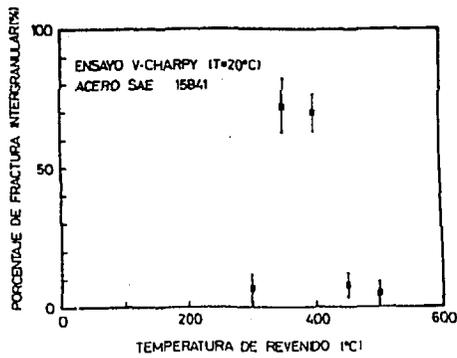


FIGURA 3: Monto de Fractura Intergranular.

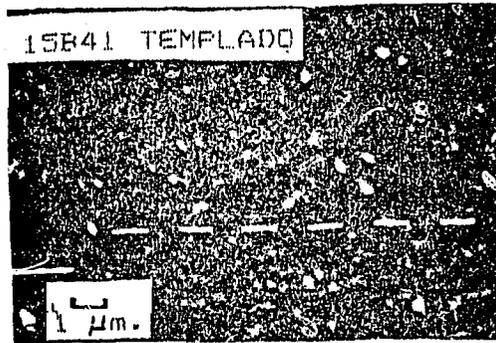


FIGURA 4: Partículas en el acero templado X 5000

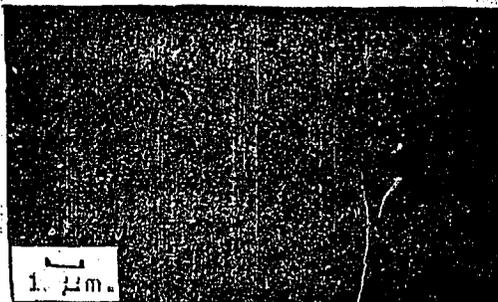


FIGURA 5: Precipitados sobre grieta secundaria X 5000.

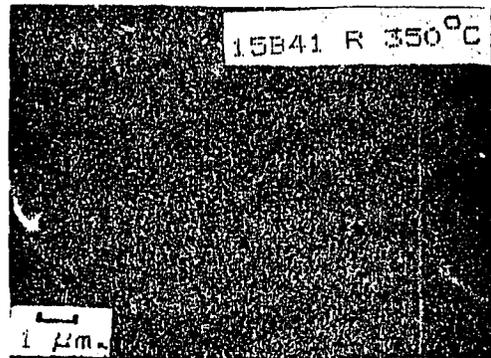


FIGURA 6: Precipitados sobre borde de grano X 5000.

UN ESTUDIO SOBRE EL COMPORTAMIENTO EN TENSION UNIAxIAL DE LA
MARTENSITA REVENIDA DE UN ACERO AL BORO

D.E.LESCANO* y E.R.ACOSTA†

* Investigador de FAMAf-UNC; Laprida 854, 5000 Córdoba

† Estudiante de la Licenciatura en Física-FAMAf-UNC.

El objetivo de este trabajo es estudiar la respuesta de un acero SAE 15B41 de producción normal de una acería, que presenta el fenómeno de fragilidad de revenido de una etapa [1], cuando es ensayado por tracción.

Este acero al Boro es de 0,4% C-1,37% Mn-40ppm B (porcentajes en peso) y pureza comercial [1].

Probetas de tracción fueron austenizadas a 880 °C por 45 minutos, templadas en aceite y revenidas por 1 hora entre 150 °C y 450 °C.

Los ensayos de tracción se realizaron en una máquina Instron y se empleó el método fotográfico para construir las curvas reales de tensión-deformación. Mediante un ajuste numérico se calculó la última deformación tensil.

Con microscopía electrónica de barrido se observó que las probetas fracturan en el modo dúctil. Las curvas de tensión-deformación real, para distintos revenidos, se muestran en la figura 1. La figura 2 muestra una disminución monótona de la tensión de fluencia $\sigma_{0.2}$, menos pronunciada que la caída de la tensión

uniforme máxima σ_u y la tensión de fractura con el revenido. Como la última deformación tensil ϵ_u (figura 3) prácticamente no cambia en el rango 250 °C-400 °C de revenido, la deformación a la cual la matriz pierde su capacidad para endurecer permanece constante. Sin embargo, una tensión mayor es necesaria para alcanzar este valor de deformación en los revenidos bajos. Esto puede asociarse a una disminución de la energía requerida para la nucleación de huecos, para revenidos crecientes, en el rango 250 °C-400 °C y este comportamiento plástico de la matriz contribuye al fenómeno de fragilidad de revenido de una etapa [2], manifestado en un ensayo de choque, donde la fluencia general es muy pequeña.

A los 300 °C de revenido, la matriz presenta una disminución en la ductilidad. Mediante un corte longitudinal de las probetas fracturadas, se observaron las cavidades en un plano que contiene al eje tensil. Para un mismo valor de deformación, y para el revenido de 300 °C, la cavitación es mayor que a los revenidos de 250 °C y 350 °C.

La figura 4 muestra microhuecos cerca del borde de fractura de la probeta revenida a 300 °C, no presentandose este hecho en ninguno de los restantes revenidos.

Ya que una deformación crítica es necesaria en la interfase matriz-partícula para abrir un hueco [3], esta deformación se alcanza fácilmente con la precipitación de cementita, favoreciendo la fractura dúctil por coalescencia de microhuecos y con menor consumo de energía para el revenido de 300 °C.

REFERENCIAS.

- 1-D.E.Lescano, C.A.N. Lanzillotto y R.A. Mancini: Actas de las Jornadas Metalúrgicas . S.A.M., 1990, p115.
- 2-F.Zia-Ebrahimi and G. Krauss: Acta Metall. (1984), V32, p1767.
- 3-G. Le Roy, J.D. Embury, G. Edwards and M.F. Ashby: Acta Metall., (1981), V29,p1509.

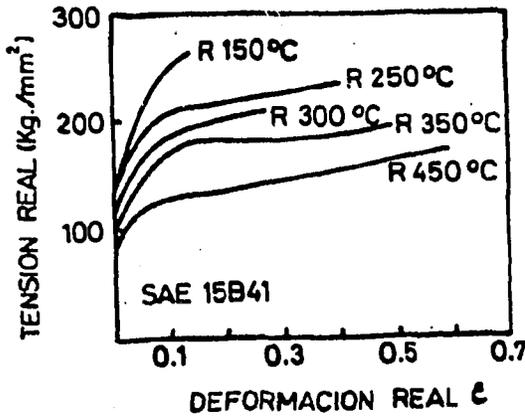


Fig. 1

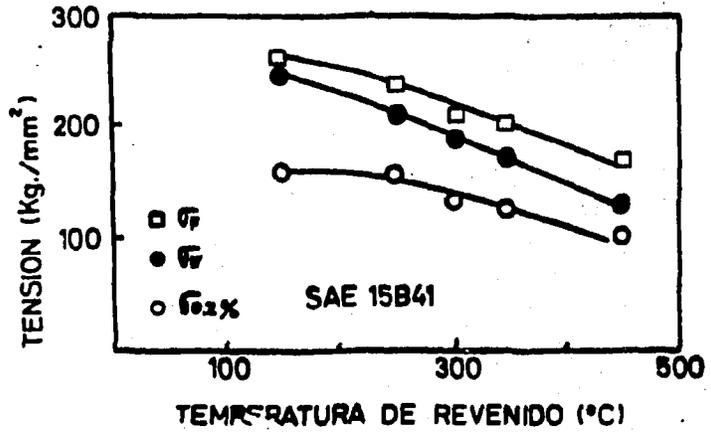


Fig. 2.

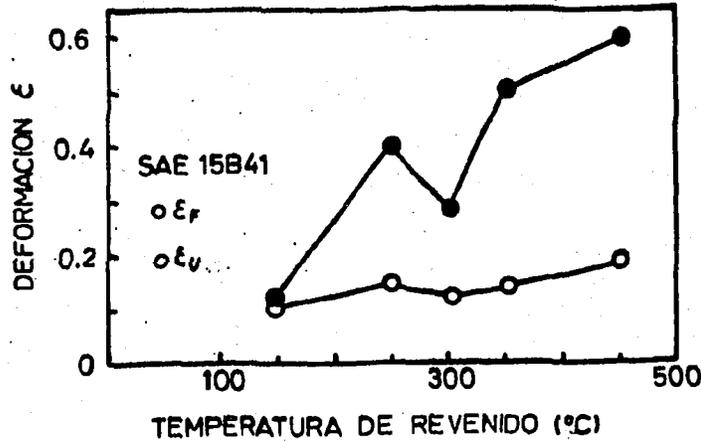


Fig. 3



Fig. 4

ESTUDIO DE DEFORMACIONES Y DESARROLLO DE TEXTURAS LOCALES Y PROMEDIO EN MATERIALES BIFÁSICOS.

