

CNEA-NT 14/84

PMTM-C-2

C N E A
O E A
L E M I T

II° E N C U E N T R O L A T I N O A M E R I C A N O

D E M E T A L U R G I A

P R O S P E C T I V A D E L A M E T A L U R G I A E N A R G E N T I N A

Buenos Aires

22 al 26 de octubre de 1984

R E P U B L I C A A R G E N T I N A

II° ENCUENTRO LATINOAMERICANO DE METALURGIA

PROSPECTIVA DE LA METALURGIA EN AMERICA

Buenos Aires

22 al 26 de octubre de 1984

ORGANIZADO POR :

PROYECTO MULTINACIONAL DE TECNOLOGIA DE MATERIALES
O E A - C N E A

PROYECTO ESPECIAL DE INVESTIGACION Y DESARROLLO
EN PROCESOS METALURGICOS O E A - L E M I T (CIC)

CENTRO CULTURAL CIUDAD DE BUENOS AIRES

C O M I T E O R G A N I Z A D O R .

Dr. Eduardo José Savino

Ing. Heraldó Biloni.

Ing. Ricardo Daniel De Simone

A U S P I C I A D O P O R :

O E A

Secretaría de Cultura - Municipalidad
de la Ciudad de Buenos Aires.

C N E A.

I N D I C E

	Pag.
- Mecanismos de Picado y de Corrosión bajo tensiones de Materiales y Aleaciones. Dr. José R. Galvele -Departamento de Materiales y Aleaciones - C N E A.	2
- Investigación y Desarrollo de Aceros. Ing. Alfredo M Hey - Departamento de Materiales. C N E A.....	3
- Solidificación de superaleaciones base níquel y desarrollo tecnológico de alabes de turbina. H. Palacio - A.Ges - O.Garvellini - FCE - Universidad Nacional del Centro de la Provincia H. Billoni - LEMIT - CIC.....	5
- Alcance de las actividades en el área soldadura de la División Tecnología de la Soldadura. Ing. Teresa E. Perez - Juan P. Esperón. División tecnología de la Soldadura - Departamento INEND Gerencia de Desarrollo - Dirección de Investigación y Desarrollo - C N E A.....	7
- Proyectos de Tecnología de la Soldadura:un informe de progreso. Ing. Luis A. de Vedia - C I C - I N T E M A Ing, Heraldo Biloni - L E M I T - C I C	21
- Desarrollo Tecnológico de los tratamientos termoquímicos de los aceros en la Universidad Nacional de Colombia. Ing. Alvaro Castro P. - Universidad Nacional de Colombia.....	27
- Modelo fenomenológico del desgaste de bolas en un molino rotatorio y optimización de cargas balanceadas. Prof. Dr. Fernando Concha - Jorge Menacho - Departamento de Ingeniería Metalúrgica - Universidad de Concepción - Chile.....	29
- Planta piloto para beneficiar minerales complejos bolivianos. Ing. Narciso Cardozo R. - Corporación Minera de Bolivia.....	31
- Comportamiento cíclico del Zircaloy-4 a temperaturas elevadas. A.F. Armas - I. Alvarez - Grupo de Metalurgia Física - I F R - F C E I - Universidad Nacional de Rosario.CONICET.....	32
- Experiencias en la fabricación de fundición vermicular. R. Gotelli - S. Allende - H. Biloni -LEMIT - CIC	34
- Actividades realizadas en propiedades mecánicas de metales y aleaciones. Dr. Francisco Povolo - Departamento de Materiales_CNEA.....	37
- La Metalurgia en Córdoba: Un ejemplo de apoyo institucional. Dr. Juan C. Carétti- IMAR - Universidad Nacional de Córdoba	38

- Evolución de los ensayos no destructivos en la comisión Nacional de Energía Atómica. Ing. Hector Espejo - Departamento INEND - C N E A	39
- Evolución de propiedades finales con la reducción en la <u>l</u> aminación de palanquilla de colado continua. A. Saenz López - Mazini - Blanco - Lucaioli - Univer <u>s</u> idad Nacional del Sur	40
- Las transformaciones martensíticas de memoria de forma en latones involucrando física y metalurgia. Dr. M. Ahlers - Centro Atómico Bariloche - C N E A	41
- Desarrollo de una tecnología de fabricación de tubos de Zircaloy en la CNEA: Capacidades necesarias y etapa <u>c</u> ubierta. J.C. Almagro - Procesos Químicos. A.D. Banchik - O. Lanzos - R. Volpi - P P F A E. L. Fernandez - J. Kittl - FAE - Comisión Nacional de Energía Atómica	42
- Efeito de cations metálicos no potencial zeta do hipers <u>t</u> enio. Carlos E. Pereira - M. Lourdes F.A. Silva - Antoio E.C. Peres. Universidad Federal de Minas Gerais - Brasil	43
- Tratamientos hidrometalúrgicos de Minerales cuprífeos Colombianos. Ing. Luis A. Meza Saucedo - CIMEX - Universidad Nacional de Colombia	45
- Transformaciones de Fase Martensítica - Efectos y Aplica <u>c</u> iones. Dr. Juan C. Bolicih - Instituto J.A.Balseiro - Centro Ató <u>m</u> ico Bariloche	48
- Utilización del Niobio como elemento aleante en aceros <u>r</u> ápidos. Tiberio Cescon - J P T - S P - Brasil	49
- Efecto de la historia térmica y mecánica en la deformación de las aleaciones Zn-Al- Cu a temperatura ambiente. Dr. Gabriel Torres Villaseñor - J. Negrete y L. Valdés - I I M - Universidad Nacional Autónoma - México	51
- Campo electromagnético y generación de calor en la fusión de metales por electroescoria. G. Sanchez Sarmiento - ENACE Eduardo Vicente - Departamento de Materiales - CNEA.....	53
- Resumen de los trabajos realizados en el período 1974/1984. Delia E. Arias - Departamento de Materiales - CNEA, Argentina....	57
- Relación entre bordes de grano - Partículas de segunda fase y distribución de orientaciones cristalinas. Alicia Sarce - Departamento de Materiales - CNEA-Argentina.....	59

- Efectos pseudoelásticos y de memoria en aleaciones de Cu Zn Sn. Oscar Villegas - Universidad Mayor de San Andrés - Bolivia	63
- Estudos em corrosao no departamento de metalurgia de Universidade Federal do Rio Grande do Sul-Brasil. I.Lourdes Müller - DEMET/UFRGS - Brasil	64
- O Estudo do supersfriamento dinamico e do crescimento da cristais supersfriados termicamente, utilizando o modelo de SHWARTZ. Arno Müller - Universidade Federal do Rio Grande do Sul - Brasil	72
- Obtención de Polvos de Renio a partir de perrenato de amonio. Luis G. Rosch Cabrignac - Universidad Católica de Valparaiso - Chile.....	79
- Estudio potenciodinámico del dealeado de latones. Juan J. Gardiazabal - Universidad Católica de Valparaiso - Chile	103
- Informe de Actividades 1978 - 1984. Carlos M. Wörner - Universidad Católica de Valparaiso-Chile	110
- Objetivos, actividades y resultados del Proyecto Especial Procesos Metalúrgicos que se desarrolla en la Universidad Central de Venezuela en el marco de los Programas Regionales de la O E A. Carlos Debandi - Universidad Central de Venezuela.....	115
- Progreso de materiales y procesos usados en la industria aeronáutica. Carlos Alberto Guimaraes Pagnano- Cheje da Eng ^a de Materiais-EMBRAER - Brasil.....	118
- 15 años de Investigación y Desarrollo en Metalurgia en el marco de la O E A. H. Biloni - L E M I T - C I C	119

INVESTIGACION CIENTIFICA PARA EL DESARROLLO TECNOLOGICO

La reunión de los Jefes de los Estados Americanos, realizada en Punta del Este del 12 al 14 de abril de 1967, dió como primer resultado la llamada "Declaración de los Presidentes de América, que en su punto V enfatiza: "Latinoamérica se incorporará a los beneficios del progreso científico y tecnológico de nuestra época para disminuir así la creciente diferencia que la separa de los países altamente industrializados en relación con sus técnicas de producción y sus condiciones de vida. Se formularán o se aplicarán PROGRAMAS NACIONALES DE CIENCIA Y TECNOLOGIA y se pondrá en marcha un PROGRAMA REGIONAL DEDICADO A LA CIENCIA Y A LA TECNOLOGIA". Esta política fue instrumentada a través de la creación de "PROGRAMAS MULTINACIONALES", tesis elaborada y difundida por el Profesor Jorge Sábato.

Como resultado de un inventario de la capacidad tecnológica de Latinoamérica realizado por un comité de expertos, presidido por el Profesor Bernardo Houssay, el entonces Departamento de Metalurgia de la Comisión Nacional de Energía Atómica Argentina fue el único calificado como el de máximo nivel de excelencia en el tema. Así este Departamento presenta ante la Organización de los Estados Americanos un anteproyecto que resulta aprobado. En 1969 comienza su accionar el PROGRAMA MULTINACIONAL DE METALURGIA. Este dura 10 años y es continuado por el PROYECTO MULTINACIONAL DE TECNOLOGIA DE MATERIALES y da nacimiento a PROYECTOS ESPECIALES DE INVESTIGACION Y DESARROLLO también en el marco de la OEA y con contrapartida industrial.

El objetivo del programa es la concreción de un "MERCADO COMUN LATINOAMERICANO DE CIENCIA Y TECNOLOGIA" que tienda a superar la dependencia científica y tecnológica de Latinoamérica.

El accionar del programa propende a dos metas fundamentales:

- A) Formación de recursos humanos necesarios para reducir la mencionada brecha científico-técnica entre países desarrollados y la región latinoamericana.
- B) Realizar investigaciones sobre problemas metalúrgicos y de materiales de especial interés para la región.

A lo largo de estos 15 años se integra una cadena de aproximadamente 60 centros en Latinoamérica a un sistema de investigación y desarrollo coordinado en Metalurgia. Se incluyen instituciones de Bolivia, Brasil, Colombia, Costa Rica, Chile, Honduras, México, Perú y Venezuela. En la Argentina los principales Centros de Investigación y Desarrollo e Industrias Nacionales participan de los proyectos mencionados. En Cursos y Seminarios se han capacitado aproximadamente 3.000 profesionales, Se publican apuntes, investigaciones, conferencias, tesis, etc., a nivel regional e internacional. Las principales áreas de investigación y desarrollo son las de Solidificación, Tratamientos Técnicos y Mecánicos, corrosión, Deformación Plástica, Soldadura y Ensayos No Destructivos.

En el acto de clausura del 10º Seminario Postdoctoral el actual secretario de Ciencia y Técnica, Dr. M. Sadosky, manifestó que mientras tradicionalmente un hombre culto es aquel que transita la senda del humanismo literario ó artístico, en la actualidad un hombre culto debe necesariamente abarcar en sus conocimientos aquellos vinculados con la tecnología; es decir, que existe una cultura tecnológica. De igual forma que hemos asistido a la valorización de las artes latinoamericanas en el concierto de la cultura occidental, debemos alcanzar similares resultados desarrollando tecnologías que impliquen un avance de esta cultura tecnológica regional. El camino a recorrer es ríspido. Se basa sin embargo en la formación del factor humano, base de lo técnico. Creemos que en un área clave, como es la de la metalurgia, hemos logrado un progreso significativo. El desafío es ahora mayor, en el sentido de utilizar e incrementar este capital humano fruto de 15 años de esfuerzo de más de tres generaciones de científicos y tecnólogos.

MECANISMOS DE PICADO Y DE CORROSION BAJO TENSIONES DE METALES Y ALEACIONES

Dr. José R. Galvele, Departamento Materiales - CNEA

El presente trabajo dos temas de investigación que se desarrollaron dentro de la División Corrosión del Departamento Materiales (CNEA), y en los cuales la participación de investigadores latinoamericanos ha sido de suma importancia.

El primero se refiere al picado de metales. Los estudios realizados en nuestro laboratorio permitieron demostrar que el picado se inicia como resultado de un proceso de acidificación localizada en la interfase metal-solución. Se analizaron las formas de picado, el efecto de aleantes y el efecto del medio. Se compararon diferentes metales, se desarrollaron modelos de transporte del picado, y los mismos permitieron plantear la siguiente ecuación para el potencial de picado:

$$E_p = E_C^{\bar{x}} + n + \phi ;$$

la que fué confirmada en forma cuantitativa en numerosos sistemas.

El otro tema que ha recibido una atención continuada, ha sido el de corrosión bajo tensiones. Se han realizado estudios de velocidad de propagación de fisuras, morfología de fracturas y velocidades de repasivación.

Estos trabajos han permitido demostrar, en forma inequívoca, la presencia de una etapa controlante de disolución anódica en numerosos casos de corrosión bajo tensión. Además, los resultados obtenidos plantean una profunda revisión de los mecanismos de corrosión bajo tensión actualmente aceptados. Se demuestra que conceptos tales como repasivación lenta o corrosión en bandas de deslizamiento no tienen la significación que se les atribuye en la literatura corriente.

INVESTIGACION Y DESARROLLO EN ACEROS

A.M. Hey

Comisión Nacional de Energía Atómica.

Desde sus comienzos a mediados de la década del 60 el Grupo Aceros del Departamento de Materiales de CNEA, entonces bajo la dirección del Ing. Jorge Mazza, enfocó sus actividades de Investigación y Desarrollo hacia los aceros de producción mas corriente en el país. Con el correr del tiempo se fueron incorporando materiales y procesos de índole mas compleja pero manteniendo siempre una relación estrecha con la realidad tecnológica local. De estas actividades, que se incorporaron a los programas OEA desde el inicio de los mismos, se describen dos aspectos que han constituido temas centrales de acción del grupo en este período.

Los trabajos iniciales sobre mecanismos de endurecimiento, particularmente refinamiento de grano, prontamente derivaron hacia las técnicas de laminación controlada de aceros microaleados entonces en etapa de adopción en el resto del mundo. A través de una sostenida interacción con la industria siderúrgica fue posible motivar la realización de una serie de ensayos a escala industrial en diversas plantas que en general estuvieron orientados hacia la producción de barras conformadas de acero de alta resistencia para hormigón. Uno de los productos de mas alto consumo en el país. Hacia mediados de 1968 se realizó la primera colada de acero al Nb la que fue laminada con excelentes resultados, a los que la empresa en cuestión consideró como confidenciales. La adopción masiva de estos métodos de producción aumentó notoriamente a principios de la década el 70, merced a la realización de algunas grandes obras hidroeléctricas donde algunas de las características de los aceros microaleados, en particular su alta soldabilidad resultaron ventajas relevantes. Por ese entonces y con diversos grados de colaboración de nuestro grupo la casi totalidad de las empresas siderúrgicas realizaron trabajos de desarrollo en los que se exploraron las mas diversas posibilidades que estos materiales ofrecen, a través del uso, no solo de laminado controlado, sino también de enfriamiento controlado, endurecimiento por precipitación, etc. Se desarrollaron una diversidad de aceros de excelentes características.

Las particulares características del mercado local permitieron adoptar técnicas que aun hoy no han sido aplicadas en forma generalizada en el resto del mundo.

Estos desarrollos fueron respaldados por trabajos de laboratorio tales como los realizados sobre la evolución del crecimiento del tamaño del grano austenítico durante el calentamiento en horno y mas recientemente en la zona afectada por el calor en soldaduras, para cuyo fin se desarrollaron métodos de calentamiento para simulación de ciclos térmicos rápidos.

Asimismo se analizaron y demostraron las posibilidades no solo de neutralizar sino de aprovechar la presencia de nitrógeno en aceros, particularmente los producidos en convertidores Thomas, a través del uso de microaleantes formadores de nitruros.

La conveniencia de realizar ensayos simulativos de los procesos de formación en caliente a escala de laboratorio, impulsó la construcción de un grupo de torsión en caliente sobre la base de la experiencia adquirida en el exterior y que se encuentra operativo desde hace unos diez años.

A partir de los estudios iniciales sobre recristalización de austenitas microaleadas se han ido agregando otros temas relativos a la deformación en caliente de aceros y se han ido estableciendo interacciones con empresas industriales y con otros laboratorios de metalurgia.

En la actualidad está implementado un programa que además de este grupo incluye al Sector Laminación del Instituto Argentino de Siderurgia y al de la Universidad Nacional del Sur.

En estrecho contacto sobre la base de materiales y requerimientos concretos formulados por varias empresas siderúrgicas se ha implementado un programa que incluye estudios sobre:

- Ductilidad en caliente.
- Influencia de composición sobre resistencia a la deformación.
- Influencia de aspectos estructurales sobre los procesos de deformación.
- Simulación en laboratorio de procesos industriales de laminación.

Aplicados no sólo a aceros al carbono y microaleados sino también sobre aceros mas complejos, como aceros aleados, aceros inoxidables, aceros de herramientas, etc. A tal fin se cuenta además de la facilidad existente en CNEA, con una máquina similar en la UNS y con una máquina, próxima a entrar en operación en el IAS, diseñada específicamente para la simulación de secuencias de laminación; todas estas máquinas han sido diseñadas y construidas en el país.

Prácticamente la totalidad de las líneas desarrollo cuentan con el apoyo de empresas del sector siderúrgico, cuyo personal participa en forma activa en el avance de las mismas.

Aparte de la mencionadas, otras líneas de trabajo del grupo Aceros incluye temas tales como maquinado, desgaste, transformaciones de fase, soldadura, inclusiones no metálicas, textura, envejecimiento, etc, en aceros de muy diversa índole.

SOLIDIFICACION DE SUPERALEACIONES BASE NIQUEL Y DESARROLLO TECNOLOGICO DE DE ALABES DE TURBINA (1)

H.PALACIO*, A.GES*, O.GARBELLINI* y H.BILONI**.

*: FCE-UNCPBA

** : LEMIT-CIC

Debido a las considerables ventajas en cuanto al mejoramiento de las propiedades de resistencia a la corrosión y al creep a altas temperaturas, que se presentan por medio de las modernas técnicas de solidificación, el objetivo de este trabajo se enfoca al control de estructuras en superaleaciones y al desarrollo tecnológico de álabes equiaxiados y unidireccionales resistentes a la termofluencia. Las superaleaciones base Níquel constan de una firme matriz en solución sólida $\gamma + \gamma'$ enlazada coherentemente y endurecida por la presencia de partículas del intermetálico γ' : FCC $(Ni, Co)_3 (Ti, Al)$. Una de las aplicaciones más importantes de las superaleaciones se da en la fabricación de álabes de turbina, donde la potencia del turborreactor depende en alto grado de la temperatura máxima de funcionamiento de dichas piezas. Los pasos iniciales se centraron en obtener una superaleación base Níquel, primero utilizando scrap de Nimonic 90 e Inconel 700 y posteriormente a partir de elementos de alta pureza una aleación propia (NICROFUND 522). La fusión se realizó en un horno de inducción en atmósfera semiconfinada de argón. Utilizando la técnica de revestimiento cerámico (Investment Casting) se prepararon moldes de álabes equiaxiados convencionales con nucleante (óxido de cobalto) y sin nucleante en las paredes. El metal líquido fue colocado en dichos moldes previamente calentados. El efecto de la disminución del tamaño de grano equiaxiado superficial fue observado macrográficamente. Las probetas fueron tratadas térmicamente mediante dos solubilizados que disolvieron la microsegregación de las estructuras dendríticas as-cast y un envejecido que permitió la precipitación de la fase γ' adecuada. Metalográficamente se determinaron las microestructuras resultantes y se relacionó la microdureza con el tamaño de las partículas γ' . Los álabes fueron estudiados mediante END de: tintas penetrantes, ultrasonido y rayos-X. Ensayos mecánicos de rotura en frío y en caliente, a probetas microfundidas, fueron realizados. Se construyó una máquina para ensayos mecánicos de resistencia al creep a altas temperaturas, donde fue necesario fabricar las mordazas adecuadas con aleación del tipo INCONEL 700. Este equipo permitirá determinar el segundo estadio en la curva creep de deformación versus tiempo y el

parámetro de Larson-Miller. Actualmente se trabaja en probetas cilíndricas solidificadas unidireccionalmente. Los resultados en la resistencia al creep y a la corrosión que aporta la literatura básica entre las estructuras solidificadas convencionalmente, unidireccionalmente y monocristalinas revelan la importancia del estudio de los mecanismos puestos en juego en este tipo de materiales y sus concretas aplicaciones dentro del sistema científico-tecnológico Latinoamericano.