R. E. Bolmaro*, U. F. Kocks, F. M. Guerra y R. Browning**.

Se presentan simulaciones, llevadas a cabo mediante técnicas de elementos finitos, de deformaciones bidimensionales en diversos compuestos bifásicos. Las mismas se efectuaron con un código comercial Lagrangeano (NIKE2) modificado y los resultados fueron tratados de modo de obtener informaciones relevantes para el estudio de la partición de deformaciones entre las dos fases. Se obtienen así magnitudes promediadas sobre las diferentes fases, como por ejemplo: deformaciones de Von Mises, gradiente de velocidad, rotaciones internas, etc.. Las mismas son utilizadas en la interpretación de posibles texturas de deformación locales y en el entendimiento de las texturas promedio de materiales multifásicos. Los gradientes de velocidad obtenidos para cada elemento son introducidos en el código de simulación de texturas LApp y las figuras de polo obtenidas son analizadas en términos de texturas clásicas de tests simples. Compuestos fabricados por pulvimetalurgia con contenido de 25%Ag-Ni, 50%Ag-Ni y 75%Ag-Ni han sido deformados en compresión simple, "channel die" y laminado hasta diversas deformaciones de Von Mises. Las texturas de ambas fases fueron medidas en un goniómetro de texturas y los resultados analizados mediante Funciones de Distribución de Orientaciones Cristalinas obtenidas por diversas técnicas (armónicos esféricos, algoritmo WIMV). Las texturas obtenidas son estudiadas desde el punto de vista de la partición de deformaciones entre ambas fases y las rotaciones internas relativas. Los resultados son también comparados con simulaciones basadas en el modelo de Taylor con relajación de deformaciones. Los resultados muestran la existencia de un mecanismo de intensificación de textura comandado por la deformación equivalente de Von Mises local y dos mecanismos de suavizado y destrucción de texturas. Uno de estos mecanismos actúa a nivel local destruyendo la textura por efecto de la existencia de la velocidad relativa de rotación que caracteriza el cambio de paso de deformación. El otro mecanismo actúa en promedio por efecto de la superposición de texturas localmente más o menos intensas pero con diferente orientación de los ejes principales de velocidad de deformación. Ambas texturas son más débiles para fracciones de volúmen del 50% en concordancia con el hecho de que ambos parámetros de debilitamiento de texturas presentan un máximo a esa composición (Figs. 1 a) y b)). Por otro lado puede observarse que la textura del Ni se desarrolla más lentamente en los primeros pasos de deformación debido a una deformación relativa menor respecto de la Ag. Al mismo tiempo los mecanismos de destrucción de textura actúan con menor intensidad permitiendo que una textura más intensa pueda acumularse a grandes deformaciones. En la Ag el desarrollo de texturas es más rápido debido a la mayor deformación relativa pero, debido a la no colinearidad de los ejes locales de velocidad de deformación y a los cambios de paso de deformación, la textura alcanza un equilibrio dinámico menos intenso y más temprano (Figs. 2 a) y b)). Basado en los resultados producidos por técnicas de elementos finitos y por simulaciones de textura

puede obtenerse una explicación cualitativa del debilitamiento de texturas observado en materiales bifásicos. El modelo no presupone modificaciones en los sistemas de deslizamiento actuantes. Las mismos, de existir, deberían producir modificaciones en las características de las figuras de polos que no son observadas experimentalmente. Solamente se observan debilitamientos que pueden ser explicados mediante el uso de los parámetros definidos.

50ANC63a 2/10/90 50% Ag Recalculated from SOD 13-FEB 50ANC63a 2/10/90 50% Ag Recalculated from SOD 13-FEB
SOP3 min= 26; MAX= 266 min= 85; MAX= 128; median= 92 bkgr/ngr= 0

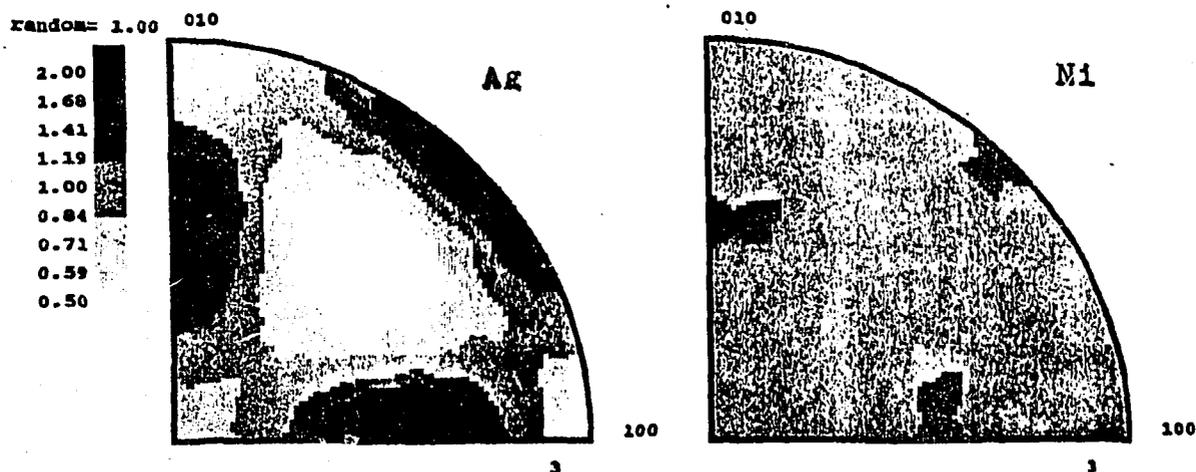


Fig. 1

50ANC133 6/30/90 calculated from SOD 25-JUL 50ANC133 6/30/90 calculated from SOD 25-JUL
SOP3 min= 38; MAX= 255 min= 66; MAX= 205; median= 85 bkgr/ngr= 0

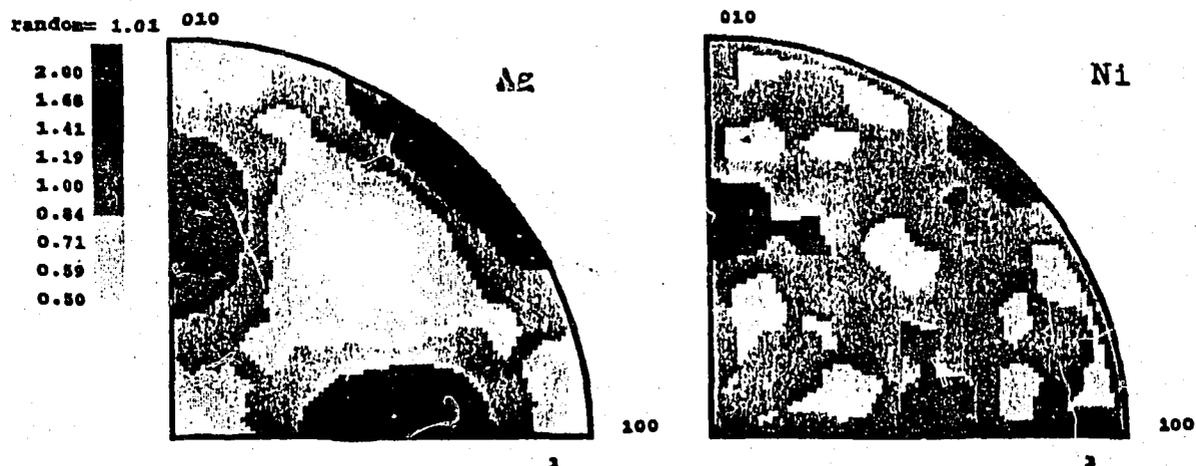


Fig. 2

* I.F.I.R., CONICET, U.N.R., Bv. 27 de febrero 210 bis, (2000) Rosario, Argentina.

** Center for Material Science, Los Alamos National Laboratory, Los Alamos, U.S.A..

Trabajo cofinanciado por el CONICET, Argentina y el Departamento de Energía del Gobierno de EE.UU.

AUTO Y HETERODIFUSION EN LAS INTERFASES α/β DEL ZR-2.5%NB.
COMPARACION CON DIFUSION EN BORDE DE GRANO EN α -ZR.

Manuel J. Iribarren y Fanny Dymont.

CNEA. Dpto Ciencia de los Materiales. Gcia de Desarrollo.
Buenos Aires. ARGENTINA.

Tanto el Zr, material base de los Zircalloys, como las aleaciones Zr-Nb, han encontrado un amplio uso tanto en la Industria Nuclear como en la Química, debido a sus buenas propiedades mecánicas y su excelente resistencia a la corrosión. Usualmente, las aleaciones base Zr son usadas: i) en forma policristalina (Zircalloys); ii) con estructura bifásica (Zr-2.5%Nb). Una gran cantidad de fenómenos metalúrgicos, tales como creep a alta temperatura, recristalización, fragilización, etc, dependen fuertemente de procesos difusivos asociados a bordes de grano y bordes de interfase. Es un hecho conocido (1) que estos defectos bidimensionales actúan como cortocircuitos para la difusión. En ellos, las movilidades atómicas exceden en varios órdenes de magnitud las del volumen, por lo que un considerable transporte de materia puede ocurrir a lo largo de estos caminos a temperaturas donde las aleaciones son usadas en aplicaciones industriales.

En este trabajo, se determinaron experimentalmente, por medio de técnicas convencionales de seccionamiento con radiotrazadores, los parámetros de difusión de Zr, Nb y Ni a lo largo de los bordes de interfase α/β del Zr-2.5%Nb, comparándoselos con los de Zr, Nb, Fe y Co en bordes de grano de α -Zr, involucrando en ambos casos un amplio rango de temperaturas, incluyendo las de trabajo de reactor. Se utilizaron diferentes materiales, tanto aleaciones preparadas especialmente para experiencias de difusión como así también material real de los tubos de presión. Se efectuaron distintos tratamientos térmicos de estabilización y se analizaron los resultados en base a las distintas morfologías obtenidas.

Se concluye que los bordes de interfase, al igual que los bordes de grano, actúan como cortocircuitos tanto para la auto como para la heterodifusión de los elementos aquí estudiados, midiéndose difusividades entre 4 y 6 órdenes de magnitud mayores que las correspondientes al volumen a cada temperatura. Se concluye además que la difusión a lo

largo de las interfases tiene lugar por diferentes mecanismos: vacancias para Nb y Zr y algún tipo de mecanismo intersticial para Ni, en concordancia con lo sugerido para Fe y Co en borde de grano en α -Zr. Resulta de sumo interés la conclusión que las difusividades medidas tanto en las aleaciones preparadas como las correspondientes al tubo de presión son totalmente comparables pudiendo afirmarse que la estructura de las interfases de ambas aleaciones serían equivalentes.

(1) Kaur I. and Gust W. Fundamentals of Grain and Interphase Boundary Diffusion. Ziegler Press. Stuttgart. 1988.

M. H. Robert¹

D. G. McCartney²

1. INTRODUÇÃO

Durante os últimos 10 anos, uma especial atenção tem sido dada à expansão das possibilidades de combinação de metais com materiais cerâmicos de alta resistência mecânica, dureza, resistência à abrasão e estabilidade a quente. Tais propriedades, associadas à ductilidade dos metais, produzem conjugados de excelentes características para a utilização na indústria aeronáutica, aeroespacial e automobilística, na produção de componentes diversos.

Convencionou-se denominar a tecnologia emergente de Tecnologia dos Novos Materiais, dentre os quais se destacam ligas leves à base de Al e Mg, reforçadas com particulados ou fibras cerâmicas como Al₂O₃, SiC, ZrO₂ e outras.

Este trabalho apresenta a caracterização da microestrutura do conjugado de base Al-4,5%Cu reforçado com fibras semi-contínuas de reduzido diâmetro, de Al₂O₃.

2. MÉTODOS EXPERIMENTAIS

O metal base foi fundido convencionalmente e infiltrado sob pressão em pré-formas compactadas contendo 30% em volume de fibras semi-contínuas alinhadas, de diâmetro médio de 3µm. Amostras foram preparadas para análise metalográfica por microscopia ótica, eletrônica (SEM) e de transmissão (TEM), e análise química quantitativa por difração de R-X, utilizando método desenvolvido pelos autores (1).

3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

A microestrutura característica de um conjugado metal-fibra obtido por fundição sob pressão é apresentada na Figura 1(a), onde é mostrada uma seção transversal à orientação das fibras. Na Figura 1(b) é mostrada, para comparação, a microestrutura da liga, sem reforço, solidificada nas mesmas condições. Pode ser observada a distribuição irregular mas não aleatória do reforço: está localizado preferencialmente junto à fase eutética, levando a crer no modelo de solidificação de conjugados proposto por Mortensen (2) e estudado por McCartney (3). Tal modelo sugere a nucleação da matriz metálica no centro da região inter-fibras, e o crescimento do sólido "empurrando" o líquido para a interface do reforço; é con

M.H.Robert é Profa Livre-Docente do Depto de Engenharia de Fabricação/FEM/ UNICAMP, Campinas, SP, Brasil. CEP 13081.

D.G.McCartney é Prof. Doutor do Dept. of Materials Science and Engineering - University of Liverpool. U.K.

firmado pelo resultado da colorização da microsegregação. O resultado desta orientação no crescimento é a formação da fase frágil na interface reforço/matriz. Interfaces fibra- α Al e fibra-eutético foram analisadas por TEM, revelando a presença de uma fase de alto teor de Cu (cêrca de 70%) como interface fibra-eutético, e aparentemente nenhuma interação entre a fibra e a fase primária. Redução dos índices de microsegregação do Cu no conjugado, quando comparados com os obtidos para a liga sem reforço, foi observada e medida por microanálise. Tal redução é provocada pela restrição do espaço para o crescimento do metal, na presença de fibras. Um alto teor de eutético foi detetado tanto no conjugado quanto na liga sem reforço, graças à alta velocidade de solidificação no processo de infiltração sob pressão. A quantidade relativa de fases eutética/primária no conjugado se mostrou inferior à da liga sem reforço solidificada nas mesmas condições, dada a menor quantidade de Cu no líquido, no primeiro caso, conforme os menores índices de microsegregação observados no conjugado.

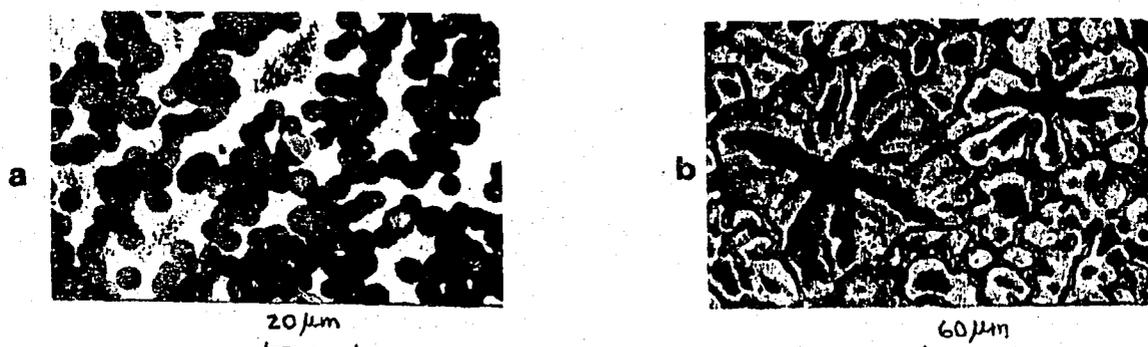


Fig.1 - Microestruturas de (a) conjugado Al-4,5%Cu+30%Al₂O₃ ; (b) liga Al-4,5%Cu.

4. COMENTÁRIOS FINAIS

A limitação do espaço para a solidificação do metal em conjugados altera os fenômenos de difusão envolvidos, acarretando a formação de uma microestrutura dissimilar à convencional: não mais é possível a identificação de ramos dendríticos; são reduzidas a microsegregação e a quantidade relativa de fases presentes.

5. AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem à ICI-Imperial Chemical Industries-Runcorn, U.K., o fornecimento das fibras utilizadas neste trabalho. M.H.Robert agradece o Dept. of Material Science/Eng.-Univ. of Liverpool, a utilização de seus laboratórios.

6. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- (1) Robert, M.H.; Green, A.; McCartney, D.G. - Anais do 9º CBECIMAT - Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciências dos Materiais. Águas de S. Pedro, SP, Dezembro 90.
- (2) Mortensen, A.; Cornie, J.A.; Flemings, M.C. - Metall. Trans. A, vol 19A, March 88, p 709.
- (3) Li, Q.F.; McCartney, D.G. - Tese de Doutorado, Univ. of Liverpool, September 90.

"MICROESTRUCTURA Y PROPIEDADES DE ALEACIONES RESISTENTES A LA CORROSION DE BAJO COSTO DEL TIPO Fe-Mn-Al-C y Fe-Mn-Al-Si-C"

Pablo D. Bilmes₁, Alfredo C. González₂, Carlos L. Lorente₃, Mario E. Solari₄.
 (Ing.) (Ing.) (Ing.) (Dr. Ing.)

RESUMEN

En los últimos años han concitado considerable atención los desarrollos de aceros inoxidable con la total o parcial sustitución de Cr e incluso Ni.

El cromo es un elemento estratégico y juega un rol esencial en importantes aplicaciones. Las mayores reservas de occidente se encuentran concentradas en Sudáfrica y Zimbawe. No obstante el hecho de que dichas reservas parecen ser mucho más que suficientes, las consecuencias económicas y estratégicas de posibles interrupciones en las importaciones por grandes períodos de tiempo, han impulsado investigaciones tendientes a poder obtener aceros inoxidable con similares características y propiedades que aquellos con Cr y Ni, pero con otros elementos como aleantes principales que impliquen no sólo una más amplia disponibilidad, sino también un costo económico considerablemente menor.

Del análisis de la información publicada se desprende que el interés por los aceros inoxidable con la total o parcial sustitución de aleantes estratégicos surge casi simultáneamente con la //////////////

(1) - CONICEF-LEMIT-FACULTAD DE INGENIERIA UNLP.

(2) - CONICET-FACULTAD DE INGENIERIA UNLP.

(3) - CIC-LEMIT-FACULTAD DE INGENIERIA UNLP.

(4) - CONICET-LEMIT

L E M I T, Laboratorio de Entrenamiento Multidisciplinario para la Investigación Tecnológica, calle 50 e 121 y 122, 1900 La Plata.

FACULTAD DE INGENIERIA UNLP, DTO. MECANICA, Calle 1 y 47, T.E. 3-4871
 1900, La Plata.

//////// aparición de las aleaciones Fe-Cr-Ni a comienzos de siglo. Sin embargo, los resultados de tales investigaciones están protegidos por patentes, mientras que otros son contradictorios entre sí en cuanto a demostrar la posibilidad de que puedan ser desarrollados aceros resistentes a la corrosión de bajo costo en reemplazo de los Fe-Cr y Fe-Cr-Ni clásicos.

Se destacan las interesantes perspectivas y promisorias aplicaciones de las aleaciones resistentes a la corrosión del tipo Fe-Mn-Al-C y Fe-Mn-Al-Si-C austeníticas. Aunque con limitaciones, estos materiales surgen como una alternativa eficiente frente a los aceros inoxidable tradicionales, con el atractivo particular para Latinoamérica, de la amplia disponibilidad y bajo costo de los elementos de aleación utilizados.

En este trabajo se analizan para dos composiciones típicas: 25-30Mn/8-10Al/0,75-1C/Fe y 25-30Mn/8-10Al/ 0,75-1C/1-2,5Si/Fe, el rol del manganeso, aluminio y silicio sobre las transformaciones de fase y las microestructuras de solidificación resultantes, como asimismo los cambios microestructurales por efecto de tratamientos térmicos junto con una evaluación de propiedades a partir de los ensayos preliminares.-

PREPARACION DE MATERIAL CERAMICO SUPERCONDUCTOR DE Y-Ba-Cu-O

POR LA TECNICA DE SOL-GEL

R. Tinivella y H. Cabrera¹

INTRODUCCION: Se puso a prueba una metodología para la preparación en laboratorio de la fase superconductora 1-2-3, basada en la formación de una resina intermediaria conteniendo los iones de los metales en solución homogénea. Los resultados se verificaron mediante el análisis de las muestras obtenidas por difracción de rayos X. Las medidas de conductividad por el método de cuatro contactos permitieron detectar la transición a superconductividad. DESARROLLO DEL METODO: Se trabajó en tres variantes:

- 1) Mezcla de nitratos : Una disolución de los nitratos de Y, Cu y Ba se mezclan con etilen-glicol y ácido cítrico y se pone a evaporar lentamente. Conforme la solución se evapora, polimeriza aumentando su viscosidad. Al final de la evaporación los compuestos orgánicos son oxidados por los iones nitrato con desprendimiento de dióxido de carbono y óxidos de nitrógeno. El desprendimiento gaseoso forma espuma con la resina y el resultado es una estructura esponjosa que carboniza por elevación de la temperatura. El carbón remanente se quema por calentamiento a 400°C en atmósfera de aire durante 5 horas. El material obtenido es una mezcla de carbonato de bario, itria y óxido de cobre que es el material de partida para la fase superconductora.
- 2) Mezcla de acetatos: Se evapora una solución que contiene los acetatos de Y, Ba y Cu en agua y ácido acético. Durante la primera parte de la evaporación hay precipitación del acetato de cobre pero este se redisuelve posteriormente formando parte del gel. Por calentamiento prolongado la resina carboniza y el proceso continúa como en el caso anterior.
- 3) Mezcla de acetatos y nitratos: El cobre se disuelve rápidamente con ácido nítrico concentrado. La solución obtenida se vierte sobre el óxido de itrio disolviéndolo y se evapora a sequedad para eliminar el exceso de nítrico. Por separado se disuelve el carbonato de bario con acético y agua, agregando la disolución obtenida a los nitratos de itrio y cobre y se evapora como en los otros dos casos. El volumen de

¹ Universidad Tecnológica Nacional, Facultad Regional San Nicolás, Centro de Investigaciones Tecnológicas, Grupo de Investigación

solución a evaporar es bastante menor que en los casos anteriores. Al final del proceso la resina se destruye rápidamente dejando poco carbón. El proceso total lleva un tercio del tiempo que en las otras variantes.