- (1) Dentro del convenio entre el Laboratorio de Metales de la UNCPBA y la firma industrial de Tandil FUNDALUM S.A. en el marco del Proyecto Especial de Procesos Metalúrgicos OEA-LEMIT (CIC).

Alcance de las Actividades de la DTS en el Area de la Soldadura.

Ing. T.E. Perez *

Lic. J.P. Esperón*

* División Tecnología de la Soldadura.
Departamento de Ensayos No Destructivos.
Gerencia de Desarrollo.
Dirección de Investigación y Desarrollo.
Comisión Nacional de Energía Atómica.

I - I N T R O D U C C I O N .

En la tecnología moderna de construcción de equipos y estructuras metálicas, la unión de partes por soldadura constituye una etapa fundamental; esto es así no sólo por el hecho de representar las operaciones vinculadas a soldadura aproximadamente el 30% del trabajo total de fabricación, sino a su creciente grado de complejidad e influencia en los costos de producción (puede llegar al 50% del costo de obra).

Durante los últimos treinta años tanto en sus aspectos metalúrgicos como de proceso esta disciplina ha tenido una continua evolución que hizo posible la utilización de sus procesos productivos en aplicaciones cada vez mas críticas, ejemplo de ellas son los que frecuentemente se encuentran en las industrias nuclear, petroquímica, naval, aeronáutica y otras que involucran altos compromisos tecnológicos.

Para poder hacer frente a estos cada vez mayores requerimientos, es imprescindible el soporte de la actividad, con un adecuado apoyo en el área de Investigación y Desarrollo. En la DTS, un trabajo continuo y que se ha acentuado en los últimos diez años ha permitido desarrollar un grupo de especialistas con capacidad de respuesta a problemas, y de generación de conocimientos en el tema; esto ha dado lugar, entre otras acciones, a la concreción de diversas y variadas líneas de trabajo sobre distintos materiales de aplicación tecnológica: aceros al C-Mn, templados y revenidos, inoxidables austeníticos y ferríticos, aleaciones de aluminio, aleaciones de zirconio, etc.

Como toda tecnología estrictamente ligada a procesos productivos, se integran en ella una pluralidad de elementos no solo técnicos sino también humanos y económicos, que es necesario armonizar y equilibrar adecuadamente para asegurar su avance sostenido y eficiente aprovechamiento. Esto ha motivado que sobre la base del bagaje de conocimientos alcanzados a través de varios años en Investigación y Desarrollo y del contacto permanente con los medios productivos, se han implementado también acciones tendientes a la formación, entrenamiento, calificación y certificación de recursos humanos en el área. De la interrelación con los sectores de la producción surge la tercer línea de acción de este grupo de trabajo: asesoramiento técnico a instituciones y empresas privadas, especialización de procedimientos de fabricación y reparación, procedimientos de calificación de personal, en suma las tareas comprendidas en el área de Ingeniería de Soldadura.

El objeto de esta presentación es detallar las actividades que en las distintas áreas mencionadas se desarrollan en I.T.S.

II - INVESTIGACION Y DESARROLLO

Las acciones en este área están agrupadas en las siguientes líneas generales de trabajo:

II.1. Metalurgia de uniones soldadas en aceros estructurales.

Dentro del campo de la metalurgia de uniones soldadas se desarrollan los siguientes temas:

- Diseño de consumibles.

El conocimiento de la estructura del metal de soldadura es actualmente un criterio importante en la selección de consumibles destinados a aplicaciones críticas así como en el desarrollo de la formulación de consumibles. Dicho conocimiento implica la necesidad de comprender las transformaciones que tienen lugar en el metal de soldadura desde la formación de la pileta líquida hasta temperatura ambiente. Es decir, la estructura final será la consecuencia de un proceso de solidificación sumado a transformaciones en estado sólido en presencia de tensiones residuales. Por su parte esas transformaciones estarán condicionadas por las variables del proceso.

A fin de conocer la interrelación existente se han realizado trabajos analizando el efecto de variables tales como el calor aportado, índice de basicidad del fundente y diseño de junta sobre las propiedades mecánicas de uniones realizadas por el proceso de arco sumergido(1)(2)

Otro aspecto estudiado fue la transformación sólido líquido analizando el efecto de las distintas variables del proceso sobre la estructura primaria y la macroestructura resultante(3).

La influencia de distintos aleantes(Mn,Mo,Ni) sobre las transformaciones en estado sólido se analiza a través del análisis de las microestructuras resultantes(4)(5)(6). Actualmente se estudia el efecto del Ni.

- Desgarramiento laminar.

La aparición de las grandes estructuras soldadas y el correspondiente aumento en las sollicitaciones de los materiales empleados en su construcción, trajeron aparejado el surgimiento de nuevos defectos y tipos de fallas; tal vez el problema más grave nacido en este tipo de componentes sea el llamado desgarramiento laminar. El origen del mismo se debe a la insuficiente ductilidad de los aceros laminados en caliente para soportar altas deformaciones en la dirección del espesor(7); esta anisotropía

manifestada y conocida desde tiempo atrás, atrajo entonces un renovado interés y es así como a partir de la década del 60 se produce un sustancial incremento en el estudio de las propiedades de los aceros en la dirección Z, juntamente con el comienzo de las investigaciones básicas sobre desgarramiento laminar. Ultimamente el mayor interés se vuelca hacia el desarrollo de nuevos ensayos para caracterizar la susceptibilidad de los aceros a este defecto y al logro de mejores materiales, resistentes al desgarramiento. Una de las consecuencias inmediatas es el surgimiento de decenas de tests vinculados al tema, con variadas características y nivel de complejidad.

En esta línea se efectuó la caracterización de las propiedades mecánicas afectadas por la ductilidad, y el contenido inclusionario en distintos aceros comerciales de diferentes características. A través de ensayos especiales de soldabilidad se analizan la susceptibilidad a la fisuración; estos resultados son correlacionados con las propiedades mecánicas y contenido inclusionario. (7)(8)(9)(10)(11).

- Envejecimiento.

En este trabajo se analiza el efecto del envejecimiento dinámico por deformación sobre la ductilidad de diversos aceros estructurales, en el rango de temperaturas (25°C - 350°C), poniéndose énfasis sobre las propiedades en la dirección del espesor. Se analiza la importancia de este mecanismo fragilizante en las uniones soldadas fuertemente restringidas en la dirección del espesor, donde al ciclo térmico impuesto al material base se superpone un ciclo de tensiones que pueden llegar a niveles relativamente altos, originando deformaciones localizadas dentro y fuera de la comunmente denominada zona afectada por el calor. En el aspecto experimental se hace uso de un ensayo mecánico de tracción por doble ligamiento especialmente desarrollado en nuestro laboratorio, que permite analizar el problema en pequeños espesores. Los resultados hasta ahora obtenidos, muestran una merma importante en la ductilidad de los aceros experimentados para una temperatura próxima a los 250°C; este fenómeno se acentúa sensiblemente en la dirección del espesor. Se efectúa además un análisis de las posibles interacciones del mecanismo mencionado con las fases no metálicas presentes en el material base. Las conclusiones obtenidas permiten justificar la presencia de una zona crítica, fuera de la zona afectada por el calor, donde la matriz metálica no ha sufrido alteraciones microestructurales, pero la superposición de un ciclo térmico y un ciclo de tensiones adecuado puede conducir a una acentuada fragilización por envejecimiento dinámico por deformación. (12)(13).

- Metodología de análisis de estructuras en el metal de soldadura:

Dado el rol fundamental que desempeñan los elementos de microestructura producto de la transformación en las propiedades mecánicas del metal depositado de aceros estructurales, resulta una etapa fundamental en el estudio del metal de soldadura la identificación y cuantificación de dichos elementos.

En la literatura se presenta una gran disparidad en la nomenclatura utilizada, así como en las pautas de identificación de los elementos de microestructura.

El Instituto Internacional de Soldadura ha propuesto un sistema de clasificación e identificación de microestructuras, así como un procedimiento de cuantificación(14).

Durante los últimos años y merced a la experiencia adquirida en la identificación de microestructuras, ha sido posible una activa participación en trabajos colaborativos organizados por el IIW a fin de evaluar el sistema propuesto y lograr su optimización(15,16,17).

- Soldabilidad de Aceros Templados y Revenidos.

Los aceros templados y revenidos son ampliamente utilizados en la construcción de componentes y estructuras soldadas que requieren buena resistencia mecánica y alta tenacidad.

El acero estudiado es el 19 Mn Al 6V, comercialmente conocido como Aldur 60/65, que está siendo utilizado en la construcción de la esfera de contención de la CNA II.

Se estudió el efecto del calor aportado, la temperatura precalentamiento y la pasada de revenidos sobre la estructura del metal depositado y de la zona afectada por el calor, determinándose los límites aceptables para cada una de dichas variables.

Se compararon los resultados experimentales referentes al ancho de la ZAC, con los obtenidos mediante la aplicación de los diversos modelos existentes para la transferencia de calor en soldadura(18).

II.2. Soldabilidad de Aceros Inoxidables Austeníticos.

Los aceros inoxidables austeníticos pueden presentar problemas de fisuración en caliente. Al respecto se ha estudiado el rol de modo de solidificación sobre la susceptibilidad, concluyendo que su influencia es mucho mayor que la del tenor final de ferrita en el depósito. En el caso de producirse la solidificación en fase ferrítica la distribución de azufre resulta mucho más uniforme; ésta contribuye a reducir la susceptibilidad comparada con la correspondiente a una solidificación en fase austenítica, donde la segregación es mucho más marcada (19,20,21).

Se ha estudiado la influencia de parámetros tales como calor aportado y pasadas sucesivas sobre el modo de solidificación y los elementos de microestructura resultantes en el depósito y en la zona afectada por el calor entre pasadas (22,23).

Actualmente se evalúa la influencia del contenido de distintos aleantes como Mn y Mo.

II.3. Soldabilidad de Aceros Inoxidables ferríticos.

En la última década los avances de la industria siderúrgica han permitido el desarrollo de aceros inoxidables ferríticos con muy bajos contenidos de carbono y nitrógeno; esto permite obtener uniones soldadas con una adecuada tenacidad a diferencia de lo que ocurre con los aceros inoxidables ferríticos tradicionales. La adición de estabilizantes (Ti y Nb) permite lograr además, buena resistencia a la corrosión.

Por su bajo costo y buena resistencia a la corrosión bajo tensión en medios clorados son cada vez más utilizados en tubos de intercambiadores, recipientes para la industria química, donde la otra alternativa serían las superaleaciones, de costo muchísimo más alto.

Se está estudiando la soldabilidad de este tipo de aceros, analizando el efecto de variables del proceso y tipo de tratamiento post-soldadura sobre las estructuras y propiedades de la unión. La susceptibilidad al daño por hidrógeno se estudia mediante el método de carga catódica en medio sulfúrico, con diferentes tiempos de carga; las probetas cargadas son sometidas a ensayo de plegado evaluando los valores de carga y deformación máxima, así como las características de las superficies de fractura (24,25).

II.4. Susceptibilidad a la Fragilización por Hidrógeno de aceros Inoxidables austeníticos.

Se estudió la influencia del contenido de ferrita delta retenida en el metal depositado y del nivel de deformación plástica sobre la susceptibilidad a la fisuración por hidrógeno introducido por carga catódica. Se observó que las microfisuras aparecen preferentemente en la interfase γ / δ . En muestras deformadas plásticamente pudieron observarse microfisuras en la matriz austenítica (26,27,28,29).

Este trabajo se desarrolló en colaboración con personal de Proyectos Agua Pesada.

II.5. Tensiones Residuales.

A causa del ciclo térmico localizado al que resulta sometida toda unión soldada, tanto la dilatación durante el calentamiento como la posterior contracción del material se verá restringido por la presencia de zonas más frías circundantes; estos fenómenos generan tanto en el metal depositado como en la ZAC adyacente la presencia de tensiones que pueden llegar a nivel de la de fluencia.

Las propiedades y el comportamiento en servicios de una unión pueden resultar afectadas por la presencia de las tensiones, dependiendo el grado de deterioro de nivel de tensiones y de los requerimientos del servicio.

El objeto de esta línea de trabajo, recientemente iniciada, es el estudio de la relación entre las variables de soldaduras, el nivel de tensiones y el comportamiento en servicio, en particular en medios hidrogenados.

Se ha realizado una revisión bibliográfica sobre el tema y actualmente se está iniciando la puesta a punto de las técnicas de medición mediante extensometría eléctrica. Se prevé también el uso de la simulación analítica como una herramienta complementaria para la determinación del nivel de tensiones.

II.6. Soldabilidad de no Ferrosos.

En el caso del aluminio y sus aleaciones se ha estudiado el efecto de las distintas variables del proceso de soldadura TIG (corriente, tensión, velocidad a soldadura, composición de la aleación) sobre la macroestructura del cordón(3).

El problema de fisuración en caliente también puede presentarse en aleaciones de aluminio, y la macroestructura del cordón tiene marcada influencia sobre la susceptibilidad, los trabajos realizados revelan que tanto una estructura columnar como una de tipo axial pueden conducir a la fisuración a lo largo del eje del cordón (30).

La experiencia recogida, así como la información recopilada respecto a la soldabilidad de aleaciones de aluminio se volcó en un "Manual de Soldadura de Aluminio"(31).

En el campo del zirconio y sus aleaciones se estudiaron las microestructuras obtenidas en la unión de tubos a tapones de elementos combustibles, efectuados por soldadura TIG(32).

III - NORMALIZACION - FORMACION DE RECURSOS HUMANOS.

Ciertas instalaciones con un grado importante de compromiso tecnológico y de los más diversos tipos (nuclear, petroquímica, naval, aeronáutico, etc.), requieren, fundamentalmente para la protección de las personas y del medio ambiente, un alto grado de confiabilidad durante su vida útil. El logro de estos objetivos depende de que en sus etapas de diseño, construcción, puesta en marcha, operación y mantenimiento, se aplique correctamente la tecnología adecuada para los distintos componentes.

Las uniones soldadas son uno de los puntos más críticos en la mayoría de las construcciones soldadas; el diseño, las técnicas de ejecución, la metodología de inspección, supervisión, reparación y mantenimiento han alcanzado durante los últimos años un importante grado de complejidad, que implica un nivel de calidad determinado por códigos y normas.

Por otra parte, la soldadura es un proceso productivo que se caracteriza, entre otras cosas, por la inevitabilidad en mayor o menor grado, de ciertos defectos ligados a él; en consecuencia si se desea calidad en soldadura, se lo debe incorporar durante su realización. Nunca más acertada que en este caso la expresión que declara "La calidad se fabrica con el producto, y no se agrega con el control de calidad". Para alcanzar ese objetivo es necesario contar con personal con preparación y capacidad adecuada.

III.1. Sistema de Capacitación, Calificación y Certificación del Personal de Soldadura.

Los países que cuentan con un cierto grado de desarrollo tecnológico, han puesto en marcha programas de formación de recursos humanos en distintas áreas, entre ellos se encuentran los dirigidos al tema soldadura. Conjuntamente se desarrollaron distintos esquemas normativos que permiten la calificación del personal de soldadura.

Los antecedentes en nuestro país en el área soldadura han demostrado que trabajar bajo distintas normas internacionales plantea requerimientos y criterios de evaluación diferentes para el personal involucrado. Además, a partir de la experiencia reunida en CNEA a través de la construcción de las Centrales Nucleares Atucha I° y Embalse, y otras instalaciones, donde se puso en evidencia la necesidad de contar con recursos humanos suficientes en calidad y cantidad, se fue gestando una corriente de opinión que tendió a impulsar la creación de un sistema nacional válido.

Este accionar se vio cristalizado en la Resolución 231/82 de CNEA que crea un sistema para la formación, calificación y certificación de personal de soldadura actuante en obras nucleares o de alto compromiso tecnológico.

Esta propuesta enfoca la actividad tanto en la acción normalizadora como en la educativa.

La acción normalizadora implica la elaboración de normas, especificaciones y recomendaciones que reglen las características técnicas, el perfil de conocimientos, la evaluación de esos conocimientos y de la capacidad técnica y la eventual calificación y certificación del personal en todos sus niveles: soldador, supervisor, técnico, ingeniero en soldadura, inspector de soldadura, instructor de soldadura. La acción educativa implica la confección de programas de estudio y la organización de cursos que permitan la formación sistemática de personal en cada uno de los niveles; esos cursos podrán ser de directa responsabilidad de CNEA o de terceros.

Para el logro de estos objetivos el sistema creado posee la siguiente estructura:

- a) Un Consejo de Dirección y Coordinación integrado por un representante de cada uno de los Organismos Principales de CNEA.

- Dirección Centrales Nucleares.
- Dirección Proyecto Agua Pesada.
- Dirección Suministros Nucleares.
- Dirección Radiaciones y Radioisótopos.
- Dirección Investigación y Desarrollo
- Dirección de Logística.
- Comité de Integración de la Industria Nuclear.

Sus funciones son:

Realizar la Organización y Procedimientos para el funcionamiento del sistema, normas operativas, de seguridad industrial y equipamiento para soldadura, programas de formación y capacitación de personal especializado en tareas de soldadura, normas para el funcionamiento de centros de capacitación calificación y certificación de personal especializado y efectuar la inspección y control del sistema.

- b) Un Consejo Asesor, que es el órgano constituido por el conjunto de entidades representativas de los distintos sectores externos a CNEA involucrados en el tema y cuya función es tanto dar su opinión como efectuar propuestas a instancias de sus representantes.