TRATAMIENTO DEL MATERIAL OBTENIDO POR ELIMINACION DE LA MATERIA ORGANICA: El material precursor fue llevado a 930°C en dos horas, mantenido a esa temperatura y luego enfriado hasta 400°C en veintitrés horas en aire para restablecer la estequiometría de oxígeno propia de la fase superconductora.

El material se trató en dos formas:

a) Empastillándolo crudo.

b) Cocciéndolo suelto, empastillando y volviendo a cocer.

EVALUACION DE RESULTADOS: El material se analizó por DRX (Tabla 1) con un difractómetro Philips PW1390 con radiación de Cu. Los resultados se compararon con los datos bibliográficos verificándose la presencia de la fase superconductora. La mayor pureza se obtuvo para las condiciones de tratamiento térmico enunciadas en b).

<u>hkl</u>	<u>nuestros datos</u>		<u>referencia 8</u>	
	<u>2θ</u>	<u>d(Å)</u>	<u>2θ</u>	<u>d(Å)</u>
003	23.0	3.87	22.90	3.883
102	27.9	3.20	27.95	3.192
110	32.9	2.72	32.85	2.726
112	36.5	2.46	36.40	2.468
104	38.8	2.32	38.60	2.332
113	40.5	2.23	40.40	2.232
115	51.7	1.768	51.65	1.770
123	58.5	1.578	58.40	1.580

Tabla1. Resultados de la difracción de rayos X.

BIBLIOGRAFIA

- 1- Tako Itoh et al, Journal of Material Science Letters 7(1988) 693-694.
- 2- Tako Itoh et al, Journal of Material Science Letters 7(1988)130-132.
- 3- Khan, Y., Journal of Material Science Letters 7(1988)53-55.
- 4- Escudero, R. et al, Rev. Mexicana de Física 33 n° 2 (1987)167-71.
- 5- Troiler, S. y ot. Am. Ceram. Soc. Bull. 67(4) 759-62 (1988)
- 6- Goto, T.; Horiba, I., Jap. Journ. of Appl. Physics 26(12)(1987) 1970-72.
- 7- Khan, Y., Journal of Material Science Letters 7(1988)221-224.
- 8- Kumar, B. y ot. Journal of Material Science Letters 7(1988)

EVOLUCION DE LA MICROESTRUCTURA CON LA TEMPERATURA DE SINTERIZACION
EN UN COMPUESTO DE ALUMINIO-CUARZO-ALUMINA Y EN ALUMINIO

S.R.Mintzer, M.Ipohorski, B.S.Bermudez, M.Markiewicz
Departamento Tecnología de Materiales, Gerencia Desarrollo, CNEA

INTRODUCCION

En los últimos diez años la introducción de fibras, whiskers o partículas de cerámico en una matriz metálica abrió una nueva posibilidad en el desarrollo de materiales (Compuestos de Matriz Metálica CMM). Este campo está siendo activamente investigado para su utilización en aplicaciones comerciales específicas que requieren: gran resistencia al desgaste, mejores propiedades mecánicas por unidad de peso, etc. En el caso de reforzamiento con whiskers (W) o partículas (P) en aleaciones de Al, se desarrollaron diferentes métodos de obtención [1] basados en Pulvimetalurgia, Solidificación de Aleaciones, HIP, o Proceso Osprey. En reuniones previas [2] se describió una posibilidad alternativa para obtener CMM(P) de Al-Al₂O₃-SiO₂ por sinterización reactiva del metal (Al) con el cerámico (SiO₂). En el presente trabajo se ha estudiado la variación de la microestructura en función de la temperatura de sinterización (823-913 K) en un compuesto conteniendo 5 % vol. de cerámico y en Al (material de referencia).

PARTE EXPERIMENTAL

El material de partida fue polvo de Al (99.7%) y SiO₂ (99%). Las características de los polvos y la obtención de los CMM(P) fueron descritos previamente [2,3]. Los compactos del CMM(P) y del Al fueron sinterizados en vacío a distintas temperaturas entre 823 y 913 K durante 4 horas. La microestructura fue estudiada por técnicas de Metalografía, Microsonda (EMPA), Microscopía Electrónica de Barrido (SEM), y mediciones de Porosidad.

RESULTADOS

En la metalografía del CMM(P) sinterizado a 898 K, Fig.1, se observa la matriz (m), el cerámico (p) y otra fase de forma irregular distribuida entre las partículas y en la interfase m-p. También a mayores aumentos se observa una fase dispersa muy fina (verificada por SEM). Por EMPA se observa, Fig.2, que la interfase m-p es continua. El mapa de Si Fig.3, indica este elemento en la matriz (1.2%atSi) y en las partículas. El mapa de Al indica Al en la matriz y en las partículas (correspondiente a Al₂O₃ [2]).



Fig.1

Fig.2

Fig.3

Diferente es la microestructura en las probetas sinterizadas en el intervalo inferior (823-848 K). Así para el CMM(P) sinterizado a 823 K, Fig.4, se observa solamente el cerámico (p) y la matriz (m). Por EMPA, Fig.5, se observa cierta discontinuidad en la interfase m-p. El relevamiento de Si, Fig.6, indica trazas del mismo en la matriz (0.04 %

at Si) y Si en el cerámico (p). La microporosidad disminuye en el Al y en el CMM(P) al sinterizar entre 823-913 K y es inferior en el compuesto, excepto en el intervalo 823-848 K.

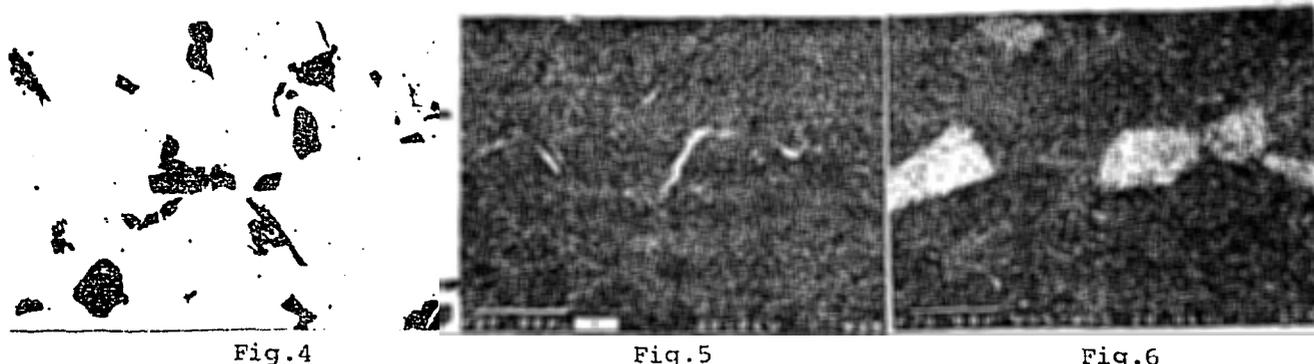


Fig.4

Fig.5

Fig.6

DISCUSION Y CONCLUSIONES

En el CMM(P) la sinterización reactiva se debe a la afinidad del Al por el O : $4 \text{ Al(s)} + 3 \text{ SiO}_2 \rightarrow 3 \text{ Si(s)} + 2 \text{ Al}_2\text{O}_3$. Por ser de interés en electrónica, la cinética² de esta reacción fue estudiada en diversas condiciones [4]. Las velocidades de reacción dependen en forma exponencial con la temperatura (tipo Arrhenius) y el espesor de la zona de reacción sigue una ley potencial con el tiempo (controlada por difusión). En resumen, en el CMM(P) sinterizado entre 850-915 K se presentan los siguientes fenómenos : en las zonas de contacto Al-Cuarzo se produce la reacción formándose Al_2O_3 y el Si difunde hacia la matriz de Al. El sistema Al-Si presenta un eutéctico a 850 K (Al-12.2at%Si) [5]. De acuerdo al diagrama de fases aparece una fase líquida conteniendo Si que tiende a llenar las cavidades por capilaridad. El proceso es un Sinterizado con Fase Líquida (SFL) produciéndose una mayor densificación por el reacomodo de las partículas. Al enfriar, el líquido solidifica originando cristales pro-eutécticos de Al y el eutéctico que contiene el Si. Además se produce el precipitado fino debido a clusters de vacancias que actúan como sitios de nucleación preferencial de los precipitados de Si en aleaciones Al-Si [6]. Diferente es la sinterización en el intervalo 823-848 K. El proceso es un Sinterizado en Fase Sólida (SFS) mediante los mecanismos usuales de difusión superficial, en volumen, en borde de grano, etc. Los coeficientes de difusión en el SFS son varios órdenes de magnitud menores que en el SFL. En este caso las velocidades de reacción también son menores. El SFS también tiene lugar en las probetas que contienen solo Al. La diferencia entre los procesos de SFL y SFS permite explicar el comportamiento de la microporosidad, para este contenido de partículas del CMM(P).