Participan en el mismo las siguientes entidades:

- I R A M - Instituto Argentino de Racionalización de Materiales.
- A A T N - Asociación Argentina de Tecnología Nuclear.
- A D O M - Asociación de Industriales Metalúrgicos.
- ENACE - Empresa Nacional de Centrales Eléctricas.
- INVAP -

- c) Un comité de Normalización, constituido por representantes de CNEA y del Consejo Asesor, que trata los temas relacionados con la normalización referente a la calificación y certificación de personal de soldadura, y cuyas funciones son elaborar propuestas de normas internas, especificaciones y recomendaciones.
- d) Un comité de formación y capacitación integrado en forma similar al anterior, cuyas funciones son elaborar propuestas de programas de formación y capacitación.
- e) Las entidades que se ocupan de la formación, capacitación y entrenamiento de personal de soldadura.
- f) Las entidades que se ocupan de la Calificación y Certificación de personal de soldadura.

- g) Los usuarios del personal formado y capacitado.
- Realizaciones en el área de Normalización, Calificación y Certificación de personal:

Desde su puesta en vigencia a mediados del año 1982 hasta la fecha, en el marco de este sistema se han efectuado una serie de acciones que se detallan a continuación:

- La Norma NS-001 "Habilitación y funcionamiento de Entes de Calificación de Soldadores y Operadores de Soldadura", que introduce en el mercado nacional un elemento nuevo como la centralización y unificación de la calificación de soldadores a través de la auditoría de Entes calificadoros y que será próximamente puesta en vigencia.

- La propuesta de Norma de Calificación y Certificación de Inspectores de Soldadura, que al momento actual se encuentra en trámite de discusión en el Consejo Asesor del Sistema.

- La Calificación y Certificación de soldadores y operadores de soldadura en distintas empresas proveedoras de Atucha II; con alrededor de 400 calificaciones y recalificaciones efectuadas hasta la fecha.

III.2. Formación de Recursos Humanos.

La formación de recursos humanos ha constituido una de las actividades a las cuales se le ha prestado especial atención. En los últimos nueve años se han dictado más de 700 horas de clases en cursos y seminarios.

En 1977 se propuso y organizó el Primer Congreso Argentino de Soldadura; el mismo tuvo su continuidad en tres congresos posteriores constituyendo los mismos un foro adecuado para la presentación y discusión de trabajos, ya que participan activamente en los mismos no sólo instituciones y empresas locales, sino el resto de Latinoamérica.

En 1980, se participó en la Organización del VI° Seminario Postdoctoral en Soldadura OEA-CNEA.

Anualmente se dicta el módulo de Soldadura dentro del Ciclo de Especialización del Curso de Metalurgia y Tecnología de Materiales (Gerencia de Desarrollo - CNEA).

En 1981, se propuso la realización del Primer Curso de Tecnología de Soldadura para ingenieros IAS-CNEA, de 350 horas de duración. A partir de entonces se han dictado dos cursos mas, el último con el auspicio conjunto de IAS-CNEA y UBA.

Al curso asisten profesionales de diferentes empresas del país estando a cargo de personal de la DTS la coordinación del mismo por parte de CNEA, así como el dictado de varias materias del curso.

En 1983 se dictó el Primer Curso de Inspección en Soldadura, que será reiterado en el presente año.

Estos últimos cinco eventos se han desarrollado en el marco del sistema descripto en el punto III.1.

En el marco del Protocolo N°1 CNEA-CNEN (Comisión Nacional de Energía Atómica de Brasil) desde 1982 se participa en el Curso de Tecnología de Soldadura organizado por la Universidad Federal de Santa Caterina- Florianópolis.

Se han dictado cursos y seminarios en distintas instituciones del país (SOMISA, UTN, Regionales Bahía Blanca, Córdoba, Concepción del Uruguay, Rosario, Universidad Nacional del Centro) y de otros países latinoamericanos (U.A.S.L.P., San Luis Potosí - México, Universidad Técnica Santa María, Valparaiso - Chile).

IV - INTERACCIONES CON OTRAS ENTIDADES.

Las tareas de Investigación y Desarrollo cuentan con el apoyo de los siguientes proyectos:

- Proyecto de Tecnología de Soldadura SECyT - CNEA.
- Proyecto Multinacional de Tecnología de Materiales.
- Proyecto Especial de la OEA Investigación y Desarrollo de Procesos Metalúrgicos.

En el marco de estos proyectos es factible la interacción a través de algunos trabajos en común con otras instituciones tales como: LEMIT - Universidad Nacional de Mar del Plata y con empresas privadas fabricantes de consumibles.

Se participa activamente de las distintas comisiones de trabajo que en el área de Soldadura posee el IAS (Instituto Argentino de Siderurgia), lo cual permite un fluido contacto con el Instituto Internacional de Soldadura, vía el envío y recepción de trabajos.

En el marco del Protocolo N°1 CNEA-CNEN se interactúa con el Lab. Solda de la U.F. de Santa Catalina.

V - INGENIERIA DE SOLDADURA.

Las tareas desarrolladas en el área incluyen el asesoramiento técnico en lo referente a análisis de especificaciones y procedimientos de soldadura, evaluación de ensayos, análisis de fallas, etc. Los requerimientos provienen tanto de distintos sectores de la casa (Proyectos Agua Pesada, Proyecto Loop Alta Presión, Proyectos RA-6 y RA-7, Proyectos CNA II/Enace), como de empresas privadas y estatales.

REFERENCIA BIBLIOGRAFICAS.

- 1 - J. Esperón y colab Estudio Comparativo de la Soldadura realizada por Arco Sumergido y Electroescoria.
Primer Congreso Argentino de Soldadura, Bs.As. - 1978
- 2 - J. Esperón, B. Kurcbart, M. Solari: "Estudio Comparativo de la Soldadura de aceros de bajo carbono realizados por el proceso de Arco Sumergido".
Segundo Congreso Argentino de Soldadura, Rosario - 1979.
- 3 - M. Solari, T. Perez y H. Biloni: "Origen and development of fusion welding macrostructures".
Documento del Inst. Int. de Soldadura IIA 41/81.
- 4 - M. Solari, T. Perez: "Efectos de la composición química del alambre sobre las propiedades del metal de soldadura en Arco Sumergido".
Anales IV° Congreso Latinoamericano y III° Congreso Argentino de Soldadura, Bs.As. , Noviembre - 1981.
- 5 - M. Solari, T. Perez, J. Esperón : " Diseño de las estructuras metalúrgicas del metal de Soldadura, Bs.As. - 1982.
- 6 - M. Solari, T. Perez, J. Esperón "Structural Analysis in Submerged Arc Weld Metals" 4th. International Conference on Welding Nuclear Engineering,.
Organizado por German Welding Society, Aachen, Noviembre-1982, Doc. IIW°/XII A 54/83.
- 7 - J. Esperón, A. Hey "Modificación en la morfología de las inclusiones por calentamiento a altas temperaturas"
Siderurgia, año 5 N° 20 - 1979.
- 8 - J. Esperón, A. Hey "Fracturas en aceros conteniendo inclusiones de morfología alterada por tratamientos térmicos a temperaturas elevadas"
Memorias del simposio Int. sobre Propiedades de los Materiales, Academia Nacional de Ciencia, Córdoba, Nov. - 1979.
- 9 - "Posibilidades de evaluación de la susceptibilidad al desgarramiento laminar: J. Esperón y A. Hey.
Memorias del 2° Congreso Argentino de Soldadura, Rosario, Noviembre - 1979.
- 10 - J.P. Esperón y A. Hey - "Ensayo de tracción transversal en laminados planos de bajo espesor"
VII° Seminario de Laminación del Instituto Argentino de Siderurgia, Mar del Plata, Diciembre - 1979. Siderurgia 6, (23), pag. 80.
- 11 - J.P. Esperón y A. Hey. Ensayo de tracción transversal para la caracterización de aceros laminados.
VIII° Jornadas Metalúrgicas Argentinas y II° Latinoamericanos. SAM, mayo - 1984 - Buenos Aires.

- 12 - J.P.Esperón, A. Hey y J. Moy Vargas. "Incidencia del envejecimiento dinámico sobre las propiedades transversales en aceros estructurales soldados"
Anales IV^o Congreso Latinoamericano / III^o Congreso Argentino de Soldadura. Buenos Aires, Noviembre - 1981 (IAS) Publicado en los Proceedings del Congreso.
- 13 - J.Esperón y A. Hey - "The influence of dynamic strain aging on the through thickness ductility of weldable steels" - IV^o International Symposium Japan Welding Society, Noviembre - 1982.
- 14 - D. Abson y R. Dolby - "A scheme for the quantitative description of ferritic weld metal microstructures."
Doc IIW IX J 29-80
- 15 - R. Pargeter - "Quantification of ferritic weld metal microstructures" Results of an international exercise - Doc. IIW IX J - 37-80
- 16 - R. Pargeter - "Quantification of weld metal microstructures" Results of a second International exercise.
Doc IIW IX J - 63 -82.
- 17 - R. Pargenter - "Quantification of ferritic steel weld metal microstructures" Seminary report following three international exercise -
Doc. IIW IX J - 88- 84.
- 18 - R.Flores, T. Perez, J. Esperón , M. Solari - "Efecto de las pasadas de revenido en soldaduras de aceros de alta resistencia.
Presentado en las VIII^o Jornadas Metalúrgicas y II^o Latinoamericanas Organizadas por S A M - 1984.
- 19 - J. Morgenfeld y M.Solari y J. Ovejero García. "Metallographic sulphur determination by SEM in austenitic stainless steel weld metal. Aceptado para publicación en Welding Journal - 1980.
- 20 - J.Morgenfeld, M. Solari -" Origenes y morfología de la ferrita delta en aceros inoxidable austeníticos.
Presentado en el VI^o Encuentro Nacional sobre Tecnología de Soldagem, Salvador, Brasil, Octubre 1980. Reunión AFA Bariloche, Nov. 1980.
- 21 - J. Morgenfeld , M. Solari y J. Ovejero García. " Sulphur redistribution in austenitic stainless steel weld metal".
Presentado en la 62nd. Annual Meeting American Welding Society, Cleveland, U S A, Abirl 1981. Propuesto para su publicación en el Welding Journal.
- 22 - J.Morgenfeld, J. Ovejero, M. Solari y H.Biloni. "El rol del modo de solidificación en la fisuración en caliente de aceros inoxidable austeníticos"
Anales IV^o Congreso Latinoamericano/III^o Congreso Argentino de Soldadura , Buenos Aires, Nov. 1981.
- 23 - E. Moreiras, M. Solari, H. Biloni y J. Morgenfeld. "Efecto de los parámetros de soldadura sobre el modo de solidificación en soldadura TIG de aceros inoxidable austeníticos"
Presentado en el IV^o Congreso Argentino de Soldadura, Buenos Aires,

- 23-25 noviembre 1982. Publicado en los Proceedings del Congreso.
- 24 - J.Morgenfeld, T. Perez y M. Solari " Los nuevos aceros inoxidables ferríticos de extra bajos intersticiales y su soldadura"
Publicado en los anales del V^o Congreso Latinoamericano y II^o Congreso Nacional de Soldadura, Chile - 1983.
- 25 - T. Perez, J. Morgenfeld y M. Solari. "La soldadura de aceros inoxidables ferríticos de extra bajos intersticiales y su susceptibilidad al daño por hidrógeno"
Presentado en las VIII^o Jornadas Metalúrgicas y II^o Latinoamericanas organizadas por la SAM - 1984.
- 26 - T.E.Perez, M. Solari y J. Ovejero García " Hydrogen induced cracking in austenitic stainless steel weld metals".
Presentado en Miami International Symposium on Metal Hydrogen Systems, U S A , abril - 1981. Publicado en los proceedings del Congreso.
- 27 - T.E. Perez y J. Ovejero García. " Direct observation of hydrogen evolution in the microscope scale"
Scripta Metallurgica, febrero - 1982.
- 28 - T.E.Perez, A. Funes y J. Ovejero García "Influence of a ferrite weld metal content on Hydrogen embrittlement"
Presentado en Ghird International Congress on Hydrogen and Materials. 7-11 junio - 1982, Paris. Publicado en los Proceedings del Congreso.
- 29 - T.E.Perez, J. Ovejero García. "Localisation microstructural de l'Hydrogene cathodique dans les aciers inoxydables austenitiques"
Presentado en le Third International Congress on Hydrogen and Materials. 7-11 junio 1982 - Paris. Publicado en los Proceedings del Congreso.
- 30 - M.E. Saggese, M. Solari y H. Biloni. " The influence of the welding on aluminium hot cracking"
Publicado en Welding and Metal Fabrication, Vol. 49 N^o 7, septiem. 1980.
- 31 - H. Biloni, T.E. Perez , M.E. Saggese y M. Solari. "Manual de soldadura de aluminio"
Publicado por ALUAR - 2^o Simposio Internacional sobre Tecnología del Aluminio , Buenos Aires - Agosto 1981.
- 32 - T.E. Perez, M. E. Saggese. "Welding Structures in Gas Tungsten Arc-Welded Zircaloy-4" Metallography 15:43-52 - 1982.

PROYECTOS DE TECNOLOGIA DE LA SOLDADURA: UN INFORME DE PROGRESO.

L.A. de Vedia -(CIC - INTEMA)

H.Biloni (LEMIT - CIC)

RESUMEN

En oportunidad del Ier. Encuentro Latinoamericano de Metalurgia, desarrollado en la ciudad de Cartagena, Colombia, en el mes de septiembre de 1983 bajo el auspicio de la Organización de Estados Americanos, fue presentado un trabajo(1), que contenía los aspectos institucionales y descriptivos de los Proyectos sobre Soldadura de Aceros Inoxidables y de Desarrollo de Tecnología para la Formulación y Fabricación de Consumibles para Soldadura.

La fecha de puesta en marcha de estos proyectos en el marco del Proyecto Especial de Investigación y Desarrollo en Procesos Metalúrgicos de la OEA, puede estimarse como marzo de 1983. En el primero de ellos, es decir el que se refiere a la Soldadura de Aceros Inoxidables, participan instituciones de Argentina, Brasil, Chile y Colombia, mientras que en relación al Proyecto sobre Desarrollo de Tecnología de Consumibles, las instituciones intervinientes que corresponden a Argentina son: el LEMIT, de la Comisión de Investigaciones Científicas de la Provincia de Buenos Aires, la Gerencia de Investigación y Desarrollo de la CNEA, y el INTEMA dependiente del CONICET y de la Universidad Nacional de Mar del Plata..

Este último proyecto se refiere específicamente al desarrollo de electrodos de fabricación nacional y cuenta como contrapartida industrial a la empresa CONARCO ALAMBRES Y SOLDADURAS S.A., principal productora argentina de consumibles para soldadura.

Transcurridos casi dieciocho meses desde el comienzo formal de las actividades de los mencionados proyectos, se procura en el presente documento brindar una descripción sumaria de las acciones mas significativas llevadas a cabo en Argentina, así como algunos de los resultados mas relevantes logrados como consecuencia del desarrollo de aquellas.

SOLDADURA DE ACEROS INOXIDABLES

Los trabajos realizados en la Argentina sobre este tema se refieren a dos aspectos particulares que son: el rol del modo de solidificación en la fisuración en caliente de aceros inoxidables austeníticos, el estudio de las características microestructurales de los aceros inoxidables ferríticos de bajo contenido de intersticiales.

Con relación al tema mencionado en primer término, múltiples expresencias demuestran que la presencia de ciertas cantidades de ferrita delta disminuye en forma notable la susceptibilidad a la fisuración en caliente de los aceros inoxidables austeníticos. El contenido de ferrita delta en el cordón soldado suele calcularse mediante el empleo del diagrama Schaeffler-Delong, en el que la composición química es el único factor determinante del contenido de ferrita delta retenida a temperatura ambiente. A través de la utilización de este diagrama se intenta generalmente verificar la existencia de un rango necesario de ferrita delta (entre un 4% y un 10% en volumen) en el cual el límite superior está fijado por la susceptibilidad a la corrosión y por la aparición de la fase sigma durante el servicio a altas temperaturas. Aunque útil en la práctica, las limitaciones del Diagrama de Schaeffler-Delong han sido puestas de manifiesto por varios autores: Delong ha demostrado que el contenido de ferrita delta no queda totalmente determinado por aquel sino que es fuertemente dependiente del proceso de solidificación.

Trabajos de Morgenfeld et al (2), (3), mediante la aplicación de la técnica de microimpresión Baumann, susceptible de determinar con gran precisión la distribución de azufre, han demostrado que los aceros inoxidables que solidifican con ferrita delta como fase primaria exhiben una distribución de azufre mas uniforme que a aquellos que solidifican con austenita como fase primaria, en cuyo caso el azufre aparece fuertemente segregado en las regiones interdendríticas. Esta redistribución de azufre durante la solidificación permitió comprobar predicciones realizadas por Cieslack y Savage (4) y explicar la razón por la cual aceros inoxidables en los que la ferrita es la fase primaria (y por lo tanto intradendrítica) son menos susceptibles a la fisuración en caliente que aquellos en los cuales la ferrita es la fase terminal (interdendrítica), aún cuando ambos tengan el mismo número de ferrita.

En el área de los aceros inoxidables ferríticos de extra bajos intersticiales, actualmente se estudia la susceptibilidad al daño por hidrógeno en el servicio. En éste sentido, los primeros resultados obtenidos mediante el método de carga catódica en medio sulfúrico, han permitido evaluar la pérdida de resistencia mecánica y ductilidad que por efecto del hidrógeno experimentan uniones soldadas con el proceso TIG (5).

Los elementos microestructurales de la soldadura de los aceros inoxidables ha sido también objeto de estudio y en base a una clasificación propuesta (6) que los divide en a) austenita poligonal, b) austenita en borde de célula, c) austenita Widmannstätten d) ferrita delta interdendrítica y e) ferrita delta intradendrítica, pudo evaluarse la influencia de las pasadas sucesivas y de los parámetros de soldaduras sobre la distribución de microconstituyentes de la zona termicamente afectada por cada pasada.

En este estudio se emplearon aceros inoxidable austeníticos del tipo AISI 304, 307, 310, 316, 316L y 347 y aleaciones experimentales soldadas mediante procesos TIG sin aporte y electrodo revestido manual. Pudo observarse un apreciable cambio en la morfología de la ferrita delta por efecto de las pasadas sucesivas y en laguna de las aleaciones (AISI 347) se detectó un cambio en el modo de solidificación al variar el calor aportado. En efecto, aumentando la velocidad de soldadura el modo de solidificación austenítico característico de esta aleación se transformó el ferrítico, lo que puede tener implicancias importantes en cuanto a la susceptibilidad a la fisuración en caliente de este tipo de aceros (7).

DESARROLLO DE CONSUMIBLES

El desarrollo de consumibles nacionales para soldadura constituye el objetivo de uno de los proyectos referidos. El trabajo realizado hasta ahora se ha orientado según dos líneas directrices que son: a) desarrollo de electrodos revestidos para la soldadura manual de aceros de baja aleación y alta resistencia, y b) desarrollo de electrodos tubulares para las soldaduras de aceros estructurales al C-Mn y de baja aleación.

Dentro del programa de trabajo correspondiente al desarrollo de electrodos revestidos, se ha encarado el estudio sistemático de influencia de elementos de aleación sobre las propiedades mecánicas de los depósitos. En este aspecto se han logrado progresos significativos habiéndose completado un estudio sobre la influencia del silicio sobre la resistencia a la tracción y fractotendidad de uniones soldadas con electrodos tipo AWS E8010-C₁. Como consecuencia de este estudio se concluyó que con este tipo de electrodos, la combinación óptima de resistencia y tenacidad para un rango amplio de temperaturas puede obtenerse con un contenido de 0.3%. Si en el metal depositado, tanto en la condición "as welded" como relevado de tensiones (8). El mismo trabajo permitió comprobar que en el rango de temperaturas de transición un aumento del tenor de silicio por encima de 0.3% produce un incremento en la temperatura de transición correspondiente a 100 J y reduce drásticamente la tenacidad a la fractura.

Dentro del proyecto de desarrollo de consumibles también se han realizado estudios tendientes a establecer la significación que algunos fenómenos mecánico metalúrgicos que ocurren en la zona a raíz del cordón durante la soldadura tienen sobre las propiedades mecánicas de las uniones.

En este sentido, los trabajos de Otegui et al (9), (10) y Herrera et al (11) han contribuido a poner de relieve el rol que el envejecimiento dinámico tiene sobre la degradación de la fractotendidad de soldaduras multipasada bajo distintas condiciones de resquebrajamiento externa.

En lo que hace a electrodos tubulares, el trabajo se orienta hacia el desarrollo de alambres para la soldadura de aceros de alta resistencia para la soldadura de aceros de baja aleación y hacia el desarrollo de electrodos tubulares de arco abierto para la soldadura de aceros al C-Mn estructurales. Con referencia al primer aspecto, se han dado pasos concretos en la optimización de la formulación de un fundente para alambre tubular que deposita 2.5% de níquel, apto para la soldadura de aceros de hasta 80kg/mm^2 de resistencia con buenas propiedades fractomecánicas de la junta.(12),(13).

Finalmente, puede mencionarse que como beneficios marginales del desarrollo de ambos proyectos se han diseñado y construido equipos especiales tales como una máquina experimental para la soldadura automática con electrodo revestido(14) o una máquina para lograr la prefisuración por fatiga de probetas de flexión para ensayos fractomecánicos (15),(16) y se han desarrollado sistemas electrónicos para la adquisición de datos, con los correspondientes programas de computación.

- 1 - H. Biloni; L.A. de Vedia "Investigación en soldadura de aceros inoxidable y estructurales" 1er. Encuentro Latinoamericano de Metalurgia, Cartagena - Colombia, 1983.
- 2 - J.Morgenfeld; J.Ovejero García; M.J. Solari; H.Biloni "El rol del modo de solidificación en la fisuración en caliente de aceros inoxidable austeníticos" 3er. Congreso Argentino de Soldadura, Buenos Aires, 1981.
- 3 - J.Morgenfeld, M.Solari; J.Ovejero García "Technical Note: Metallographic Sulphur determination by SEM in austenitic stainless steel weld metal" Welding Journal, mayo 1983, p. 143-s.
- 4 - Cieslak, M.J.; Savage, W.F.; "Weldability and solidification phenomena of cast stainless steel" Welding Journal, 50(5) p.136-s -1980.
- 5 - T.Perez; J. Morgenfeld; M.Solari : "La soldadura de aceros inoxidable ferríticos de extra bajos intersticiales y su susceptibilidad al daño por hidrógeno" IIº Jornadas Latinoamericanas de la SAM, Buenos Aires, 1984.
- 6 - E.Moreiras; J.Morgenfeld; M. Solari; H,Biloni "Caracterización de elementos microestructurales en soldaduras de aceros inoxidable austeníticos" "Reunión Nacional de Física" AFA, 1983.
- 7 - E.Moreiras; J.Morgenfeld; M.Solari; H.Biloni "Los elementos microestructurales en soldaduras multipasadas de aceros inoxidable austeníticos" IIº Jornadas Latinoamericanas de la SAM, Buenos Aires - 1984.
- 8 - R.Herrera; L.A. de Vedia; R,Timerman; J.C.Gonzales "Influence of Si content on mechanical properties and microstructure of an AWS E8018 C₁ type electrode weld metal" International Conference on Fracture Prevention in Energy and Transport Systems; Ed. Engineering Materials Advisory Services Ltd., United Kindom, 1984.
- 9 - J.L.Otegui; G.Frontini; M.Heiland; L.A. de Vedia "Influence of dynamic strain ageign on nothc toughness of weld deposits" LatinAm. Journal of Metallurgy and Materials. v.3, N°1, 1983.
- 10 - J.L.Otegui; G.Frontini; M.Heiland; L.A. de Vedia " Influence of restraint on root region plastic strain and fracturr toughness of multipass F.C.A. welds:." Welding and Metal Fabrication, aceptado para publicación, 1984.
- 11 - R.Herrera; J.L.Otegui; L.A. de Vedia "Influence of restraint on fracture toughness of multipass M.M.A. weld deposits " LatinAm. Journal of Metallurgy and Materials, v.3, N°1-1983.
- 12 - J.C.Gonzales; L.A. de Vedia; H. Biloni "Tenacidad y microestructura en uniones soldadas con alambre tubular de

alta resistencia: V° Congreso Latinoamericano de Metalurgia, Valparaiso, Chile - 1983.

- 13 - J.C.Gonzalez; L.A. de Vedia; H.Biloni "Development of a gas shielded F.C.A. welding electrode for high toughness applications" a enviarse para publicación - 1984.
- 14 - R.C.Salas; M.A.Muñoz; J.Krzemien; L.A. de Vedia "Desarrollo de una máquina experimental para la soldadura automática con electrodo revestido" W° Congreso Argentino de Soldadura, Buenos Aires - 1984.
- 15 - R.A.Vega; D.Mejías; R.Herrera; J.L. Otegui; L.A. de Vedia " a simple machine for fatigue precracking bend specimens for fracture mechanics tests" Welding and Metal Fabrication, v.53 N° 8 , octubre 1983.
- 16 - J.L. Otegui; .EA.Stocchi; L.A. de Vedia " A simple method for fatigue precracking bend specimens for fracture mechanics tests" V° Congreso Latinoamericano de Soldadura, Valparaiso, Chile - 1983.

DESARROLLO TECNOLÓGICO DE LOS TRATAMIENTOS TERMOQUÍMICOS DE LOS ACEROS EN LA UNIVERSIDAD NACIONAL DE COLOMBIA

Coordinador : Ing. Alvaro Castro P.

Gracias a la colaboración de la O.E.A. y de COLCIENCIAS se ha venido desarrollando en la Sección de Metalurgia una investigación sobre Tratamientos Termoquímicos cuyos objetivos fundamentales son :

- 1) Consolidar un grupo de trabajo que permita desarrollar investigaciones en este campo.
- 2) Capacitar al personal que integra el grupo de investigadores.
- 3) Adaptar y crear la tecnología necesaria para diseñar y construir la mayoría de los equipos de laboratorio que requieren estas investigaciones.
- 4) Caracterizar cada uno de los equipos construidos.
- 5) Estudiar el comportamiento de las mezclas sólidas, líquidas y gaseosas empleadas en estos procesos.
- 6) Estudiar la influencia de las variables que regulan estos procesos sobre las propiedades de los aceros.
- 7) Asesorar a la industria metalmeccánica nacional en la solución de los problemas relacionados con el área.
- 8) Buscar la interacción con otros países.
- 9) Dar a conocer periódicamente el avance de las investigaciones.

A medida que avanza la investigación, se han venido cumpliendo los objetivos propuestos tal y como se presenta a continuación :

- 1- Se consolidó el grupo de trabajo el cual está integrado por los ingenieros : Héctor Hernández, Luis Eduardo Cepeda y Alvaro Castro.
- 2- Los ingenieros Luis Eduardo Cepeda y Héctor Hernández asistieron al Curso Panamericano de Metalurgia realizado en México en los años 1979 y 1981.

Se asistió también al curso de Corrosión Bajo Tensión (Argentina) y al de Tratamientos Térmicos (Brasil).
- 3- Se diseñó y construyó un equipo para tratar térmicamente hasta 50 kilos de acero en baños de sal, éste equipo consta de transformador, sistemas de automatización y control , y horno de electrodos sumergidos.
- 4- Se concluyó el estudio relacionado con la cementación sólida el cual incluyó : Selección de las mezclas más adecuadas, influencia del tiempo y la temperatura de cementación sobre las propiedades mecánicas de aceros sometidos a estos procesos. Con base en esta investigación se presentó en el I Encuentro Latinoamericano de Metalurgia el trabajo titulado " Predicción de la profundidad total de capa cementada en acero al carbono ".
- 5- El ingeniero Alvaro Castro dictó un curso intensivo de Tratamientos Térmicos de Aceros del 10 al 14 de septiembre de 1984 en San Luis Potosí- México.

- 6- Se está presentando asesoría a la industria nacional en análisis de falla , especialmente en lo relacionado con engranajes. Los casos estudiados permitieron elaborar el trabajo titulado "Análisis metalográfico de fallas en engranajes cementados".

Actividades futuras

- Se continuará diseñando y construyendo equipo para tratamientos termoquímicos y se caracterizará cada uno de ellos para lograr las mejores condiciones de servicio.
- Se desarrollarán investigaciones sobre mezclas carburizantes y nitrurantes (sólidas, líquidas y gaseosas).
- Se intensificará en el estudio de la cementación de engranajes y su influencia en las propiedades mecánicas.
- Se prestará colaboración en el campo de los tratamientos termoquímicos a las instituciones nacionales e internacionales que lo requieran.
- Se continuará dando a conocer los resultados obtenidos en seminarios, cursos, etc., y publicando artículos en revistas especializadas.
- Se seguirá prestando asesoría a la industria en control de calidad, análisis de falla y selección de equipos.

MODELO FENOMENOLOGICO DEL DESGASTE DE BOLAS EN UN MOLINO ROTATORIO Y OPTIMIZACION DE CARGAS BALANCEADAS.

Sr. Jorge Menacho *

Prof. Dr. Fernando Concha **

Los primeros estudios que relacionan el consumo de acero en molinos rotatorios con el tamaño de los medios de molienda y el resultado de la operación datan de la década de 1940. Los trabajos se pueden agrupar en aquellos que investigan la relación entre el desgaste de las bolas de un molino y el tamaño de éstas y aquellos que tratan de relacionar el tamaño de los medios de molienda y el tamaño de las partículas del mineral producto de la molienda. Aun cuando hay coincidencia entre los autores de la forma de las funciones que relacionan las variables anteriores no existe una teoría general rigurosa que explique los fenómenos mencionados y que permita optimizar el rendimiento energético de un molino. Este es el objetivo del trabajo aquí presentado.

Utilizando la versión macroscópica del balance de poblaciones se obtuvo la siguiente ecuación general que describe la evolución del número y tamaño de bolas en un molino rotatorio:

$$\frac{\partial N(d,t)}{\partial t} + \frac{\partial}{\partial d} (N(d,t)g(d)) = \phi_1(d,t) - \phi_0(d,t) \quad (1)$$

donde $N(d,t)d(d)$ representa el número de bolas de tamaño entre d y $d+d(d)$ en el molino en el tiempo t , g es la velocidad de desgaste de una bola de tamaño d , $\phi_1(d,t)d(d)$ y $\phi_0(d,t)d(d)$ representan el número de bolas de tamaño entre d y $d+d(d)$, por unidad de tiempo que entran y salen del molino respectivamente.

Con base en evidencia experimental se puede estipular que el parámetro g es una constante y que tanto la carga como descarga de bolas al molino pueden ser representadas por funciones delta de Dirac, tal que el modelo final resulta $d_0 < d < d_M$:

$$\frac{\partial N(d,t)}{\partial t} + \frac{\partial N(d,t)}{\partial d} = \phi_1 \sum_{k=1}^p f_0(d) \delta(d_k - d) \quad (2)$$

* Centro de Investigaciones Minera y Metalúrgica CIMM, candidato a doctorado Universidad de Concepción.

** Departamento de Ingeniería Metalúrgica, Universidad de Concepción.

donde d_0 es el tamaño de las bolas rechazadas por el molino, d_M el tamaño máximo de bolas inicialmente presente o cargado al molino y $f_0(d)$ es la función frecuencia relativa.

la solución general de (2) para casos de importancia industrial es:

$$N(d,t) = N_0(d-qt) + \sum_{k=1}^p N_1(d_k) [U(d_k + qt - d)]$$

donde U es la función escalón y $N_1 = \phi_1 f_0(d_k) / q$

Utilizando esta expresión para calcular la distribución de bolas en el estado estacionario para un determinado procedimiento de recarga se puede formular un algoritmo de optimización basado en la expresión:

$$\frac{\partial f_i}{\partial \hat{E}} = \frac{F_1}{P} [f_{i1} - f_i] - \frac{F_0}{P} [f_{i0} - f_i] - \sum_{k=1}^p [S_{ik}^E]^{m_k} f_i + \sum_{j=1}^{i-1} b_{ij} \prod_{k=1}^k [S_{jk}^E]^{m_k} f_j$$

donde f es la frecuencia relativa de partículas de mineral, F es el flujo de mineral al o del molino, P es la potencia del molino, S_{ik}^E es la velocidad específica de molienda de la partícula de tamaño x_i por las bolas de tamaño d_k , b_{ij} es la función fractura y los subíndices 1 y 0 representan la alimentación y descarga del molino.

El problema de optimización para una aplicación específica consiste en maximizar $\partial f_i / \partial \hat{E}$ sujeto a las restricciones:

$$\sum_{k=1}^k m_k = 1 \quad \text{para } 0 < m_k < 1.$$

PLANTA PILOTO PARA BENEFICIAR MINERALES
COMPLEJOS BOLIVIANOS

R E S U M E N

Por: Ing. Narciso Cardozo R.

Los minerales estañíferos bolivianos que se explotan desde principios del presente siglo y a medida que se van profundizando las labores mineras subterráneas, presentan una complejidad cada vez mayor, en mezclas íntimas de sulfuros simples y compuestos, que para ser beneficiados, requieren de nuevas tecnologías que son necesarias generar.

Con el indicado propósito, la Corporación Minera de Bolivia que participa en el Proyecto de Metalurgia Extractiva de la OEA, ha desarrollado investigaciones metalúrgicas en escala de laboratorio, con resultados de éxito técnico-económico muy alentadores.

Ahora y con la finalidad de verificar los parámetros metalúrgicos obtenidos en las pruebas de laboratorio, ha diseñado una planta piloto para proceso continuo, combinando procesos, gravimétricos, flotación, tostación, lixiviación, extracción por solventes, electroobtención, cianuración de metales nobles, precipitación y fundición.

El objetivo del presente trabajo, es demostrar la importancia que tendrá la planta piloto en la determinación de los parámetros metalúrgicos para cada nuevo mineral complejo, en base de los cuales se podrá diseñar el proyecto industrial para su subsiguiente implementación.

La Paz, agosto 10 de 1984.

COMPORTAMIENTO CICLICO DEL ZIRCALOY-4
A TEMPERATURAS ELEVADAS

A.F. ARMAS

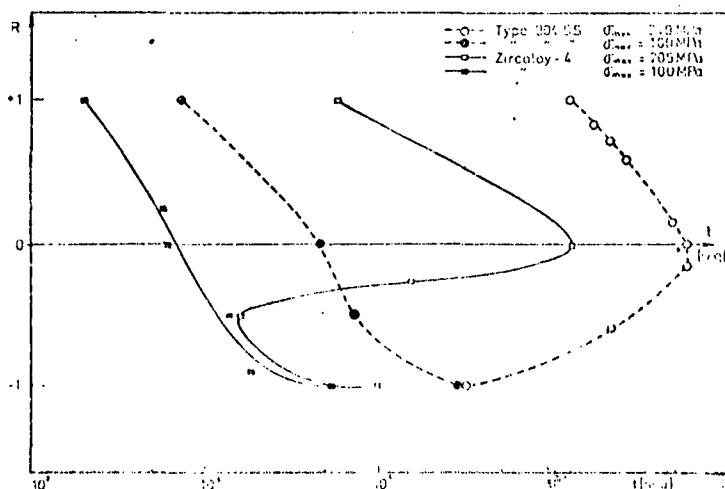
-

I. ALVAREZ

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

RESUMEN: Es sorprendente la escasez de información observada en la literatura sobre la fatiga de bajo número de ciclos en Zircaloy-4 en la región de 573 K a 873 K. En esta región de temperaturas, dentro de la cual tienen su temperatura de funcionamiento los reactores refrigerados por agua, han sido observadas anomalías en ensayos de tracción y de termofluencia. Dichas anomalías han sido atribuidas a fenómenos de envejecimiento por deformación. El objetivo de la presente investigación fue estudiar el comportamiento cíclico del Zircaloy-4 en esta región.

En una máquina para ensayos de fatiga de bajo número de ciclos se ensayaron probetas de Zircaloy-4 en condiciones de carga controlada y de deformación controlada. Los ensayos con carga controlada fueron realizados a 573 K y 873 K con valores diferentes de $R (= \sigma_{\min} / \sigma_{\max})$ pero con el mismo valor de σ_{\max} y velocidad de carga en cada temperatura. En el rango $0 < R < 1$ y en ambas temperaturas el material muestra un incremento del tiempo de vida con la disminución de la tensión media. En el rango $-1 < R < 0$ el comportamiento del tiempo de vida es dependiente de la temperatura. La figura muestra el comportamiento del Zircaloy-4 en ambas temperaturas y compara con los resultados obtenidos en acero inoxidable 304 a 823 K y 1073 K.



A 873 K se observa que la deformación media se activa por la tensión media de tal forma que, para $R=-1$, la falla por fatiga se alcanza antes que la falla por termofluencia cíclica. A 673 K se observa una aceleración cíclica para $R=-0.5$ en comparación con $R=0$ y $R=-1$. Este efecto es consistente con un modelo donde las paredes de celdas y las madejas de dislocaciones están siendo destruidas y reformadas continuamente.

Los ensayos con deformación controlada se realizaron en la misma región de temperaturas con un rango de deformación total del 1% y una velocidad de deformación de $2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$. El rango de tensión total en función de los ciclos del ensayo presenta endurecimiento cíclico en la región de 623 K - 773 K. En esta región se observa, asimismo, que la tensión máxima alcanzada en el lazo de histéresis es aproximadamente independiente de la temperatura y la velocidad de deformación. Estas probetas fueron analizadas mediante microscopía electrónica de transmisión y se observó una subestructura de celdas de dislocaciones. A temperaturas superiores el rango de tensión total permanecía aproximadamente constante desde los primeros ciclos hasta la fractura. A 873 K la subestructura predominante que se desarrollaba consistía en bandas de dislocaciones con el interior de las mismas casi limpio de dislocaciones. Se discuten los mecanismos que pueden ser responsables del comportamiento y de las estructuras observadas.-

EXPERIENCIAS EN LA FABRICACION DE FUNDICION VERMICULAR

* R. Gotelli
* S. Allende
** H. Biloni

* Laboratorio LEMIT.
** Director del Laboratorio LEMIT.

El adecuado tratamiento de las aleaciones terciarias Fe-C-Si ha conducido la fabricación de la funciones grises y nodulares que generan dos estructuras disímiles de grafito, laminar en la fundición gris y esferoidal en la fundición nodular, obteniendo un amplio rango de propiedades que permite su utilización en una gran variedad de piezas.