REFERENCIAS

- 1- R.Mehrabian, Mat. Res. Soc. Symp. Proc., Vol.120 (1988)
- 2- S.R.Mintzer, Mipohorski, S.L.Zalcman, Reunión SAM 1990, Huerta Grande
- 3- B.Molinas, A.Mazzone, O.Lambri, S.R.Mintzer, presentado a las Primeras Jornadas de Ciencia de Materiales, La Plata, 1991
- 4- K.Prabripudyalong, R.Piggot, J.Electr.Soc., 21(1974) 1
- 5- J.Murray, Mac Allister, Bull Alloy Phase Diagrams 5 (1984) 74
- 6- Van Mourik, E.Mitte-meijer, Journal Mat.Science 18 (1983) 2706

AGRADECIMIENTOS

Al Laboratorio de Microsonda (Dr.G.L.Vigna, Sr.R.Gonzalez), al Ing.R.A.Morando, al Lic.E.Vicente, al Sr P.N.Nieto, y a la División Prototipos del Departamento Combustibles Nucleares.

EL SISTEMA DE ASEGURAMIENTO DE CALIDAD
EN LA COMPAÑIA ISRAELI DE ELECTRICIDAD

Dra. Sara V. de Tanis

Resumen

La Compañía Israelí de Electricidad ha establecido un sistema de aseguramiento de calidad con el propósito de asegurar la operación de sus centrales eléctricas, las sub-estaciones y que el sistema de distribución se realice en forma segura y confiable. El trabajo incluye la descripción de la organización y estructura operacional de la empresa, que está dividida en 17 direcciones y sub-dividida en departamentos y secciones.

Dentro de la empresa se realizan las tareas de diseño, ingeniería de compras, construcción y montaje de las plantas, la puesta en servicio y operación de las centrales y de todo el sistema de distribución hasta el usuario.

Las áreas específicas del programa de aseguramiento de calidad incluye:

- a) la organización general de la empresa, cuyo manual describe los 18 criterios básicos del programa, que ha sido aprobado por el Directorio en el año 1989;
- b) la incorporación del programa a todas las tareas de diseño de una planta y los procedimientos para la revisión del mismo (según norma ISO-9001);
- c) los requerimientos de calidad para los componentes, estructuras y servicios fijados de acuerdo al grado de confiabilidad de la planta (según los 4 niveles de calidad de la norma CSA Z-299);
- d) la incorporación de un programa de aseguramiento de calidad en la Dirección de Construcciones que actúa como Contratista Principal para las obras (según norma ISO-9002);

* Departamento Aseguramiento de Calidad
Israel Electric Corp. Ltd. Haifa, Israel

- e) la incorporación de un programa de aseguramiento de calidad y procedimientos para la operación de centrales eléctricas y sub-estaciones (según norma CSA N286);
- f) el programa de calidad para los laboratorios y sistema de ensayos de acuerdo a las GUIAS ISO/IEC 25, 38 y 45.

Cada división, laboratorio y departamento de control de calidad prepara su manual de calidad de acuerdo a sus programas de trabajo y niveles de responsabilidad otorgados por la Dirección General. El Departamento de Aseguramiento de Calidad, que depende del Gerente de Ingeniería, asesora a cada división y departamento para la redacción de su programa y manual de calidad. Los procedimientos de calidad y los correspondientes de trabajos, ensayos, calificación de soldadores, inspectores, auditores, etc. son preparados por el Departamento de Aseguramiento de Calidad o conjuntamente con las personas designadas por los directores correspondientes, y finalmente aprobados por el Gerente de Ingeniería. La incorporación del personal en el programa y la motivación para mejorar los métodos de trabajo son uno de los objetivos que lidera el Director General para lograr el mejoramiento de la calidad de la empresa, tanto para la eficiencia interna como los servicios que presta a sus usuarios.

MONOGRAFIA SOBRE PRODUCCION E IMPORTACION DE MINERALES

* Ing. Alberto Pazos

* Grupo de Estudiantes de ingeniería Metalúrgica

Durante el año 1990 este grupo ha realizado la presente monografía con el fin de tener un panorama de la producción e importación de minerales medidos en consumo y relacionarlos con la evolución que han tenido los mismos en el resto del mundo y su incidencia tecnológica .

Para ello hemos tomado como datos iniciales los elaborados por Mining Journal de una serie de minerales para luego hacer un relevamiento del consumo que se realiza en nuestro país.

Hemos dividido a estos minerales en tres grandes grupos:

- a) Energéticos
- b) Metálicos
- c) No-Metálicos

Se ha tomado como punto de referencia el año 1973 (año del primer choque del petróleo) y su extensión durante una década, como así también su proyección posterior.

Las estadísticas disponibles en el país indican que los energéticos bajaron en consumo.

* UNIVERSIDAD TECNOLOGICA NACIONAL - FAC. REG. BUENOS AIRES

Los metálicos permanecen estables aumentando levemente. Sin embargo la producción del mineral de Fe ha aumentado notoriamente (probablemente debido a la entrada en producción de Sierra Grande).

Por otra parte el aumento es notorio en el caso de los metales nobles (Au y Ag).

En el tercer grupo de los no metálicos la tendencia es a reducir la producción, salvo raras excepciones.

En cambio a nivel mundial el interés por los minerales industriales ó no metálicos frente a los energéticos, y metálicos ha ido en aumento. Esta circunstancia se debe a fenómenos bien marcados, la crisis del petróleo y los cambios que se producen en los requerimientos de materias primas en cuanto a propiedades y desempeño del material.

METODO DE CONTROL DE PROCESO POR EXCEPCION

INGENIERO RICARDO MACHAIN

I.- INTRODUCCION

El control de proceso es una de las tareas ingenieriles en donde se requiere mayor capacidad de razonamiento científico, o sea la aplicación de conocimientos científicos por encima de los técnicos o empíricos.

Se pretende en este trabajo mostrar como utilizar el método de "Control de Proceso por Excepción" para analizar problemas operativos o de calidad.

II.- OBJETIVOS

Familiarizar al lector en el uso del método de "Control de Proceso por Excepción".

III.- DESARROLLOIII.1.- Generalidades

Casi no existen en un proceso industrial variables independientes. La mayoría de ellas dependen a su vez de otras variables y la correlación entre ellas y el análisis de los efectos/causas es tarea de la ingeniería de proceso.

Para ello existen gran cantidad de métodos estadísticos, desde los mas comunmente utilizados como diagramas de distribución o de frecuencias, hasta los análisis de variables múltiples por métodos factoriales, método de Los Yates, método de Raiz de N, etc.

El control de proceso por excepción utilizada como herramienta base todos esos métodos, pero incorpora el análisis científico para explicar los resultados.

El método de Control por Excepción consiste en separar de la estadística aquellos casos que por el conocimiento científico demuestran comportarse de manera diferente. Para ello es necesario que el analista tenga suficiente experiencia y conocimientos del proceso de tal forma, que si a simple vista no puede detectar la excepcionalidad, pueda utilizar las herramientas científicas para detectarla.

Para interpretar mejor el método se mostrarán a continuación tres ejemplos en los se lograron importantes resultados con la aplicación del método.

III.5.- Metodología de trabajo para el Control de Proceso por Excepción

El "Control de Proceso por Excepción" se basa, como su nombre lo indica, en tratar los casos en forma aislada o particular. O sea no darle el mismo trato que al resto de la producción.

Los pasos principales para aplicar el método son:

- 1) Determinar fehacientemente que se trata de un caso excepcional que no se encuadra en la media normal conocida.
- 2) Recolectar todas las variables de proceso que intervienen en la fabricación del producto, Si es necesario también datos de calidad (como composición química, procesos anteriores, inspecciones anteriores etc.).
- 3) Analizar aplicando alguno de los métodos de variables múltiples como el método de los Yates, de la raíz de N o métodos factoriales.
- 4) Detectar las variables que presentan diferencias con los casos normales.
- 5) Simular procesos en donde se apliquen las variaciones detectadas.
- 6) Crear prácticas operativas especiales para los casos de excepción.

Además de esa metodología, para una análisis de proceso por Excepción, otras premisas deben ser cumplidas:

- a) El o los analistas deberán tener amplia experiencia en el tema a tratar.
- b) De ser posible estos analistas no deberán estar comprometidos con la producción llegando inclusive a recomendarse un analista externo o contratado de no poderse desafectar a la persona experimentada de sus tareas habituales.
- c) Se deben utilizar todos los recursos científicos disponibles cuando sea necesario. Como muchos de estos recursos deben ser subcontratados en centros de investigación y suelen no ser baratos, se recomienda realizar una evaluación técnico/económica de la necesidad de estos recursos.
- d) Se recomienda realizar reuniones con los operadores responsables del proceso en estudio y con los inspectores de calidad, que seguramente podrán aportar datos adicionales de interés.
- e) Tener siempre presente que, si bien el Control de Proceso por Excepción es una científicación del control del proceso, la misma genera casi siempre resultados que compensan ampliamente los recursos invertidos.

APORTES DE LA METALOGRAFIA AL ESTUDIO DEL SABLE CORVO
DEL GENERAL SAN MARTIN

ING. Daniel E. Vassallo

Resumen

Luego de la restitución del sable corvo del Gral. San Martín, sustraído del Museo Histórico Nacional, se realizó una investigación del arma en la que intervinieron varios organismos. En la Comisión Nacional de Energía Atómica se realizó el examen radiográfico y metalográfico del sable.

El estudio metalográfico fue realizado utilizando técnicas no destructivas. Durante la realización del mismo, se pudo observar que al aplicar un reactivo micrográfico sobre la hoja, el ataque no era uniforme, sino que aparecían bandas oscuras, más atacadas y bandas claras, menos atacadas, generando un dibujo de "moiré".

Ese dibujo de "moiré" puso en evidencia una característica del sable hasta el momento ignorada: la hoja del arma era un acero de Damasco y su origen, por consiguiente, asiático.

A diferencia de los sables europeos que están confeccionados con aceros de composición hipoeutectoidea tratados termicamente, los aceros de Damasco tienen una concentración de carbono superior a la eutectoidea y se forjaban a partir de "tortas", llamadas "wootz", de origen indio. Estas tortas obtenidas por reducción de mineral de hierro en estado sólido o parcialmente fundido se caracterizaban por un muy alto contenido de carbono y bajo contenido de inclusiones, tal como se ha comprobado en el acero del sable.

El dibujo de "moiré" del sable de San Martín no es uniforme en toda la hoja; presenta en el centro un aspecto que permite clasificarlo como de "red" según la clasificación de Anosow y cerca del filo y punta una de tipo "rectilíneo" u "ondeado" (1).