Dentro de estos casos extremos en cuanto se refiere a la morfología del grafito (eutéctico quasi-cooperativo y eutéctico diverciado), existen una serie de estructuras intermedias que dan origen a diversas nomenclaturas en la identificación del grafito. De allí la denominación de grafito "kish", "chunky", "coral", "vermicular", "explotado", etc.

Desde hace ya varios años la literatura muestra los intentos de fabricación del grafito vermicular o compacto como lo denominan algunos autores Estes y Schneidewind(1) en 1955, Volianik en 1967 (2) y Schelleng (3) en 1969 presentan sus experiencias de obtención del grafito vermicular con diversos procedimientos de fabricación. En general se trató de contrabalancear la acción nodulizante del Mg mediante el agregado de elementos perturbadores como el Ti o las tierras raras.

Las propiedades obtenidas por estos autores son concordantes en cuanto se trata de una aleación con resistencia a la rotura cercana a la fundición nodular ferrítica, con alargamiento del 2 al 6% y propiedades físicas que se asemejan a la fundición gris como su elevada conductibilidad térmica y baja contracción en la solidificación.

Al mismo tiempo que se desarrollan experiencias por encontrar una utilidad tecnológica a este nuevo tipo de fundición, se dan a conocer trabajos fundamentales que tratan de explicar los modos fundamentales de crecimiento de los varios tipos de morfología del grafito.

Morrogh y Willians(4) obtienen una significativa variación en la morfología del grafito con tierras raras, llamándole quasi-laminar. Lux y Grages(5) obtienen el grafito llamado "coral" como una forma intermedia entre el laminar y el esferoidal. En la era del

70 los trabajos fundamentales de Minkoff y Lux(6) y (7) y Thury (8), Evans y otros (9) y Munitz y Minkoff(10) amplían el conocimiento sobre el rol fundamental que juegan los elementos reactivos (Mg, Ca, Ce y REM) e impurezas (S) sobre la cinética de crecimiento del eutéctico Fe-Grafito.

En el Laboratorio LEMIT se han realizados experiencias para la obtención de este tipo de fundición, mediante varias técnicas de fabricación, utilizando un horno a inducción y que oportunamente fueron dadas a conocer(Gotelli, Allende y Biloni)(11).

La continuación de esta línea de desarrollo se orientó hacia la fabricación de fundición vermicular con materia prima de elevado tenor de S, y bajas temperaturas de colada, experiencias que tienen por objeto lograr dicha aleación en hornos cubilotes. Paralelamente se ha experimentado y puesto a punto un método de ataque para la observación del grafito en SEM (Pedreira, Vettere y Allende)(12), técnica que permitirá efectuar contribuciones a los estudios fundamentales de la cinética de transformación del eutéctico Fe-Grafito y los mecanismos de formación, fundamentalmente del grafito vermicular.

El desarrollo futuro del tema tendrá como objeto:

- 1) Estudio de una aleación vermiculizante que reemplace a las utilizadas hasta el momento de origen importado. La aleación tendrá que ser sencilla, de fácil fabricación, que no intervenga el elemento Mg y que posea un amplio espectro de rendimiento para producir grafito vermicular.
- 2) Determinación de curvas de templabilidad de fundiciones vermiculares aleadas al Cu Mn y Cr-Ni-Mo.
- 3) Estudios comparativos fractomecánicos entre fundiciones grises, vermiculares y nodulares.

La utilización mas concreta de este tipo de fundición se da en la fabricación de lingoteras, por su excelente resistencia mecánica y buena conductibilidad térmica que permiten que pueda reemplazar a las fundiciones grises comunes utilizadas en la actualidad. En algunas industrias se ha procedido a reemplazar piezas tradicionalmente fabricadas en fundición gris o nodular por fundición vermicular.

B I B L I O G R A F I A

- 1) J.W. Estes y R. Schneidewind. Trans AFS, 63, 1955 p.541
- 2) N.Volianik. Fonderie.nº255. mayo 1967, p. 181.
- 3) R.D.Shelleng. Fonderie,nº 277, abril 1969. p.205
- 4) H Morrogh y W. Willians. J.Iron Steel Inst.,158,306 - 1948
- 5) B. Lux y M.Grages. Pract.Metallogr. 5,123,1968 -
Pract.Metallogr. 6,530 - 1969
- 6) I.Minkoff y B.Lux. The Metallurgy of Cas.Iron.
Georgi Publ. Co. Switzerland - 1975.
- 7) B.Lux, I. Minkoff, F. Mollard y E.Thury, The Metallurgy
of Cast. Iron Georgi Publ.Co. Switzerland/1975.
- 8) W. Thury AFS. Cst Metals Res.J. 6,163 - 1970.
- 9) E.Evans, J.Dawson y M.Lalich. Trans AFS, 84,215 - 1976.
- 10) A.Munitz y I. Minkoff, Inc. Foundty Congress, Budapest Con
gress Papers 45 th, Paper 32 - 1978.
- 11) R. Gotelli, A.Allende y H.Biloni. Jornadas de Metalurgia-1982.
- 12) M.Pedreira, V.Vetere y S.Allende-Jornadas de Metalurgia -1984.

Actividades realizadas en

Propiedades mecánicas de metales y aleaciones.

Francisco Povolo - CNEA - CAC

a) Formación de recursos humanos

Se implementaron grupos de investigación sobre este tema en el Departamento de Materiales de la Comisión Nacional de Energía Atómica, en el Departamento de Física de la Facultad de Ciencias e Ingeniería de la Universidad de Rosario y en la Facultad Regional San Nicolás de la Universidad Tecnológica Nacional. Se dictaron cursos de nivel de posgrado sobre teoría de defectos y propiedades mecánicas de materiales y se realizaron varios trabajos de Tesis de Licenciatura y Doctorales sobre el tema.

b) Trabajos de investigación realizados.

Se efectuaron trabajos de investigación en termofluencia, relajación de tensiones, tracción, propiedades elásticas y propiedades anelásticas de Circonio, Titanio, Níquel, aleaciones de circonio, aceros inoxidable, aceros especiales Inconel 718 y aleaciones de Cobre-Oro. Se hicieron aportes importantes sobre el tema relacionados con la interpretación de datos de termofluencia y de relajación de tensiones y la interacción entre ambos procesos. Particularmente, en los que respecta a termofluencia se interpretaron los datos obtenidos de un modo totalmente nuevo en la literatura.

En lo referente a propiedades elásticas y anelásticas de metales y aleaciones y se hicieron varios trabajos teóricos, relacionados con la interpretación correcta de los resultados experimentales y precisión de conceptos básicos desde el punto de vista teórico, se hicieron trabajos totalmente originales y fundamentales sobre conceptos de ecuaciones de estado en general y en particular, sobre ecuaciones mecánicas de estado.

Finalmente, el esfuerzo realizado se refleja en los 58 trabajos publicados en el período, en revistas de nivel internacional.

c) Asesoramiento a la Industria.

Debido a los recursos humanos formados y al equipamiento disponible, se ha podido satisfacer requerimientos de la industria local, tanto en ensayos de control de calidad como en problemas de desarrollo tecnológico.

d) Convenios Internacionales.

El nivel alcanzado ha permitido establecer un convenio de colaboración con la República Federal de Alemania, en el tema de las propiedades mecánicas de metales y aleaciones. Se ha obtenido equipamiento moderno mediante este convenio y se han intercambiado profesionales y técnicos.

- LA METALURGIA EN CORDOBA:

Un ejemplo de Apoyo Institucional.

Dr. Juan Caretti - IMAR - Universidad Nacional de Córdoba.

EXPERIENCIA DE LA COMISION NACIONAL DE ENERGIA ATOMICA
EN EL AREA DE LOS ENSAYOS NO DESTRUCTIVOS

Héctor ESPEJO
Departamento I N E N D
C N E A

Este trabajo tiene el exclusivo fin de efectuar una presentación de la tarea llevada a cabo en la Institución en el área de los Ensayos no Destructivos, verdadera disciplina tecnológica que tiene incidencia en el área nuclear y convencional.

La evolución que el tema ha tenido en el país permite afirmar que a través de trabajos de investigación, desarrollos y servicios se ha conseguido mejorar cualitativamente la competencia del personal involucrado en todas las tareas inherentes a inspección de materiales, componentes y sistemas en un gran número de industrias nacionales ligadas al área nuclear como así también en aquellas de gran complejidad tecnológica.

Se enfatiza en las tareas de normalización encargas, entrenamiento, perfeccionamiento, calificación y certificación de personal, servicios, etc.

Se señalan las actividades cumplidas en el marco de los proyectos internacionales en los que el Departamento participó y como así también en los de proyección futura.

- EVOLUCION DE PROPIEDADES FINALES CON LA REDUCCION EN LAMINACION
DE PALANQUILLA Y COLADO CONTINUA.

A. Saenz López - Universidad Nacional del Sur.

- LAS TRANSFORMACIONES MARTENSITICAS DE MEMORIA DE FORMA EN LATONES
INVOLUCRANDO FISICA Y METALURGIA.

Dr. M. Ahalers - Centro Atómico Bariloche - C N E A -

- DESARROLLO DE UNA TECNOLOGIA DE FABRICACION DE TUBOS DE ZIRCALLOY EN
LA C N E A: Capacidades necesarias y etapa cubierta. (*)

J.C. Almagro - Procesos Químicos.

(*) Ver página N° 120.

Efeito de cations metálicos no potencial zeta do
hiperstênio (1)

Carlos Eduardo Pereira (2)

Maria de Lourdes F.A.

da Silva (3)

Coordenador: Antônio Eduardo C. Peres (4)

A flotação de minerais sulfetados com coletores tio-compostos é prática industrial solidamente estabelecida. A grande maioria dos minerais de ganga associados a esses sulfetos são silicatos e carbonatos, cuja afinidade com compostos ionizáveis não-tio é também conhecida.

Silicatos e carbonatos são contaminações frequentes em concentrados de sulfetos produzidos via flotação, problema frequentemente atribuído à falta de liberação entre as diversas espécies minerais. Estudos mineralógicos criteriosos indicam que, em alguns casos, as partículas contaminantes estão presentes no concentrado livres e em faixas granulométricas em que o arraste mecânico não é crítico. Este fato sugere uma interação entre os minerais de ganga e coletores tio-compostos. Esta interação tem sido muito pouco investigada em todos os seus aspectos, merecendo portanto estudos a partir de seus pontos fundamentais.

O hiperstênio - $\text{FeMg}(\text{SiO}_3)_2$ - é um mineral de ganga abundante na maior jazida de sulfetos de cobre, calcopirita e bornita, em lavra no Brasil.

Medidas de potencial zeta em célula microeletroforética fornecem importantes informações quanto ao caráter eletrostático de interações mineral / coletor.

Na presente investigação foram efetuadas medidas de potencial zeta do hiperstênio puro e na presença de cátions Al^{3+} , Cu^{2+} , Fe^{2+} , Mg^{2+} e Ca^{2+} . Todas estas espécies alteram marcadamente o potencial zeta do mineral, cujo IEP original foi determinado entre pH 2,5 e 3.

A título de confirmação do efeito dos ions Fe^{2+} da rede cristalina , foram efetuadas medidas de potencial zeta com amostra de enstatita - $Mg_2 (SiO_3)_2$. A curva obtida foi essencialmente a mesma.

Os cations metálicos causaram alterações significativas no potencial zeta do hiperstênio , todos eles causando máximos positivos nas regiões de predominância dos primeiros hidroxocomplexos positivamente carregados.

Estes resultados , de caráter inédito , servirão de subsídio para investigações futuras , visando à interpretação dos mecanismos de interação entre silicatos e coletores tio-compostos.

- (1) Contribuição apresentada ao " II Encontro Latinoamericano de Metalurgia " ,
Buenos Aires , outubro , 1984.
- (2) Mestre em Engenharia Metalúrgica e de Minas ,
Professor da Fundação Gorceix da Universidade Federal de Ouro Preto .
- (3) Mestranda em Engenharia Metalúrgica e de Minas , UFMG.
- (4) Mestre , Ph.D. em Engenharia Mineral , Professor Adjunto do Departamento de Engenharia Metalúrgica da UFMG.

Endereço:

Departamento de Enga. Metalúrgica da UFMG
Rua Espirito Santo,35
30.000-Belo Horizonte, MG
Brasil
Telex:313109

TRATAMIENTO HIDROMETALURGICO DE
MINERALES CUPRIFEROS COLOMBIANOS

Investigadores Asociados

ING. ANTONIO SALINAS E.

ING. MARGARITA ROSA E.

ING. JORGE LONDOÑO E.

Coordinador del Proyecto

LUIS ALBERTO MEZA SAUCEDO

Ing. de Minas y Metalurgia, M. Sc.

CENTRO DE INVESTIGACION EN METALURGIA EXTRACTIVA - CIMEX

UNIVERSIDAD NACIONAL DE COLOMBIA

FACULTAD NACIONAL DE MINAS

PROYECTO ESPECIAL DE PROCESOS METALURGICOS

PROGRAMA REGIONAL DE DESARROLLO CIENTIFICO

Y TECNOLOGICO

ORGANIZACION DE ESTADOS AMERICANOS OEA - COLCIENCIAS

RESUMEN

El presente extracto corresponde a las investigaciones realizadas en el Centro de Investigación en Metalurgia, CIMEX de la Facultad Nacional de Minas de la Universidad Nacional de Colombia - Seccional Medellín, del Proyecto Especial del Cobre y Metales no-ferrosos financiado por O.E.A y el Fondo Colombiano de Investigaciones Científicas y Proyectos Especiales (COLCIENCIAS).

Los estudios se efectuaron con base a un mineral tipo masivo de 5% de Cu, 30% de Fe, 3,0 gr de Au/ton y 11 gr de Ag/ton, cuya composición mineralógica estimada es calcopirita, piritas, cuarzo y dolomita y los valores de Au y Ag asociados a los sulfuros metálicos. Este mineral procede de la Mina "El Roble" localizada en El Carmen de Atrato (Chocó) a unas 4 horas de la ciudad de Medellín.

Los procesos extractivos unitarios se efectuaron sobre el concentrado producido en una pequeña planta de la Mina cuyos tenores promedian 22% de Cu, 47% de Fe y 29% de S, insolubles, 3,0%. Las líneas de investigación ejecutadas son las siguientes:

- Tostación Convencional y No-Convencional de Concentrados de Calcopirita-Pirita en Horno de Lecho fijo tipo Herchoff. Los resultados obtenidos en la tostación convencional fueron satisfactorios, lográndose una extracción promedio de cobre del 98%. La variable más importante fue la temperatura en un rango entre 500°C, siguiendo en jerarquía la presión de aire en un rango entre 5,0 y 6 pulgadas de columna de agua. En la tostación no-Convencional se utilizó cal hidratada como aditivo para retener azufre lográndose una retención de azufre cercana al 80% y extracciones de cobre del 98%. Las variables más significativas del proceso fueron: cantidad de cal, entre el estequiométrico y un 20% en exceso; presión de aire, entre 4,8 y 5,6 pulgadas de columna de agua y temperatura entre 450 y 550°C.
- Lixiviación de las calcinas cupríferas. Durante la lixiviación de las calcinas se han obtenido siempre extracciones de Cu superiores a 90% dependiendo de la calidad del tostado y operando bajo las condiciones de 11% de ácido sulfúrico, 63 a 96°C, relación sólido-líquido de 1/5 sobre calcinas que promedian 16% Cu, 38% Fe, y 11,5% S, las soluciones cargadas normalmente contienen 40 gr/l de Cu y 7,5 gr/l de Fe.
- Extracción de Cu con Lix 64N. La extracción por solventes de Cu se ha realizado a partir de licores con 30 gr/l de Cu, 10 gr/l de Fe diluyéndolos hasta obtener 3,6 gr/l de Cu y 1,1 gr/l de Fe con Lix 64N en Kerosene como diluyente, relaciones acuoso/orgánico entre 0,25 - 1,25 y pH entre 0,75 - 3,75. Se empleó ácido sulfúrico del 98% como despojante alcanzándose niveles de extracción de Cu superiores al 97% y de Fe inferiores al 4% con eficiencias en el despojamiento mayores al 95%.

- Cementación de cobre sobre hierro. Con limaduras de hierro se ha realizado los estudios de cementación de cobre alcanzándose altas recuperaciones ($\geq 95\%$) y cementos con pureza mayor del 88%.
- Electro-obtención de cobre. Con los niveles de Fe (7,5 gr/l en promedio) mostrados por las soluciones cargadas indican que la electro-obtención puede trabajar adecuadamente. Las experimentaciones realizadas a escala de laboratorio así lo corroboran con la obtención de cátodos de 99,95% de Cu con condiciones variables entre 100 y 1000 amp/m², hierro de 0 a 30 gpl, cobre entre 15 - 60 gpl, ácido sulfúrico de 10 a 150 gpl y temperatura entre 30-65°C.
- Cristalización de sulfato cúprico. También con los licores cargados con 30 - 40 gpl de Cu y 5 - 10 gpl de Fe se han realizado estudios de cristalización de sulfato de Cu enahidratado, productos de bastante comercialización en Colombia.
- Cianuración de residuos de lixiviación ácida. Debido a los contenidos altos de Au y Ag de los residuos de la lixiviación de las calcinas cupríferas se experimentó el proceso de extracción de metales preciosos por cianuración con precipitación con polvo de Zn, lográndose extracciones de 88% de Au y 40% de Ag y precipitaciones de 95% de Au y 98% de Ag.
- Fabricación de Fungicidas. Colombia es un país de tradición agrícola, donde el café es el primer renglón de exportación. Ante la amenaza de la roya existe interés en la fabricación de fungicidas. Así, una de las investigaciones realizadas están en consonancia con la fabricación de Trihidroxicloruro de cobre por reducción de sulfato de cobre. El proceso consta de dos etapas una reducción en la cual se emplea el dióxido de azufre residual de un proceso de tostación para transformar sulfato de cobre en solución a cloruro cuproso, con participación de cloruro de sodio; la otra de oxidación, donde el cloruro cuproso se convierte a trihidroxicloruro de cobre por la acción del oxígeno.

Las líneas futuras de investigación constituyen la comprobación a nivel piloto de los procesos unitarios realizados hasta el momento, empezando con las pruebas de tostación en un horno de lecho fluidizado donado por el Gobierno Belga próximo a instalarse. Además, la realización de pruebas metalúrgicas al cobre profidítico localizado al sur de Colombia, en Mocoa, Putumayo. Proyecto que tiene grandes posibilidades de materializarse, el cual se constituiría en un importante polo de desarrollo para el país.

TRANSFORMACION DE FASE MARTENSITICA - EFECTOS Y APLICACIONES

Juan Carlos Bolcich.

Instituto "J. Balseiro" - Centro Atómico Bariloche.

En aleaciones metálicas, la transformación de fase martensítica puede producirse por disminución de temperatura, aplicación de tensiones o una combinación de ambos parámetros, dando lugar a interesantes propiedades asociadas como en endurecimiento mecánico, efectos pseudoelástico y de memoria y efecto TRIP.

Desde el año 1970, se han desarrollado en el Centro Atómico Bariloche trabajos de investigación en este tipo de transformación aplicados a latones, en particular Cu - Zn y Cu - Zn - Al. Con posterioridad a esa fecha hacia el año 1978, se comenzaron estudios vinculados a la transformación martensítica en aleaciones de Circonio, ampliándose actualmente por su similitud a aleaciones de Titanio.

El desarrollo de las aleaciones de Circonio se apoya en la evaluación crítica de diagramas de fase, criterios de estabilidad y coexistencia de fase metaestables.

En el trabajo, se emplean las teorías cristalográficas fenomenológicas más generalizadas sobre transformación martensítica. En particular, se ha analizado el sistema binario Zr - Nb en sus fases estables y metaestables como martensítica y omega, su dependencia con distintos tratamientos termomecánicos y con la composición, como así también la influencia de otros aleantes como el Aluminio. En el mismo sistema, se han determinado características de la transformación martensítica como plano de hábito tipo (334)₀, subestructura interna de maclas de dislocaciones dentro de las placas, ajuste del plano de hábito mediante cálculo cristalográfico usando la teoría WLR, resultando activas dislocaciones del tipo <c + a>.

En el aspecto experimental de los trabajos, se han construido equipos como para; la fundición de las muestras, hornos de tratamientos térmicos, medición de resistividad y dispositivo de deformación sobre la platina del microscopio óptico. Otros ensayos y observaciones se realizan en equipamientos como máquinas de deformación, microscopía óptica y microscopía electrónica de transmisión y de barrido.

Por su interés en tecnología nuclear, se busca en una aleación base Circonio, disponer de un material con alta tensión máxima de rotura y relativamente dúctil, habiéndose logrado en parte por medio del efecto TRIP en una aleación de Zr - Nb - Al. En este material se continúa este tipo de estudios, complementándose con mediciones de corrosión, llevándose a cabo algunas observaciones preliminares (CAC) y de creep por temperatura (kfk), mostrando la aleación una alta resistencia en esta propiedad.

En el grupo de latones, empleando monocristales de Cu - Zn - Al y por aplicación del efecto pseudoelástico, se lograron desarrollar dispositivos como sensor de temperatura y un conversor (motor) de energía térmica en mecánica a partir de fuentes de calor de baja diferencia de temperatura.

UTILIZAÇÃO DO NIÓBIO COMO ELEMENTO DE LIGA EM AÇOS RÁPIDO

Tibério Cescon - IPT-SP-Br.

O desenvolvimento de aços rápido esteve ligado não somente às exigências de melhor desempenho como também às dificuldades de suprimento de matérias-primas utilizadas em sua composição química.

A descoberta, a partir de 1960, de grandes jazidas de pirocloro do Brasil e do Canadá e o desenvolvimento de processos econômicos de extração do nióbio estimularam as pesquisas para o desenvolvimento de aços rápido contendo nióbio por ser esse elemento um importante formador de carbonetos estáveis de elevada dureza e, portanto, com possibilidade de proporcionar resistência ao desgaste em tais aços.

Os estudos efetuados no IPT foram iniciados com a substituição parcial de W e V por Nb no aço rápido convencional M2. Os resultados conduziram à formulação de uma liga com composição química otimizada dada por :

Fe-1,1C-3,0W-3,0Mo-2,0Nb-2,0V-0,15Ti (% em peso)

Esta liga atende às exigências da norma ASTM A 600 para a categoria "intermediate high speed steels". Contudo, uma vez que essa liga possui em sua microestrutura somente carbonetos do tipo MC, espera-se um melhor desempenho da mesma relativamente aos

demais aços dessa classe.

Serão apresentados os resultados obtidos para corrijas industriais (lingotes de 600 kg), estando em fase de ensaios brocas produzidas com esse aço rápido.

EFFECTO DE LA HISTORIA TERMICA Y MECANICA EN LA DEFORMACION DE LAS
ALEACIONES Zn-Al-Cu A TEMPERATURA AMBIENTE

G. Torres-Villaseñor, J. Negrete y L. Valdés
Instituto de Investigaciones en Materiales, UNAM
Apartado Postal 70-360
04510 México, D. F.

Aleaciones Zn-Al con composición eutectoide con contenidos de Cu de 0.6 y 2.2 y 70/p fueron tratadas - térmicamente y laminadas en caliente y en frío. Probetas para realizar pruebas de tensión fueron preparadas a partir de material antes de laminar y a diversos grados de laminación, después probadas en tensión variando la rapidez de deformación desde 10^{-4}seg^{-1} hasta 10^{-1}seg^{-1} . Se determinó que las muestras laminadas en frío presentaron reblandecimiento al ser laminadas y una gran ductilidad que alcanzó hasta el 180%. Este valor es 10 veces mayor a la deformación del eutectoide Zn-Al sin Cu. Los tratamientos térmicos usados fueron: enfriamiento en el horno desde 350°C , temple al aire y temple en agua helada. Las transformaciones de fase producidas por estos tratamientos fueron observadas por métodos dilatométricos y la microestructura resultante fue estudiada por microscopía electrónica por transmisión y por barrido. Las curvas ϵ vs. $\dot{\epsilon}$ sacadas a temperatura ambiente muestran un máximo en la ductilidad a la rapidez de 10^{-3}seg^{-1} , lo cual implica que el comportamiento de estas aleaciones a temperatura ambiente es semejante al presentado por las aleaciones Zn-Al a altas temperaturas ($\sim 200^{\circ}\text{C}$).

La pendiente de la curva $\sigma-\dot{\epsilon}$ es cercana a 0.34 en las muestras laminadas en frío y de 0.17 en las muestras laminadas en caliente. El resultado se interpreta en términos de la orientación preferencial que adquieren los granos al ser sometidos a laminación.

CAMPO ELECTROMAGNETICO Y GENERACION DE CALOR
EN LA FUSION DE METALES POR ELECTROESCORIA.

G. Sanchez Sarmiento* y E.E. Vicente**

* E N A C E S.A.

** Departamento de Materiales. -C N E A -

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

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

Por último, el modelo ha sido utilizado para presentar varios gráficos que muestran la dependencia de los grupos adimensionales característicos para diferentes configuraciones geométricas del sistema que dan información general valiosa. Los principales resultados de este estudio son: a) Los parámetros que

más influyen en la resistencia eléctrica son la distancia electrodo-pileta y la relación de secciones electrodo-molde. (Fig. 5.4.6.). La inmersión del electrodo en la escoria y la formación de una "piel" de escoria sólida (aislante) alrededor del electrodo sólo es importante para bajas relaciones de secciones-electrodo-molde. b) La mayor parte de la generación de calor tiene lugar en la inmediata vecindad del electrodo, particularmente en las puntas y aristas filosas. c) Se observan fuertes no-linealidades en la resistencia eléctrica de la escoria para electrodos de baja sección operando próximos a la superficie libre de la escoria.

1. G. Sanchez Sarmiento y E.E. Vicente: Publicación del Programa Multinacional de Tecnología de Materiales OEA-CNEA, 1983. CNEA-AC 30/83, PMTM/a-52
2. A. Mitchell y S. Joshi: Metall. Trans., 1973, Vol.4, pp. 631-642.
3. A.H. Dilawari y J. Szekely: Ironmaking and Steelmaking, 1977, Vol 5, pp. 308-312.

TABLA I

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

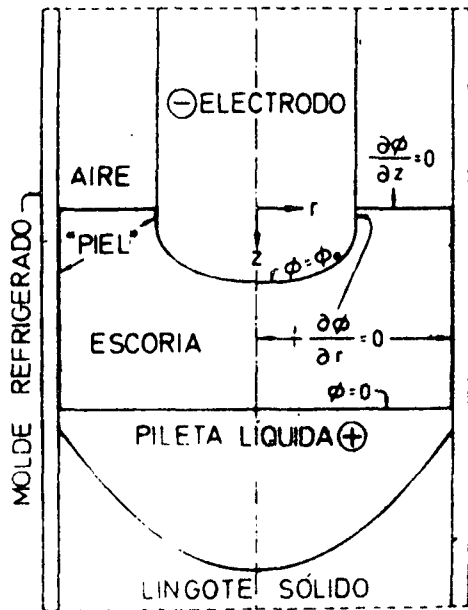


Fig. 5.4.1

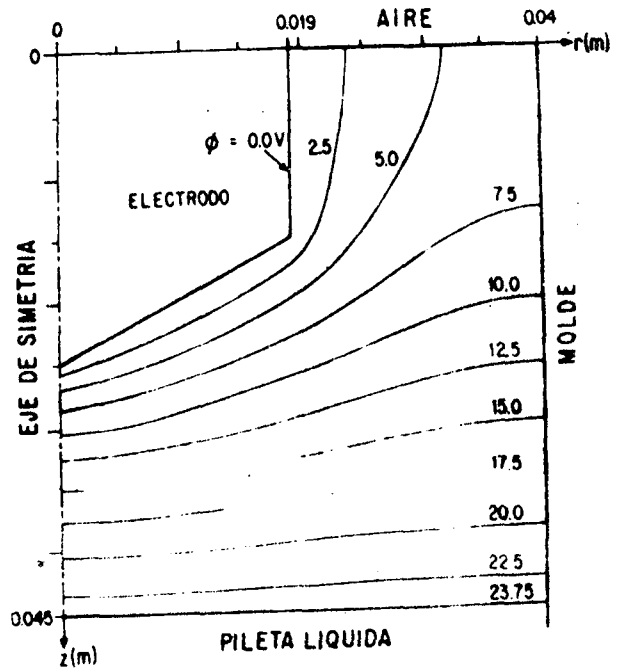


Fig. 5.4.2

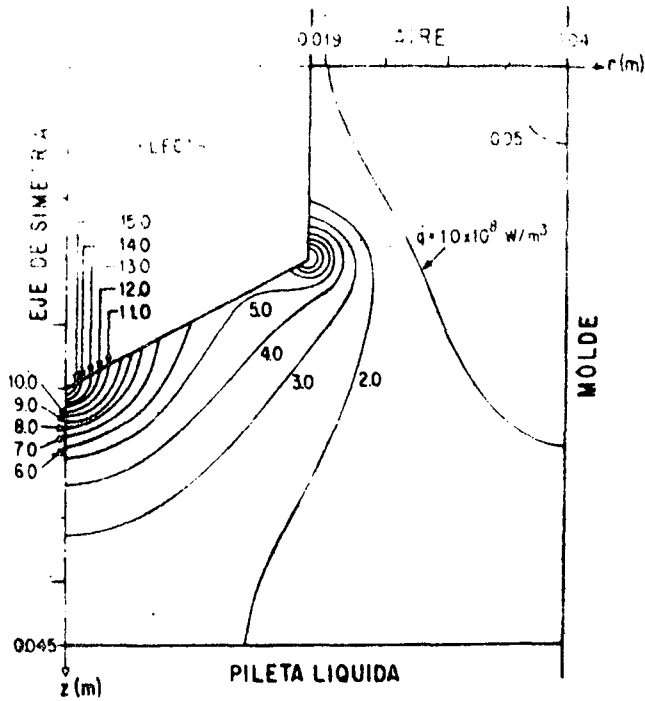


Fig. 5.4.3

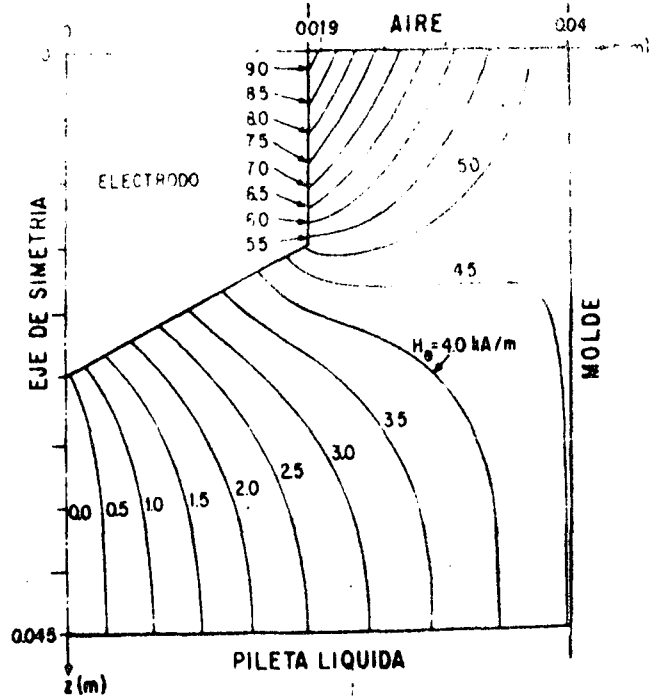
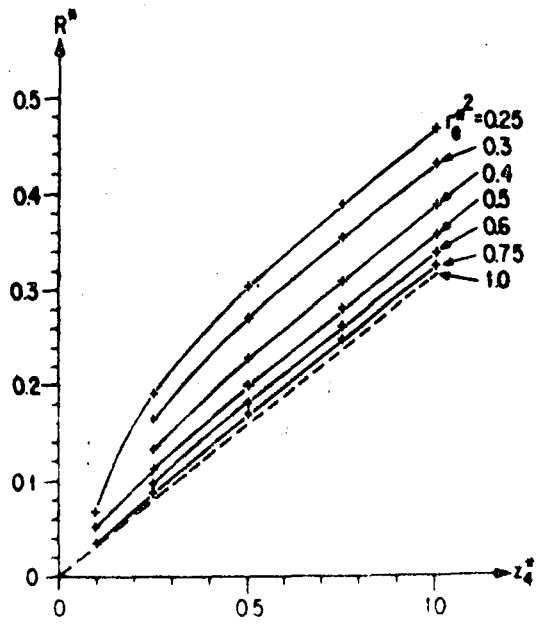
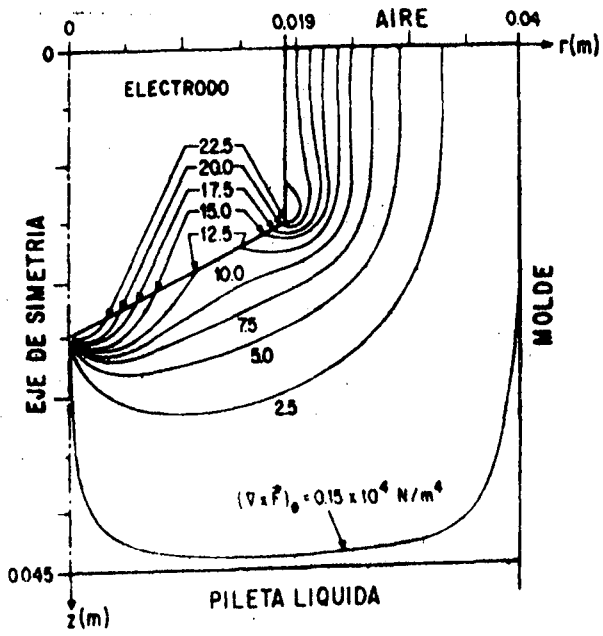


Fig. 5.4.4



RESUMEN DE LOS TRABAJOS REALIZADOS EN EL PERIODO 1974/1984.

Delia Arias.

Centro Nacional de Energía Atómica
Departamento de Materiales.

Como continuación del trabajo de Tesis "Estudio de las Transformaciones de Fase en el sistema Ag Zn en estequiometría y en composiciones cercanas a la misma" realizado en el Departamento de Materiales del Centro Nacional de Energía Atómica y presentado en la Facultad de Ciencias Exactas, U.N. de La Plata (Argentina) en 1974, para optar al título de Doctor en Física, dirigí 3 tesis de Licenciatura en Cs. Físicas sobre distintos aspectos de las Transformaciones de Fases en aleaciones ternarias diluidas (Ag Zn Cu y Ag Zn Au) y como resumen de esta etapa de mi trabajo fueron publicados tres trabajos en las revistas *Metallography* y *Scripte Metallurgica*.

A partir de 1976 me incorporé al Proyecto Planta Piloto Fábrica de Aleaciones Especiales, realizando en el mismo dos tareas paralelas:

- a) Apoyo metalúrgico para el estudio y selección de Variables Vinculadas al Proceso de Forja- Extrusión y Laminación de Vainas de Zircaloy-4.
- b) Estudio de aspectos básicos del circonio y sus aleaciones, principalmente vinculados a la aleación Zircaloy-4.

El resumen de esta etapa se puede dividir en los siguientes aspectos:

- 1) Dirección de 5 Tesis de Licenciatura en Cs. Físicas, que permitieron ir conociendo a la aleación Zircaloy-4 y su aleación base Zr-Sn, que pasan por la Recuperación y Recristalización, las Transformaciones de Fases, Precipitados y Fases, existentes en dichos materiales.
- 2) Dirección de 5 becarios (becas CNEA, CONICET, CIC).
- 3) Presentación de trabajos en el Seminario Regional sobre Calidad en la Tecnología Nuclear, OIEA-CNEA, Buenos Aires, 1979(3), la Conferencia Internacional de Transformaciones de Fases en Sólidos, Pittsburgh, 1981(1) y otros Congresos Nacionales(11).
- 4) La publicación de dos trabajos en los Proceedings de la Conferencia de Transformaciones de Fases, A.S.M., Aeronson Editor (1982) y el *Journal of Nuclear Materials* (1983)

Desde 1983 trabajo en el Departamento de Materiales, en el área de Diagramas y Transformaciones de Fases en aleaciones de base Circonio.

Los temas se pueden dividir en:

- 1) Dirección de una Tesis de Licenciatura en Cs. Físicas, en el tema Fases presentes en el diagrama Zr-Ti-Sn
- 2) Dirección de tres Tesis de Doctorado en Cs. Físicas en temas vinculados a los diagramas Zr-Sn, Zr-Ti y Zr-Nb-Sn.
- 3) Colaboración en el Proyecto de Revisión de Diagramas Binarios de base circonio, ASM/NBS del cual CNEA es Editor asociado.
- 4) Dirección de un becario CIC.

Como resumen del trabajo realizado a partir de 1974 considero necesario destacar la participación en:

- 1) El conocimiento de materiales de uso nuclear y la utilización de dichos conocimientos en aspectos termomecánicos de la fabricación de Vainas de Zircaloy-4
- 2) La formación de recursos humanos a través de la dirección de 8 Tesis de Licenciatura en Cs. Físicas.
- 3) El dictado de diversos cursos sobre Transformaciones de Fases y de Metalurgia del Circonio y sus aleaciones, vinculados a CNEA y OEA.

" RELACION ENTRE BORDES DE GRANO - INTERFASES - PARTICULAS DE SEGUNDA FASE Y DISTRIBUCION DE ORIENTACIONES CRISTALINAS "

Alicia Sarce

Comisión Nacional de Energía Atómica.

I N T R O D U C C I O N

El movimiento de los bordes de grano e interfases presenta diferentes características según las particularidades que éstos posean(1) Ese movimiento, sin embargo, puede ser alterado a través de la presencia de una segunda fase precipitada en la matriz, que, bajo determinadas condiciones, puede llegar a detenerlo(2)(3). Esa interacción entre precipitados de segunda fase y bordes de grano o interfases, repercute en el desarrollo de orientaciones cristalinicas a expensas de otras durante los tratamientos termomecánicos lo que modifica la textura del material (4), y, por lo tanto, el comportamiento del mismo frente a las propiedades mecánicas(5).