El dibujo de "moiré" se origina por la presencia de bandas ricas en

Comisión Nacional de Energía Atómica, Argentina.

carburos y bandas desprovistas de estos, que se disuelven a diferente velocidad cuando se los ataca con reactivos adecuados. Esa estructura duplex es la que le otorga a estas hojas sus excelentes propiedades mecánicas, ya que los carburos aportan dureza y resistencia al desgaste y la matriz eutectoidea buena tenacidad.

Los sables de Damasco se caracterizaban, precisamente, por ese dibujo "moiré" y un color bronceo que los diferenciaba de los de acero convencional y que además del valor estético servía para poner de manifiesto la excelencia del arma.

Cuando el sable pasó a manos del Gral. San Martín en 1811, debe de haber presentado su aspecto original; en el "Inventario del Cajón de Armas de Mendoza" San Martín lo describe como: sable árabe dorado (2) y el Gral. Espejo en sus memorias se refiere al mismo como sable de latón. No se ha encontrado hasta el momento información que aclare porque la hoja fue pulimentada. Una posible explicación sería que, para limpiar el arma o remover alguna formación de óxido incipiente, una zona de la hoja fue pulida produciendo una zona brillante y generando una inhomogeneidad en el aspecto del arma. Para eliminar esto, toda la hoja debió ser pulida totalmente y luego no pudo ser restituida a su estado original, por cuanto la técnica de ataque no era conocida en occidente en esa época. Esta oxidación muy probablemente ocurrió durante la permanencia del sable en la Argentina entre los años 1824 y 1837 o durante su transporte a Europa ese último año.

El hecho que la hoja del sable sea de acero damasquinado permite excluir, por extremadamente improbable, que se trate de una falsificación, ya que ignorándose esa característica de la hoja, la sustitución habría sido hecha con un acero de arma convencional.

En consecuencia, el descubrimiento del damasquinado del sable es un muy importante elemento de juicio que permite concluir con certeza que el arma examinada era el legítimo corvo del Gral. San Martín.

Referencias

- (1) B. Zschokke, Rev. Mét. l. 21, N° 11, nov. 1924, pág. 646.
- (2) Gral. José de San Martín. Su correspondencia. Museo Histórico Nacional, p. 326-327

ANALISIS METALOGRAFICO DE LA PLACA DE LAFONE QUEVEDO

Heraldo Biloni*
Francisco J. Kiss**
Tulio Palacios***
Daniel I. Vassallo***

INTRODUCCION

La placa metálica denominada de Lafone Quevedo perteneciente a las colecciones del Museo de La Plata de la Universidad Nacional de La Plata corresponde, según el Dr. Alberto Rex González, a la cultura de La Aguada, que se desarrolló en el Noroeste Argentino. Fue encontrada por el científico Samuel Lafone Quevedo, a principios de este siglo en la localidad de Andalgalá, Provincia de Catamarca y su antigüedad se remonta alrededor del año 700 de nuestra era.

RESULTADOS EXPERIMENTALES

El presente trabajo determina, a través de modernas técnicas metalográficas, cualitativas y cuantitativas no destructivas, los procesos metalúrgicos por los cuales fue contruida.

* Director del LEMIT-CIC, La Plata, Argentina.

** Universidad de Río Grande Do Sul, Porto Alegre, Brasil.

*** Comisión Nacional de Energía Atómica, Argentina.

A través de la interpretación del mapa de segregación existente en la pieza se ha podido determinar que fue fundida en molde abierto por el método de la cera perdida, el que asegura un excelente acabado, para luego ser pulida en su parte posterior y retocada levemente con objetos punzantes en algunas de sus partes.

La determinación de la composición en forma no destructiva mediante la microsonda electrónica permite inferir que se trata de un verdadero bronce, con un porcentaje de estaño superior al 2% y la existencia de otros elementos como impurezas.

CONCLUSIONES

Estos resultados ponen en evidencia el grado de avance tecnológico de la metalurgia alcanzado por la cultura de La Aguada.

CARACTERIZACIÓN PREHISPANICA DE METALES Y ALEACIONES

T. Palacios*, D.M.K. de Grinberg**

Introducción

La metalurgia practicada por los habitantes de América antes de la llegada de los españoles había alcanzado altos niveles de conocimientos que no dejan lugar a dudas sobre que las aleaciones por ellos desarrolladas no fueron obra de la casualidad sino consecuencia de actos deliberados.

Los criterios por los cuales tuvieron preponderancia ciertos tipos de aleaciones, como por ejemplo los bronce al arsénico o al estaño, la de plata-cobre o las de oro-plata-cobre, están siendo todavía estudiados, pero sólo por el hecho de su existencia se infiere que los antiguos metalurgistas necesariamente debieron emplear técnicas de caracterización para elaborar sus artefactos metálicos.

Antecedentes históricos y arqueológicos

Existen referencias de la utilización de técnicas llamadas organolépticas, es decir basadas en el uso de los sentidos, que se aplicaban tanto a las materias primas como a los productos terminados.

Estas técnicas han sido y aun hoy se utilizan, pero han quedado desplazadas por las instrumentales.

El primer antecedente surge durante el contacto inicial de ambas culturas, cuando el almirante Cristóbal Colón utiliza una muestra de oro para indicar a los indios cual era el metal que deseaba que le trajeran. También fue el caso de Alvar Núñez Cabeza de Vaca que empleaba objetos de latón, oro, estaño y plata.

La dureza, la textura, el color, el sonido y hasta el olor fueron algunas de las sensaciones utilizadas para caracterizar un dado mineral o una aleación.

* Ingeniero, Investigador, Comisión Nacional de Energía Atómica Gerencia Desarrollo, Av. Libertador 8250, 1429 Buenos Aires.

** Doctora, Investigadora, Universidad Nacional Autónoma de México, Instituto de Investigación en Materiales.

Tanto los cronistas que acompañaron a los descubridores europeos, como los arqueólogos que estudiaron los hallazgos hasta ahora conocidos, no han encontrado huellas de instrumental para caracterizar, a excepción de las balanzas.

Los cronistas Gonzalo Fernández de Oviedo, Joan de Sámano, Francisco López de Gomara, Pedro Cieza de Leon, Miguel de Estate, mencionaron el empleo de balanzas, similares a las romanas, con muescas y puntos para equilibrar los pesos.

El arqueólogo Erland Nordenskiöld, es uno de los que estudió balanzas halladas en tumbas peruanas y ecuatorianas, al mismo tiempo que las pesas que las acompañaban. Del análisis de los pesos de cada una, deduce un sistema de pesos dividido en 18 partes. Este arqueólogo sugiere que uno de los motivos para haber adoptado esta escala fue la de pesar cobre y estaño en la relación 18 a 1, proporción hallada frecuentemente en los bronce del período inca (1).

Conclusiones

Las técnicas de caracterización de metales y aleaciones empleadas por los metalurgistas americanos antes de la llegada de los europeos se basaban en los análisis organolépticos, a los cuales hay que agregarle como instrumento, las balanzas.

Referencia

1. Nordenskiöld E. MAN (London), 1930, pg. 155.

COMPORTAMIENTO DEL PLOMO EN METALES NATURALES
EN BASE A DATOS ARQUEOLOGICOS

C.J. Semino, T. Palacios

El plomo ha sido uno de los metales más antiguos conocidos por el hombre. Se han hallado muestras arqueológicas de varios miles de años de antigüedad, como por ejemplo una imagen proveniente del templo de Osiris en Egipto, que data de unos 6000 años hasta piezas aún más antiguas como las provenientes de Anatolia (Turquía), que poseen 8400 años de antigüedad (1,2). Es muy raro encontrar plomo en estado nativo. Normalmente se lo encuentra en forma de minerales tales como la galena (PbS) y la cerusita (PbCO₃). El mineral galena es fácilmente distinguible y llama la atención por su brillo. Estos minerales son fácilmente reducibles mediante carbón o leña en ignición. Debido a su bajo punto de fusión y a su densidad, el metal reducido y fundido cae hacia la parte inferior, donde se lo recoge.

En la antigüedad, el plomo se utilizaba en objetos ornamentales, para reparar recipientes cerámicos, revestir cascos de barcos construidos con madera, en tuberías para conducir agua, en fijación de grampas en cimientos, en proyectiles, en plomadas para redes, en anclas, etc.

El plomo no es un metal particularmente noble. Su resistencia a la corrosión en medios agresivos se debe a la formación de una película protectora superficial de sales de plomo que actúa como una barrera frente al medio. Por ejemplo, en el caso del ácido sulfúrico, su resistencia a la corrosión se debe a la formación de una película insoluble de sulfato de plomo, PbSO₄, muy estable.

En medios corrosivos naturales, como las aguas subterráneas y en suelos aireados, el principal compuesto que se forma

en la superficie del metal es el carbonato básico de plomo, $2\text{PbCO}_3 \cdot \text{Pb}(\text{OH})_2$. En ciertos tipos de suelos se forman cloruros básicos de plomo, tales como el $\text{PbCl}_2 \cdot \text{Pb}(\text{OH})_2$ (1).

La forma más severa de corrosión de los metales es la corrosión localizada. En el caso del plomo los tipos de corrosión localizada más comunes son el picado y de corrosión intergranular.

En general no se efectuó un estudio sistemático de los tipos de corrosión actuantes en piezas arqueológicas de plomo. Krysko realizó un estudio cuidadoso sobre los aspectos metalúrgicos y de corrosión en las antiguas tuberías de plomo en Pompeya. Fundamentalmente este autor encontró que el tipo de corrosión localizada es el ataque intergranular y está directamente relacionado a la microestructura del plomo (2,3,4).

Las experiencias de laboratorio para determinar la velocidad de corrosión del plomo en un medio dado, son de corta duración, lo que hace discutible la extrapolación de los resultados para períodos muy largos. Por otra parte, las observaciones efectuadas en piezas arqueológicas tienen la desventaja que no se conocen la mayoría de los parámetros que influyen en el tipo y velocidad de corrosión del metal. Con el fin de evaluar el comportamiento del plomo en largos períodos, deberán conjugarse los datos provenientes de ambas fuentes.

Referencias

1. R.F. Tylecote, Journal of Archaeological Sci. 10, 397-409 (1983).
2. W.W. Krysko, Lead: its role in nuclear waste management, Proc. Seminar Report, Brussels, Nov. 1984, p. 54.
3. J.W. Krysko and R. Lehrheuer, J. Historical Metallurgical Soc. 10(2), 53-63 (1976).
4. J.W. Krysko, Metall. 34, mayo 1980, p. 433-436.

LA CULTURA MOCHICA-CHIMU, SU INFLUENCIA AL DESARROLLO AGRICOLA
Y METALURGICO DE LA REGION NORTE DEL PERU

Oswaldo Sanchez
Aristides Tavera

En la zona norte del Perú se desarrollaron dos culturas Pre-Incaicas. La cultura Mochica se desarrolla en la parte noroeste del Perú, a 550 Km de la actual capital del Perú (Lima) y floreció por los años 200 A.J.C. a 700 D.J.C.. La cultura Chimú aparece 200 años después de la Mochica y logra finalmente conquistarla, por esta razón se habla de la cultura Mochica-Chimú.

Tuvo un máximo apogeo en el desarrollo agrícola, prueba de esto es el descubrimiento de grandes canales de riego donde aplicaron alta tecnología hidráulica que les permitió irrigar grandes extensiones de tierras de cultivo que actualmente se encuentran áridas; el material utilizado es una mezcla en base a arcillas que con el transcurso del tiempo no se ha deteriorado.

Licenciados, docentes e investigadores, Facultad de Ciencias Físicas y Matemáticas, Universidad de Trujillo, Perú.

Ciudad Universitaria, Trujillo, Perú

Tambien desarrollaron una alta tecnologia metalúrgica, la que aún no se ha podido descifrar completamente. La presencia de un horno de fundición que se encuentra cerca a la entrada de la ciudadela de Chan-Chan, donde los restos encontrados muestran el uso de metales como el oro, plata, hierro y cobre en utensilios, armas de guerra, ofrendas, etc. Se aprecian técnicas como la de soldadura en plata, revestimientos superficiales de oro y plata en matriz de cobre; como en la actualidad se siguen desenterrando restos arqueológicos como el caso de Señor de Sipan (un noble de esa época).

El Perú espera ansioso de la comunidad científica su contribución, que permita dar luces al descubrimiento de la tecnologia empleada por las culturas Mochicas y Chimus.

RINCON CHICO 15: UN SITIO DE ACTIVIDAD METALURGICA PREHISPANICA EN
EL VALLE DE SANTA MARIA (PROVINCIA DE CATAMARCA)

por Luis R. González ⁽¹⁾ y María A. González ⁽¹⁾

El presente trabajo tiene como objetivo principal dar a conocer los hallazgos realizados en el sitio arqueológico de Rincón Chico 15, en la forma de artefactos, ecofactos y estructuras (1), conformando un área de actividad (2) la cual se postula como relacionada con actividades metalúrgicas llevadas a cabo por los antiguos habitantes de la zona.

La investigación arqueológica en el lugar forma parte de un proyecto más amplio, dirigido por la Dra. Myriam N. Tarragó y destinado a comprender y explicar la dinámica cultural y sociopolítica de los grupos humanos que poblaron el valle de Santa María en el Período de Desarrollos Regionales y los momentos de ocupación incaica y de contacto hispano-indígena (aproximadamente, Siglos XI a XVI).

La localidad arqueológica de Rincón Chico se extiende a partir de unos 3 Km. al sudoeste de la ciudad de Santa María, comprendiendo una vasta superficie de más de 500 Ha (3). La investigación, iniciada en 1985 y actualmente en curso, se propuso, como cuestión fundamental, realizar un relevamiento planimétrico completo de los conjuntos urbanísticos, con el objeto de determinar el sistema de asentamiento (4) y el uso del espacio asociado, con sus implicancias socioeconómicas y sociales, e implementar las estrategias de muestreo adecuadas. En base a estas operaciones pudieron ser definidos diversos sectores de ocupación, planteándose como hipótesis que el manejo diferencial del espacio, en sentido vertical y horizontal, responde a los roles que dentro de la estructura social y productiva cumplieron los subgrupos integrantes del sistema sociocultural en es

(1) Museo Etnográfico, Fac. Fil. y Letras, UBA. Moreno 350, Bs. As.

tudio.

Paralelamente a los trabajos de reconocimiento del paisaje arqueológico, se encaró una excavación de testeo en una de las unidades domésticas aisladas, denominada Sitio 15, la cual, por hallarse a escasa distancia de construcciones actuales y a la vera de un camino vecinal, fué considerada como mas expuesta al deterioro, especialmente por la acción de huaqueros. Las recolecciones de superficie y los sondeos en un sector de basurero arrojaron evidencias, en la forma de escorias y trozos de moldes y crisoles, que permitían formular la hipótesis que en el sitio se habían llevado a cabo actividades de fundición de minerales y/o metales.

A partir de los restos exhumados y aplicando un modelo de producción metalúrgica (5) a partir del cual pueden derivarse los indicadores arqueológicos de las distintas etapas de procesamiento, un aspecto relevante de las excavaciones que se continuaron fue dedicado específicamente a la detección de áreas de ocupación involucradas en tal tecnofactura, con la intención de sustentar inferencias acerca de la secuencia productiva y la determinación de fuentes de materias primas. Durante la última temporada de trabajos, se rescató un contexto que, de manera preliminar, se postula como vinculado a esta problemática, constituyéndose en el primer reporte que sobre el particular se registra para la zona de investigación.

Referencias Bibliográficas

- (1) Schiffer, M. Behavioral Archaeology (Academic Press, 1976)
- (2) Flannery, K. Early Mesoamerican Village. (Academic Press, 1976)
- (3) Tarragó, M. Unidades de asentamiento en el Período de Desarrollos Regionales. (Precirculados Simposios IX Congreso Nacional de Arqueología Argentina, 1988)
- (4) Binford, L. En Busca del Pasado (E. Crítica, 1988)
- Binford, L. Willow Smoke and dog's tails: hunter-gatherer settlement systems and archaeological site formation. American Antiquity, Vol. 45, Nº1 (1980)
- (5) González, L.R. (en prensa). Mina que fue en otros tiempos...

OBSERVACIONES VISUALES Y METALOGRAFICAS, MEDICIONES DIMENSIONALES Y DE CONCENTRACION DE GASES EN MATERIALES ACTIVOS DE LA CNA-I.

D.Banchik*, R.Volpi, J.Divito, M.I.González.PP.FAE. C.N.E.A.

RESUMEN AMPLIADO

La Central Nuclear Atucha I (CNA-I) es una central de tipo PHWR con recipiente de presión. Dentro del recipiente se ubican los componentes estructurales de acero y de Zircaloy tales como los canales de enfriamiento en los que se alojan los elementos combustibles. Estos componentes están expuestos al efecto de la irradiación neutrónica, de la temperatura y del agua, lo que genera cambios importantes en sus propiedades y dimensiones.

Debido al incidente ocurrido en la CNA-I en Agosto de 1988 y a la necesidad de cuantificar los cambios arriba mencionados la CNEA implementó un Plan de Evaluación del estado de los canales de enfriamiento. El Plan contempla inspecciones visuales y ensayos no destructivos, así como también ensayos destructivos sobre probetas activas extraídas de los canales.

En el presente trabajo se describen las tareas iniciales, realizadas en el Proyecto P.P.FAE, para inspeccionar en celda caliente fracciones de canales de enfriamiento, preparar en caja de guantes probetas de material activo para estudios metalográficos y análisis de gases y operar en un laboratorio controlado con dichas probetas. La metodología de trabajo con el material activo incluye la redacción de los procedimientos operativos, su aprobación por el Organismo Regulador y la operación bajo supervisión continua de Oficiales de Seguridad.

Las técnicas puestas a punto y los resultados son:

- 1) Medición digital en celda caliente del diámetro y la ovalidad de trozos de canal. La reproducibilidad de la medición es 0,02 mm con uso de patrones de calibración. Se midió un trozo del tubo central del Canal R-06.
-

2) Medición digital en celda caliente del espesor de pared con técnicas de ultrasonido con palpador por contacto. La reproducibilidad de la medición es de 0,01 mm en espesores del orden de 1-3 mm con el equipo calibrado con discos de Zircaloy-4 de espesores conocidos.

3) Observación visual en celda caliente y registro fotográfico con teleobjetivo de detalles superficiales.

4) Preparación en celda caliente y en caja de guantes de probetas activas para estudios metalográficos. La técnica empleada evita la dispersión de partículas activas y reduce las dosis.

5) Medición en laboratorio controlado con microscopio metalográfico del espesor de la capa de óxido y observación de su morfología. Los resultados de los tres componentes de los canales medidos varían entre 2 μm y 70 μm , con un error de medición del orden del micrón.

6) Revelado, en caja de guantes, de hidruros/deuteruros de circonio con técnicas de ataque químico. En el componente del canal denominado Folio 0.1 los deuteruros tienden a precipitar en los bordes de grano, mientras que en otro, el Folio 0.2, lo hacen preferentemente en la dirección tangencial. En el componente denominado Tubo Central la densidad y orientación de los deuteruros varía a través del espesor.

7) Medición en laboratorio controlado de la concentración de deuterio más hidrógeno aplicando la técnica standard de medición de hidrógeno por fusión bajo atmósfera inerte, corregida mediante una expresión matemática que incluye la diferencia de conductividad térmica entre ambos gases. Los resultados dependen de la presencia de óxido en las probetas y varían entre 91 y 414 ppm en probetas con el óxido removido por decapado y entre 663 y 929 ppm en los folios con óxido.

8) Medición de microdureza en el laboratorio controlado empleando probetas metalográficas del tubo central.

FASES DE EQUILIBRIO Y METAESTABLES EN EL SISTEMA TI FE AL,
EN LA ESQUINA RICA EN TI. COMPARACION CON EL SISTEMA TI AL V

Mónica Felipe* Juan C. Bolcich**

INTRODUCCION

Las aleaciones base Ti son tecnológicamente apropiadas y confiables para su empleo en la industria química, en el campo aeronáutico y biomédico. Como material para implantes, se desarrollan estudios sobre aleaciones Ti6%Al4%V y Ti6%Al7%Nb.