El común denominador de los trabajos realizados, parte de los cuales será brevemente ejemplificada, es el análisis de las características de ciertas interfases de transformación, su forma de movimiento, su interacción con una segunda fase precipitada en la matriz y el efecto que ello tiene sobre el desarrollo de orientaciones cristalinicas. Las aleaciones utilizadas para estos estudios fueron: el sistema Ag-50% at Cd, el sistema Fe-3% Si y aceros de bajo carbono calmados con Al y estabilizados con Nb.

M E T O D O S E X P E R I M E N T A L E S

En los resultados que se citan a continuación, los estudios de las interfases y su forma de avance fueron realizadas mediante determinaciones de energías de activación(6), calculadas a partir de observaciones en platina caliente de las interfases desarrolladas durante la transformación masiva ξ (hcp) $\rightarrow \beta'$ (bcc) del sistema Ag-50% at. Cd, y por observaciones a alto aumento (1600x- microscopía óptica) después de sucesivos recocidos isotérmicos a 70°C en el mismo sistema(1).

Las texturas en los aceros calmados con Al y estabilizados con Nb fueron determinados con un goniómetro semiautomático Siemens a partir de figuras de polos directas trazadas usando el método de reflexión o reflexión-transmisión.

RESULTADOS

Por la morfología que presentan, las interfases que se desarrollan en transformaciones que se producen por un proceso térmicamente activado puede, en general, clasificarse como: i) interfases curvas, ii) interfases rectas. El avance de las interfases rectas ξ/β' en Ag-50% at. Cd se produce por el movimiento lateral de macroescalones ($\approx 1\mu\text{m}$ de altura), que pueden considerarse "capas de la nueva fase que crecen por la incorporación de átomos en el canto, y que presentan una ligera desorientación entre sí(7).

Las energías de activación para el movimiento de las interfases curvas varían entre 4 y 40 kcal/mol(6), mientras que, la energía de activación para el movimiento lateral de escalones, es de 18 kcal/mol(7).

El movimiento de las interfases curvas, que se produce en forma irregular, es fuertemente inhibido por la formación de precipitados detrás de ellas(2).

Otro ejemplo "extremo" de la interacción entre una segunda fase y los bordes de grano se produce en Fe-3% Si, donde partículas de MnS (8),(3) frenan los bordes de grano de recristalización primaria, permitiendo que luego, se produzca recristalización secundaria con una textura muy definida (110) $[100]$ (textura de Goos).

Casos "intermedios" de influencia de partículas de segunda fase sobre la textura de recristalización se encuentran entre otros en los aceros de bajo carbono calmados con AP(9) ó estabilizados con Nb.

Diferentes tratamientos termomecánicos realizados en una chapa de acero de 0.05%C y 0.035% Nb(10),(11) permitieron obtener muestras con distintas distribuciones de NbC precipitados en la matriz ferrítica antes del laminado final en frío. El recocido de recristalización, interrumpido a diferentes tiempos para la determinación de las sucesivas figuras de polos, permitió obtener información sobre la evolución de la textura y establecer una correlación entre ésta y la distribución de partículas. Un mayor porcentaje de componente $\{111\}$, y un bajo porcentaje de $\{110\} <100>$ (condiciones necesarias para la obtención de buenas propiedades mecánicas) fueron encontrados después de 30 hs. de recocido a 700°C cuando el laminado en caliente (temperatura inicial 950°C) fue seguido por un laminado en frío del 70%.

En estas condiciones, los NbC fueron encontrados, (antes del laminado en frío) en los bordes de grano de ferrita y a lo largo de las sucesivas posiciones de la interfase

D I S C U S I O N y C O N C L U S I O N E S

La selección de tratamientos termomecánicos adecuados para conseguir distribuciones de partículas de segunda fase convenientes para el desarrollo de texturas favorables tiene indudablemente una gran importancia práctica. Esa importancia justifica y hace necesario la continuación de trabajos tendientes, fundamentalmente, a relacionar distribución de fases precipitadas con texturas y finalmente con propiedades mecánicas.

La comprensión básica de la interacción entre partículas precipitadas y bordes de grano en movimiento, causa real de esas relaciones, necesita, sin embargo, de estudios de recristalización "in situ" por microscopía electrónica de transmisión cosa que, para que los resultados que se obtengan sean representativos del comportamiento en volumen del material es necesario que sean realizados con un microscopio electrónico de alto voltaje, única forma de disminuir el efecto de la superficie de la lámina delgada.

B I B L I O G R A F I A

- 1- " Interfase ξ/β' del sistema Ag-Cd" - A. Sarce - Tesis doctoral presentada en la Facultad de Ciencias Exactas y Naturales - U.B.A. - PMM/T180 - 1975.
- 2- " Interfase ξ/β' del sistema Ag-Cd - A. Sarce, J. Kihp. PMM/C - 162 - 1974.
- 3- "Cálculo de las variaciones de energía de un borde de grano anclado por una partícula" - A. Sarce - CNEA-NT - 11/83 - 1983.
- 4- "Texturas en aceros" - A. Sarce - Revisión Bibliográfica a publicarse.
- 5- S. Mishra and C. Därmann - International Metals Reviews, Vol. 27, N° 6, 307 - 1982.
- 6- "Activation energies measurements using hot stage metallography" - A. Sarce y J. Kihp-Metallography 11, 155 - 163 - 1978
- 7- " The microstructure of the $\xi \rightarrow \beta'$ transformation in the Ag-Cd system" A. Sarce, J. Kihp- Proceeding de la International conference on solid-solid phase transformations - Pittsburgh, U.S.A. - agosto 1981 - Pag. 901.

- 8- " Efecto de las partículas secundarias en la recristalización primaria de chapas de Fe-2,84%Si" - A.Sarce, A. Cabo.
Presentado en las Jornadas de la Asociación Física Arg. 1976.
- 9- "Caracterización de precipitados y su relación con las texturas en chapas de aceros calmados con Al" .
M. Ortiz, G. Domizzi, A. Hey, A. Sarce - Jornadas de Metalurgia Vaquerías - Córdoba - abril 1982.
- 10- " Texturas de recristalización en acero estabilizado con Nb"
G. Domizzi, A. Sarce- Presentado en las VIII Jornadas Metalúrgicas y II Latinoamericanas - Sociedad Argentina de Metales - Mayo 1984.
- 11- Trabajo a publicar - G. Domizzi, A. Sarce.

- EFECTOS PSEUDOELASTICOS Y DE MEMORIA EN ALEACIONES DE Cu Zn Sn

Oscar Villegas - Universidad Mayor de San Andrés - Bolivia .

Presentación: Dra. Iduvirges Lourdes Müller

Tema: Corrosión

Como el trabajo de tesis de doctorado había sido sobre la corrosión por picado de aleaciones de aluminio, este tema fue seguido, en la Universidad Federal do Rio Grande do Sul por un corto tiempo, se habiendo estudiado, el picado de aluminio en nitrato; a seguir se evaluó la aplicación de aleaciones de aluminio en colectores de energía solar en términos de su resistencia a la corrosión. Se buscó mejorar la resistencia al picado del aluminio en presencia de cloruros, su inhibición con silicatos.

El estudio de inhibidores se extendió para el caso de la corrosión de aceros. Fueron abordados el ion cromato y el borato buscando-se evaluar su eficiencia frente al picado con cloruros. El último se estudia ahora en mixturas con silicatos a fin de buscar mejoría en su actuación.

Otra línea de trabajo ha sido la de corrosión localizada y bajo tensiones de aceros inoxidables en soluciones con cloruros, tanto $MgCl_2$ cuanto $NaCl$, donde se ha investigado los mecanismos por medio de probetas em U, de electrodos en deformación, y por tracción lenta, de probetas en las soluciones agresivas. Se buscó evaluar también la inhibición de c.b.t. por la utilización de nitratos.

La inhibición de la corrosión de metales en alcohol ha sido otro tema de investigación estudiando-se inhibidores comerciales, y sustancias orgánicas e inorgánicas diversas.

ESTUDOS EM CORROSÃO NO DEPARTAMENTO DE METALURGIA DA UNIVERSIDADE
FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL - BRASIL.

Dra. Iduvirges Lourdes Müller
DEMET/UFRGS

RESUMO

No Laboratório de Pesquisa em Corrosão do Departamento de Metalurgia da UFRGS, vem se desenvolvendo pesquisas em várias áreas de corrosão, desde sua criação em 1975. As que mais se tem concretizado como linhas de pesquisa foram: Corrosão-sob-tensão, Corrosão localizada e Inibidores de Corrosão sobre os trabalhos realizados e em andamento nestas linhas se faz a presente exposição.

1. Corrosão-sob-tensão de aços inoxidáveis austeníticos em meios cloretados.

Como os aços inoxidáveis austeníticos apresentam uma utilização sempre crescente em nosso país e como nem sempre os usuários sabem da suscetibilidade desses materiais à corrosão localizada e sob tensão, se buscou estudar esta suscetibilidade em meios contendo cloretos, como um exemplo de interesse para desenvolver métodos de ensaio de corrosão sob tensão.

A definição das condições de suscetibilidade à corrosão-sob-tensão do aço inoxidável austenítico em meios cloretados neutros tem sido bastante difícil e poucos autores a tem estudado mais detidamente; apesar disso se assegura que o material não rompe em temperaturas inferiores a aproximadamente 80°C. (1)

Nos primeiros ensaios que se realizou se utilizou corpos-de-prova em "U" para estudar a influência do tratamento térmico na corrosão-sob-tensão em cloreto de sódio a 25 e 90°C. Corpos-de-prova homogeneizados e outros sensitizados a 650°C por 5 min, 30 min e duas horas mostraram que crescentes tempo de envelhecimento, transformam a fratura de transgranular para intergranular e diminuem o tempo de ruptura, para temperatura ambiente, desde um valor indeterminado para o material homogeneizado (não rompe em 10 dias) até 2-3 horas para o sensitizado por duas horas. (2) (Fig. 1)

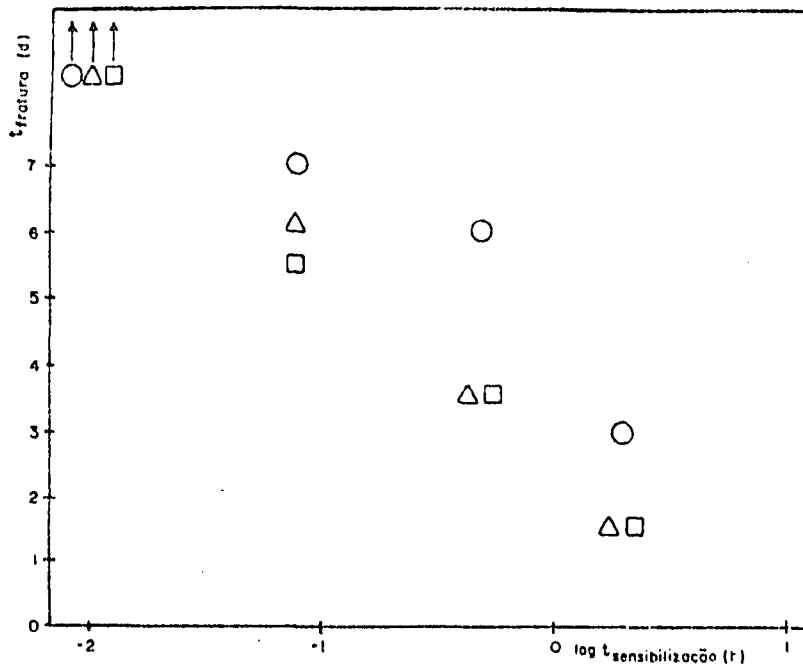


Fig.1 Tempo de fratura de corpos de prova em "U", em função do tempo de sensibilização. Temperatura ambiente, NaCl 3% , pH=7, meio arejado. Diversos ensaios.



Fig. 2 - Fissura transgranular de um corpo de prova tensionado submerso em solução de 3% NaCl, pH = 7,0 e sensibilizado por 5 minutos. 100 X Temperatura ambiente.

O fato de que uma sensitização de apenas 5 minutos possa tornar a liga suscetível à corrosão-sob-tensão e que, apesar disso a fratura possa ser transgranular, leva à idéia, ainda não comprovada metalograficamente, de que primeiro se nucleie um pite em algum contorno de grão até que condições químicas da solução ou mecânicas no fundo do pite sejam convenientes à propagação da fissura. (Fig. 2)

Buscou-se aplicar ao sistema aço inoxidável - NaCl neutro a técnica do eletrodo em deformação, em que um arame, submerso no meio é tracionado rapidamente, enquanto lhe é aplicado o potencial de interesse. Observa-se a corrente antes e durante a tração. Segundo Galvele e co-autores (2) entre outros, da relação entre esses valores de corrente pode-se deduzir uma possível suscetibilidade à corrosão-sob-tensão, se a última é de valor muito maior que a anterior à deformação. Ao mesmo tempo porém, outra condição necessária seria que a corrente que se tem durante a tração, e que pode ser recalculada como densidade de corrente do metal nu, exposto pela tração à solução, deve ter um valor mínimo para que a corrosão-sob-tensão efetivamente se realize com uma velocidade mensurável.

Com esta técnica se ensaiou arames a 25 e 90°C tratando de encontrar alguma diferença de comportamento que denunciasses suscetibilidade a 90°C e não a 25°C, em todo um intervalo de potenciais.

Encontrou-se que a relação de correntes é sempre muito elevada, em ambas as temperaturas. A diferença está no valor da densidade de corrente para o metal desnudo que a 25°C é de quase uma ordem de magnitude inferior se bem que mesmo o de 90°C está bastante no valor limite considerado como mínimo necessário para que ocorra corrosão -sob-tensão. (4)

Ensaio de tração com velocidade baixa e constante de deformação ($5 \times 10^{-6} \text{ s}^{-1}$) neste meio, não mostraram corrosão-sob-tensão em nenhum potencial e nenhuma das duas temperaturas ensaiadas. Em um caso somente, a quente, apareceu uma trinca no ombro do corpo-de-prova, isto é, onde a velocidade de deformação é muito inferior, ao resto do corpo-de-prova indicando que a velocidade de tração empregada é ainda muito elevada. (5) Novas adaptações na máquina de ensaio permitirão velocidades mais baixas, de deformação, permitindo investigar esta variável.

O que parece claro de todos estes ensaios é que a corrosão-sob-tensão dos aços inoxidáveis em soluções de cloreto de sódio ne

cessita condições muito especiais para seu aparecimento e que provavelmente correspondam a uma ou mais das seguintes: a) presença de fresta ou pite que nucleie a trinca, b) velocidade de deformação muito lenta, c) temperatura elevada e d) tratamento térmico adequado.

2. Inibidores inorgânicos de corrosão

Uma série de inibidores inorgânicos são conhecidos e utilizados em equipamentos industriais os mais diversos. Nem todos têm seu modo de ação muito bem esclarecido e, principalmente, não está determinada sua eficiência frente a íons agressivos como os cloretos. Tendo em vista portanto a atuação recíproca de íons agressivos e íons inibidores, iniciou-se o estudo de uma série de inibidores inorgânicos, para aço-carbono, alumínio e eventualmente outros metais, tais como cromatos, boratos e silicatos em meio aquoso e acetato em meio alcoólico.

Diversos métodos foram utilizados para o ensaio das soluções, desde ensaios de imersão a longo prazo até curvas de polarização testes galvanostáticos e potenciostáticos.

2.1. Aço em bicromato de potássio

Os ensaios com bicromato de potássio mostraram que, para concentrações de cloretos inferiores a 10 ppm, concentrações de 400 ppm são suficientes para uma boa inibição, do aço-carbono desde que não haja frestas. A presença de 200 ppm de cloreto de sódio dificulta a inibição provocando o aparecimento de pites nesta solução sendo necessário aumentar para 1000 ppm para obter-se uma inibição razoável. (6) O potencial ao qual aparecem pites em solução de 600 ppm de K_2CrO_4 segue, em função da concentração em cloretos a equação aproximada:

$$E_{\text{pite}} \text{ (mV)} = 250 - 250 \log [Cl^-]$$

sendo $[Cl^-]$ em mM, para concentrações de NaCl desde 10 ppm até 100 ppm, em pH = 10.

2.2. Al em silicato de sódio

Para alumínio, ensaiou-se a adição de silicato de sódio verificando sua influência sobre o E_{pite} desse metal em meio aquoso cloretado. Encontrou-se que em soluções com 60 ppm de NaCl (~1 mM) concentrações de silicato de sódio neutro até 1 g/l não alteram o poten

cial de pite; 5 g/l alteram este potencial de $-0,18 V_{enh}$ para $-0,02 V$ em água destilada com Cl^- residual de 8 ppm. (7) Isto está de acordo com a baixa capacidade de tamponamento do silicato de sódio se se admitir que o pite é devido à acidificação localizada na superfície metálica.

Ao potencial de corrosão em meio arejado encontram-se inibição da corrosão em soluções de 1 g/l de silicato de sódio para a presença de 60 ppm de NaCl.

2.3. Aço em borato de sódio

Ensaio para aço estão sendo realizados em borato de sódio (borax) de várias concentrações, em presença de 100 ppm Cl^- . Em grandes concentrações de borato (0,15 M) se observa que a presença de 100 ppm de cloreto faz surgir um potencial de pite nas curvas de polarização, em potenciais da ordem de $-100 mV_{enh}$.

Em concentrações mais diluídas de borax, efeitos muito variáveis se encontram com o aparecimento de corrosão localizada em potenciais diversos e pouco reproduzíveis aparentemente devidos a diversos fenômenos: a) estabilidade limitada do óxido passivante nas soluções mais diluídas, b) picado associado a evolução de oxigênio, em potenciais elevados, em soluções mais concentradas de borax.

Ensaio em andamento buscam definir melhor estas características.

2.4. Aço, cobre e latão em álcool com acetato de sódio

Em álcool etílico hidratado se tem procurado estudar inibidores da corrosão de aço, cobre e latão.

Ensaio de imersão e curvas de polarização mostraram ser o acetato de sódio um inibidor bastante satisfatório para as três ligas. (9) Aventa-se a hipótese que este sal atue como neutralizador da acidez residual do álcool etílico, já que ensaios com carbonatos tem mostrado eficiência semelhante.

DISCUSSÃO E CONCLUSÕES

Dos diversos inibidores inorgânicos estudados se observa que há um grande desconhecimento do mecanismo pelo qual atuam. Talvez o bicromato é o melhor compreendido em termos do tipo de filme que é

formado na superfície do metal. Nos demais, como o borato, não se sabe para que concentração mínima o filme de óxido ou outro produto passivante pode ser formado com perfeição suficiente de modo a evitar a corrosão localizada. Esta, aliás, aparece também em presença de concentrações insuficientes de cromatos, como, ainda, com grande facilidade em frestas.