Otros autores comprobaron la toxicidad del vanadio, cuando es puesto en contacto con tejidos por períodos prolongados. Ello llevó a pensar en una aleación alternativa a la Ti6AL4V para su uso como biomaterial. Se elige la aleación Ti5Al2.5Fe. Tanto el vanadio como el hierro estabilizan la fase β a bajas temperaturas.

El presente trabajo busca examinar las fases estables y metaestables de la aleación TiAlFe en la esquina rica en Ti.

PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

1) Fundición de las Aleaciones

Botones de composición nominal Ti5Al2.5Fe se fundieron en un horno de arco de electrodo no consumible de tungsteno, cuyo crisol es de cobre, refrigerado por agua. Las fusiones se realizan en atmósfera de argón de alta pureza ($O_2 < 10\text{ppm}$).

2) Tratamientos Térmicos.

Para el Estudio de Fases Metaestables se encapsulan tres muestras en un vacío de 10^{-3} Torr. Se someten a recocidos a 1000°C durante 2 horas. Una se enfría al aire, otra con una velocidad de 500°C/h y la última por templado.

Para el estudio de fases de equilibrio las aleaciones son colocadas en cilindros de Zr, para impedir la contaminación que ocasionaría el vycor. Luego se encapsulan en un vacío de 10^{-6} torr. Las muestras se colocan en hornos a temperaturas de 910°C , 880°C y 858°C por un período 750hs la primera y 800hs. las restantes. Se enfriaron por templado en agua.

PRESENTACION Y ANALISIS DE RESULTADOS

Se hicieron observaciones metalográficas complementadas con análisis de rayos X y corroboradas en el S.E.M.

A) Fases De Equilibrio

De los diagramas de difracción se desprende que las tres muestras están en el campo bifásico ($\alpha + \beta$), los parámetros de red no varían. Para la fase β , $a = 4.24 \text{ \AA}$ y para α , $a = 2.94 \text{ \AA}$ y $b = 4.66 \text{ \AA}$.

La imagen de la fig.1 corresponde a metalografía tipo de estas muestras. En la misma se pueden ver granos β en una matriz α . Mediciones del porcentaje en que las fases α y β , están presentes en cada una de las muestras, indican:

Temperatura de Recocido	% β	% α
910°C	71.9	28.1
880°C	43.7	56.3
858°C	34.0	66.0

B) Fases Metaestables

Las fases identificadas mediante la técnica de rayos X y metalografías (Fig.2), como así también mediciones de microdureza, se detallan en la siguiente tabla:

N°	Tratamiento Térmico	Fases Presentes	Parámetros de /red (A)		H_v (kg/nm ²)
			a	c	
1	de fundición	α β^{widm}	2.95	4.68	372
			4.24	-	
2	1000°C/2hs Enfriada al aire	α β^{widm}	2.90	4.65	320
			4.17	-	
3	1000°C/2hs Enf. controlado V = 500°C/h	α β^{widm}	2.90	4.64	240
			4.15	-	
4	1000°C/2hs Templada en agua	β	4.15		451

Hay información sobre la aleación Ti6%Al4%V, cuando es sometida a tratamientos térmicos similares. Para enfriamientos en la aleación Ti6%Al4%V se hace presente la fase α martensítica, en cambio, en Ti5%Al2.5%Fe aparece la fase β retenida.

Del análisis del diagrama binario TiFe se desprende que la fase α_{mart} puede formarse cuando el contenido de Fe es mayor del 2.3% e inferior al 4%. La adición de aluminio podría influir aumentando la temperatura M_s a la cual se inicia la formación de la fase α martensita. Esta última afirmación es razonable si consideramos que 5%Al subió el borde $\beta/\beta+\alpha$ aproximadamente en 105°C respecto del mismo borde correspondiente al binario TiFe, fig. 3.

CONCLUSIONES

A) FASES EN EQUILIBRIO

1) Comparando los diagramas de fase ya existentes, de los sistemas TiAlV y TiAlFe, es posible observar que en la esquina rica en Ti, ambos presentan las mismas fases, estas son β (Ti), α (Ti) y α (Ti₃Al).

2) Las áreas de los campos monofásicos son mayores en el sistema TiAlV que en el TiAlFe.

3) La adición de un 5%Al al sistema TiFe produce un desplazamiento del borde $\beta/\beta+\alpha$ hacia temperaturas mayores, unos 105°C aproximadamente, pero no altera la forma y curvatura de dicho borde.

B) FASES METAESTABLES

1) La fase martensítica presente en la aleación Ti6%Al4%V cuando es enfriada por templado en agua o enfriada al aire, no se forma en la aleación Ti5%Al2.5%Fe.

2) Los valores de microdureza en la aleación Ti6%Al4%V son menores que los obtenidos para Ti5%Al2.5%Fe.

3) La estructura α Widmanstätten presenta placas más gruesas a medida que disminuye la velocidad de enfriamiento de la muestra.

4) La dureza es mayor cuando menor es el ancho que presenta esta estructura y alcanza su valor más alto para la fase β retenida.

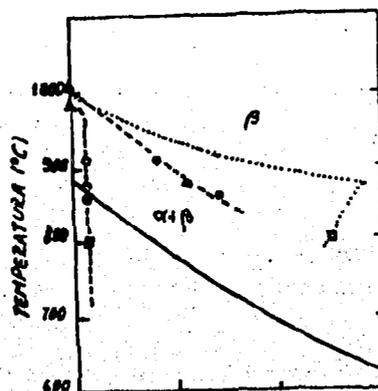
*Estudiante Dto. Física U.N.S. - Centro Atómico 8400 Bariloche.

** Investigador CAB-CNEA.



FIG. 1.

FIG. 2.



— BORDE β/α DEL BINARIO TiFe.
 ○ VALORES DEL PRESENTE TRABAJO.
 ▲ VALORES DEL BINARIO TiAl.
 ■ VALORES DEL SISTEMA TiFeAl.
 LOGRADOS POR VOLKOV Y ROZNIKOV.
 — BORDE β/α DEL SISTEMA Ti5%AlFe
 FIG. 3. Esquina rica en Ti de la sección del ternario TiAlFe con un 5% en peso de Al.

TENSIONES RESIDUALES INTRODUCIDAS POR OPERACIONES DE PLEGADO
EN CHAPAS DE Zr

A. Pochettino*, J.L. Lebrun**

RESUMEN

Dada su excelente resistencia a la corrosión en medio nitrúrico, el Zr ha sido escogido como material para la construcción de recipientes químicos en reemplazo de aceros inoxidable. Entre las diversas operaciones mecánicas de transformación a las que se somete a dicho material, se encuentra el plegado. La aparición de fisuras limita la elección de los parámetros mecánicos asociados a dicha operación. A fin de analizar la relación fisuración-tensiones residuales introducidas por el plegado, se realizó un estudio de la evolución de las tensiones residuales utilizando técnicas de difracción de Rayos X.

En este trabajo se presentan resultados experimentales de tensiones residuales obtenidos bajo diferentes condiciones de plegado, dadas por la relación $\left(\frac{R}{e}\right)$, R = radio de plegado, e = espesor de la chapa. Un correcto análisis de los estados de tensiones requiere de la separación de las tensiones residuales introducidas por los tratamientos de superficie de aquellas introducidas por la transformación mecánica. A tal fin se estudiaron los efectos de diferentes estados iniciales de tensiones introducidos en el material por operaciones de granallado, de fresado y por decapado químico. Se observó que estos últimos tratamientos disminuyen el espesor de material afectado por las tensiones residuales asociadas a tratamientos de superficie.

Por otra parte, se demostró que el análisis del ancho de los picos de difracción utilizados en la determinación de tensiones residuales permite establecer un criterio para determinar la profundidad en el material a partir de la cual las tensiones residuales determinadas corresponden a aquellas introducidas por la operación de plegado. En

* Comisión Nacional de Energía Atómica, Gerencia Desarrollo, Argentina

** LM3, ENSAM, 151 Bd. de l' Hopital, 75013 Paris, Francia

efecto, como dicho parámetro físico está asociado a la deformación plástica del material, los efectos de las tensiones iniciales pueden ser despreciados a partir de profundidades para las cuales el ancho de pico (en la muestra sin deformar) presenta valores constantes.

Finalmente, se analiza la relajación de tensiones que se produce en el material después de la operación de plegado.

DIAGNOSTICO DE FALLAS NO DESTRUCTIVO PARA
COJINETES DE BOLAS Y RODILLOS

Ing. O. García Peyrano*, Dr. Prof. Ing. D. Stegemann**,
Ing. U. Sudmersen**, Ing. J. Schmidbauer**, W. Reimche**

RESUMEN

El control de vibraciones de máquinas rotantes es una técnica de ensayos no destructivos que puede ser utilizada para la detección temprana de fallas antes de que las máquinas sean objeto de fallas catastróficas.

La operación exitosa de las máquinas de alta complejidad depende del rendimiento de cada componente, como por ejemplo: cojinetes, engranajes, bombas, ejes, fundaciones, etc. De manera que para la implementación de un eficiente control de vibraciones en el proceso de producción y como herramienta de mantenimiento predictivo, se debe conocer la influencia de los comportamientos vibratorios de cada componente de la máquina.

Los resultados muestran que la técnica de análisis de cojinetes de bolas y rodillos en el banco de pruebas con la instrumentación y el sistema de análisis implementado funciona correctamente.

Implementado la técnica del trigger sincrónico se pueden evitar las influencias de la velocidad y las modulaciones de la velocidad en los resultados de la medición. También es posible desarrollar rutinas de diagnóstico computarizado "on-line" (por ej. comparación de espectros).

El sistema "on-line" desarrollado permite una rápida verificación del estado de las rodaduras del cojinete bajo ensayo. La caracterización de fallas incipientes incluye el cambio de rígido puntual sobre las rodaduras.

* Lab. de Vibraciones, CAB, CNEA, Argentina

** I.K.P.H., Universidad de Hannover (RFA)