A influência de íons agressivos é enorme na atuação dos inibidores estudados, aparentemente atuando de várias maneiras: desde promover um pitting caracterizado por um potencial definido, até promover corrosão localizada por dificultar a passivação em soluções de baixa concentração do inibidor. Muito mais trabalho será necessário para esclarecer. Todos os mecanismos da atuação conjunta de íons inibidores e agressivos.

AGRADECIMENTOS

Agradece-se a FINEP, CNPq, CAPES, PRONUCLEAR, por terem financiado grande parte dos trabalhos aqui resumidos, e a OEA pela oportunidade de haver contribuído à nossa formação, portanto gerando indiretamente todo este trabalho realizado.

BIBLIOGRAFIA

1. Truman, J.C. Corrosion Science, 17, 737 (1977).
2. I. Bender e I.L. Müller - 8º Seminário Nacional de Corrosão. Trabalhos apresentados, Rio de Janeiro, 1981, pg. 460.
3. I. Maier e J.R. Galvele - Corrosion, 36, 60 (1980).
4. R. Schroeder e I.L. Müller, Memórias da VI Reunión Latinoamericana de Electroquímica y Corrosión México, 1983.
5. N.C. Heck e I.L. Müller - 9º Seminário Nacional de Corrosão - Rio de Janeiro (1982), pg. 420.
6. V. Teixeira e I.L. Müller - V Encontro Nacional de Corrosão e Electroquímica, Porto Alegre, 1976, pg. 61.
7. J.P. de Souza e I.L. Müller - 7º Seminário Nacional de Corrosão. Trabalhos Apresentados, Rio de Janeiro, 1980, pg. 14.
8. C. Morais e I.L. Müller - 5ª Reunión Latinoamericana de Electroquímica y Corrosión - Concepción (Chile) 1980, pg. 460.
9. S. Guidali, G. Englert e I.L. Müller, Anais do 5º Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, Porto Alegre, (1982) pg. 239.

Nome. Arno Müller

Área de trabalho: Solidificação e Fundição de Metais

Síntese do Trabalho realizado:

1. Trabalho de Doutorado na CNEA/Univ. Nac. Rosário: Solidificação sob pressão de ligas de Al.

Foi desenvolvido para a Tese um equipamento de fundição sob pressão do tipo de baixa-média pressão (Low pressure casting) que serviu para estudar os instantes iniciais de contacto metal-molde, a transferência de calor daí resultante e a influência da pressão sobre o sistema metal-molde. Apesar de havermos trabalhado com pressões elevadas a 150atm, verificou-se que pressões da ordem de 2 a 3atm garantem um contacto metal-molde perfeito, e que com aumento da pressão, as pinturas isolantes perdem seu efeito.

2. Linhas presentes:

- a) Dissolução de metais sólidos em metais líquidos.
- b) Obtenção de metais de alta pureza.
- c) Termo análise da solidificação.

3. Linhas futuras:

As mesmas. Como meta futura, instalação na UFRGS, em Porto Alegre, de um Instituto de Fundição.

O ESTUDO DO SUPERESFRIAMENTO DINÂMICO E DO CRESCIMENTO DE CRISTAIS SUPERESFRIADOS TERMICAMENTE, UTILIZANDO O MODELO DE SCHWARTZ⁽¹⁾

Dr. Eng. Arno Müller⁽²⁾

1. INTRODUÇÃO

O modelo de Schwartz(1) é o mais importante instrumento matemático que possui o solidificacionista para estudar de forma exata, os parâmetros de solidificação dos metais puros.

Este modelo possui condições de contorno (massas térmicas semi-infinitas, contacto metal-molde perfeito, ausência de convecção térmica, etc ...) que são de difícil reprodução na prática industrial. Entretanto, sob o ponto de vista teórico de análise dos campos térmicos e dos mecanismos atuantes durante uma solidificação ideal, ele se constitui em excelente ferramenta didática e de pesquisa.

Assim, por exemplo, pode-se tentar aplicá-lo sem maiores problemas no estudo da solidificação de metais superesfriados termicamente e analisar os resultados, comparando-os com a prática.

Desta forma, dois casos podem ser considerados: a) avaliação de superesfriamentos dinâmicos; b) solidificação de metais superesfriados termicamente.

Este trabalho representa a continuação dos estudos feitos pelo autor sobre o tema (2) (3) que se iniciaram com o trabalho original há cerca de 10 anos.
(4)

2. SUPERESFRIAMENTO DINÂMICO

Supondo um metal líquido a uma temperatura T_v em choque térmico com uma lingotaria a $T = T_o$, ambos semi-infinitos e sem resistência interfacial, tem-se para a distribuição de temperatura no líquido supostamente superesfriado ($T'_3(x,t)$) e no molde $T'_1(x,t)$ os seguintes valores (2) (Fig. 1):

$$T'_3(x,t) = T_{i3} + (T_v - T_{i3}) \operatorname{erf}' \left(\frac{x}{2\sqrt{a_3 t}} \right) \quad (1)$$

(1) Trabalho a ser apresentado no II Encontro Latinoamericano de Metalurgia, Buenos Aires, 22-26 out. 1984.

(2) Prof. Titular da Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, RS.

$$T'_1(x,t) = T_{i_3} - (T_{i_3} - T_0) \operatorname{erf} \left(\frac{x}{2\sqrt{a_1 t}} \right) \quad (2)$$

$$\text{onde: } T_{i_3} = \frac{M'T_V + T_0}{M+1} \quad (3)$$

$$M' = \frac{b_3}{b_1} \quad (4)$$

e) O superesfriamento num ponto qualquer do líquido será:

$$v(x,t) = T_F - T'3 = T_{i_3} + (T_V - T_{i_3}) \exp \left(\frac{-x}{2\sqrt{a_3 t}} \right) \quad (13)$$

e o superesfriamento máximo dar-se-á na interface ($x=0$):

$$v_{\max} = v(0,t) = \frac{(T_F - T_0) - MS}{M + 1} \quad (14)$$

Tendo em vista que $v(x,t)$ depende da posição e do tempo, pode-se considerá-lo como 'dinâmico' e que depende além disso do sistema metal-molde (M), do superaquecimento do metal (S) e da diferença ($T_F - T_0$), e da difusividade térmica do líquido (a_3).

Na Fig. 2 estão graficados os valores de U_{\max} que se poderiam esperar para alguns sistemas metal-molde.

Na Fig. 3, pode observar-se a evolução do valor de superesfriamento dinâmico em função de \sqrt{t} e da posição do observador, calculado para Al puro em contacto com uma lingoteira de cobre refrigerado ($M=0$) e $S = 100^\circ\text{C}$.

3. O MODELO DE SCHWARTZ E OS LÍQUIDOS SUPERESFRIADOS

Além das condições de contorno estabelecidas pelo modelo de Schwartz, a condição básica para que uma interface plana seja estável é o seguinte balanço térmico na interface sólido líquido:

Fluxo de calor latente de solidificação	+ Fluxo de calor sensível do líquido devido ao aquecimento	=	Fluxo de calor retirado pelo sólido, através do molde
---	--	---	---

Estas condições existentes para os líquidos com superaquecimento, deve ser alterada quando este se transforma a superesfriamento, para:

Fluxo de calor latente de solidificação	= Fluxo de calor sensível absorvido pelo líquido superesfriado	+	Fluxo de calor sensível absorvido pelo sólido, através do molde
---	--	---	---

ou matematicamente:

$$\rho_z L_f \left. \frac{d\xi}{dt} \right|_{x=\xi} = K_3 \left. \frac{\partial T_3}{\partial x} \right|_{x=\xi} + K_2 \left. \frac{\partial T_2}{\partial x} \right|_{x=\xi} \quad (14)$$

O campo térmico resultante está esquematizado na Fig. 4A onde a suposição básica foi considerar um líquido superesfriado a uma temperatura T_N o qual indica a sua solidificação no momento t_N , provocando uma recalescência na curva de resfriamento da Fig. 4B. O campo térmico que se estabelece, se caracteriza por uma temperatura $T = T_F$ que se mantém graças ao equilíbrio entre os fluxos térmicos citados e se desloca a uma velocidade que depende de seus valores relativos. A expressão (14) pode ser desenvolvida e apresentada da seguinte forma:

$$1.77 \cdot \phi \cdot L_f / C_p (T_F - T_0) = \left[\frac{(T_F - T_N)}{(T_F - T_0) \operatorname{erfc} \phi} + \frac{1}{M + \operatorname{erf} \phi} \right] \cdot \exp - \phi^2 \quad (15)$$

$$L_f^* = \left[\frac{U^*}{\operatorname{erfc} \phi} + \frac{1}{M + \operatorname{erf} \phi} \right] \frac{\exp - \phi^2}{\phi \sqrt{\pi}} \quad (16)$$

$$L_f^* = 0,564 / \phi U^* \left[\frac{U^*}{\operatorname{erfc} \phi} + \frac{1}{M + \operatorname{erf} \phi} \right] \exp - \phi^2 \quad (17)$$

Esta expressão admite os seguintes casos particulares.

a) Nucleação junto às paredes da lingoteira (M=0) (Fig. 5A)

A expressão (17), se transforma em:

$$L_f^* = \frac{0,564}{\phi U^*} \left[\frac{U^*}{\operatorname{erfc} \phi} + \frac{1}{\operatorname{erf} \phi} \right] \exp - \phi^2$$

sendo L_f^* , dependente somente de U^* e de ϕ

b) Nucleação no seio do líquido, longe da interface metal/molde (M=∞) (Fig. 5B)

Para $M = \infty$, a expressão (17) se transforma em:

$$L_f^{**} = \frac{0.564 \cdot \exp - \phi^2}{\phi \cdot \operatorname{erfc} \phi} \quad (19)$$

Na Fig. 6, então graficados os valores em função de L_f^{**} , para este caso.

Informação semelhante pode ser encontrada na Fig. 7, onde se procurou fazer o cálculo para alguns metais mais conhecidos com valores não adimensionalizados para facilitar a compreensão e seu emprego em Engenharia. Por outro lado, os resultados apresentados demonstram ser possível haver uma frente de solidificação estável, mesmo com superesfriamentos significativos. O limite se encontra no valor $U_{\max} = L_f / C_p$ e que varia de metal para metal. Tammann (2), em trabalho ante -

rior já havia chegado a esta conclusão pela simples análise da curva de esfriamento e a recalescência que acompanha; ou seja, para valores de superesfriamento maiores o calor de solidificação liberado não consegue ser suficiente para contrabalançar o calor perdido por superesfriamento. Na Fig. 3 verifica-se a mesma conclusão de forma adimensional, quando o valor de $L_f^{**} = L_f/C_p \cdot (T_F - T_N) \cong 1$. Verifica-se também deste gráfico de que as várias alternativas de nucleação (adiabática ou junto à parede), dão valores diferentes para ϕ (maiores para o caso A do que para o caso B), o que é compreensível.

Valores de superesfriamento térmico de várias centenas de graus somente foram medido em trabalhos de nucleação homogênea em condições muito especiais de solidificação, pois na prática industrial intervêm outras variáveis que não permitem se atingir os valores previstos por Schwartz. Na Tab. 1, estão computados os valores de superesfriamento obtidos através de vários sistemas.

4. DISCUSSÃO

Os valores máximos obtidos para o superesfriamento dinâmico que se situam junto às paredes das lingoteiras são extremamente elevados.

A constatação experimental desta conclusão é bastante difícil porque envolve medições de temperatura na interface sem resistência térmica.

Caso se confirmassem estes valores, poder-se-ia prever que a primeira camada solidificada poderia ter características de metal amorfo.

5. CONCLUSÕES

O modelo Schwartz aplicado aos líquidos superesfriados permite concluir que:

- a) Supondo um líquido metaestável que sofreu superesfriamento por choque térmico com a lingoteira, existe um superesfriamento dinâmico, cujo valor depende do tempo t , de x e da grandeza do choque térmico M .
- b) Este superesfriamento dinâmico é máximo para $X = 0$ e $M = 0$.
- c) Nos metais superesfriados termicamente que solidificam de forma adiabática ou não adiabática, o superesfriamento máximo admissível para manter uma frente de solidificação estável é igual a L_f/C_p .
- d) Os metais superesfriados que solidificam adiabaticamente o fazem de forma mais lenta do que os que solidificam com troca de calor com o molde.

6. BIBLIOGRAFIA

- (1) Schwartz, C; Archiv für Eisenhüt, V.5, (1931), v. 139.
- (2) Müller, A., Anais Congresso Anual ABM, 1981.
- (3) Müller, A. Fundação F & NF, ABM, 1984, pg. 191.
- (4) Müller, A., Bilotti, E., VI Jornadas Metalúrgicas, SAM, 1974.

LISTA DE SÍMBOLOS

- x = distância a partir da interface metal-molde, m
- t = tempo, s
- T = temperatura, °C
- ΔT_F = $T_F - T_N$, superesfriamento térmico, °C
- ΔT_V = $T_V - T_N$, superaquecimento térmico, °C
- ρ = densidade
- C_p = calor específico
- k = coeficiente de condutividade térmica
- $\alpha = \frac{k}{\rho C_p}$ = difusividade térmica, m²/s
- $\lambda = k \rho C_p$ = difusividade de calor
- erf x = função-erro de x
- erfc x = (1 - erf x) = função-erro complementar de x

NOTA: SUBÍNDICES

- 1 (molde) → T_1
- 2 (metal sólido) → T_2
- 3 (metal líquido) → T_3
- v (vazamento) → T_v
- F (Fusão) → T_F
- N (Nucleação) → T_N
- o (inicial do molde) → T_o

Adimensionais

- $M = \frac{L_1^2}{2 \cdot a_2^2}$ = constante metal-molde
- $L_f^* = \frac{L_f}{C_p (T_F - T_o)}$ = Calor latente adimensional
- $L_f^{**} = \frac{L_f}{C_p (T_F - T_N)}$ = Calor latente adimensional
- $U^* = \frac{T_F - T_N}{T_F - T_o}$ = Superesfriamento adimensional
- $N = \frac{b_2}{b_1}$ = Constante metal-molde
- $M' = \frac{b_2}{a_2}$ = Constante metal-molde

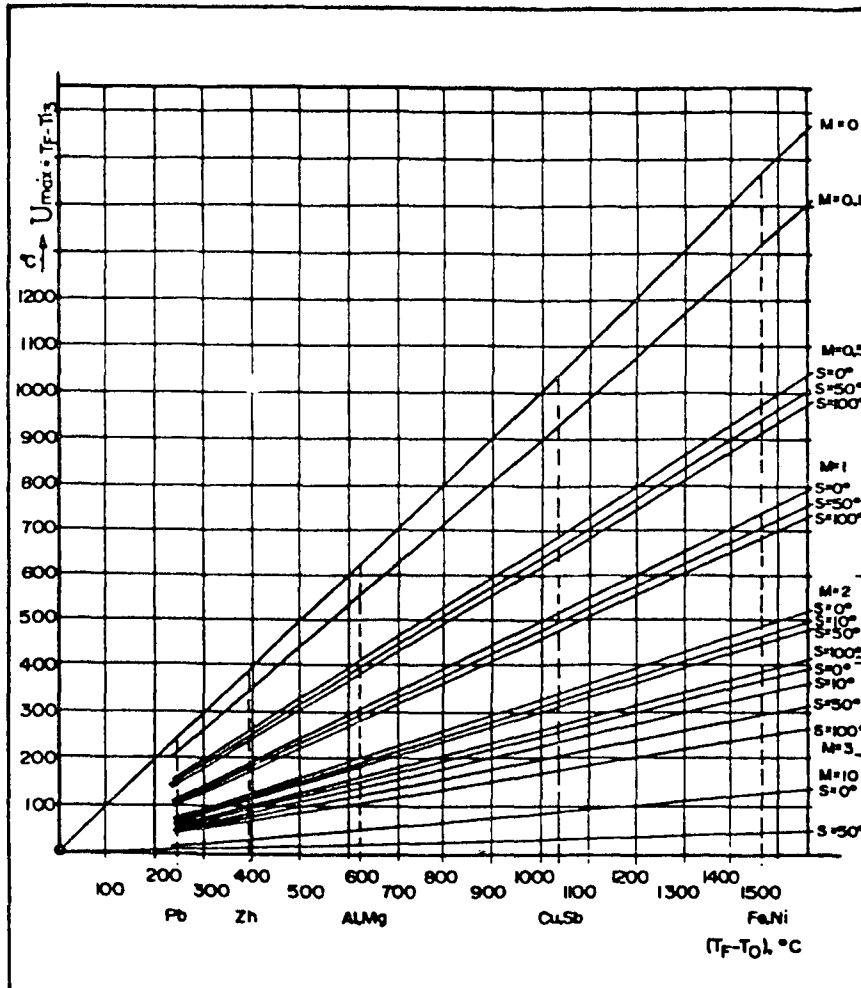


FIGURA 2 - Superesfriamento dinâmico máximo calculado em função do valor de $(T_F - T_0)$ e do sistema metal-molde (M) para $T_0 = 20^\circ\text{C}$.

Tab. 1 - Dados dos principais metais e os superesfriamentos previstos e medidos por diversos autores.

Metal	$T_F, ^\circ\text{K}$	$U_{\text{max}}', ^\circ = \frac{L_f}{C_p}$ (Tammann)	U_{max}' (Turnbull) (Sup.estático)	U_{max}' (sup. dinâmico) ($T_0 = 0^\circ\text{K}$)
Al	933	380	-	933
Au	1336	533	230	1336
Ag	1233	500	227	1233
Ba	1573	500	-	1573
Cr	2103	681	-	2103
Co	1778	580	-	1778
Cu	1356	510	236	1356
Fe	1813	590	295	1813
Hg	923	356	-	923
Mo	2873	1166	-	2873
Ni	1728	740	319	1728
Pb	600	210	80	600
Pd	1827	566	332	1827
Pt	2046	900	370	2046
Si	1703	2106	-	1703
Sb	505	290	118	505
W	3683	1466	-	3683
Zn	692	266	-	692

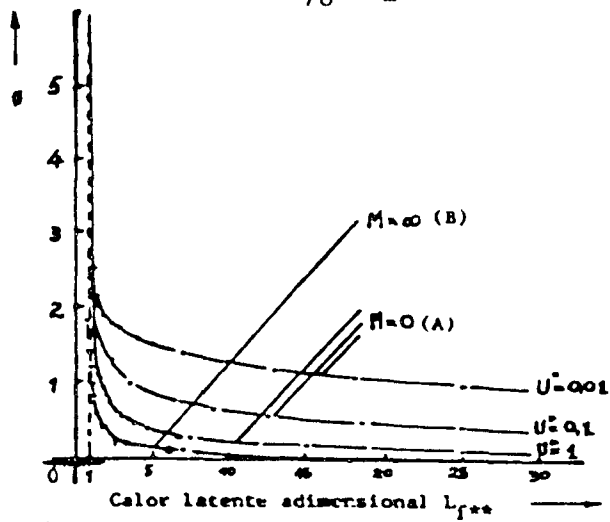


Fig.3) Influencia da $L_{f^{**}}$ sobre a constante de solidificação ϕ :
 A) Solidificação em contacto com o molde ($M=0$);
 B) Idem, adiabática ($M=\infty$)

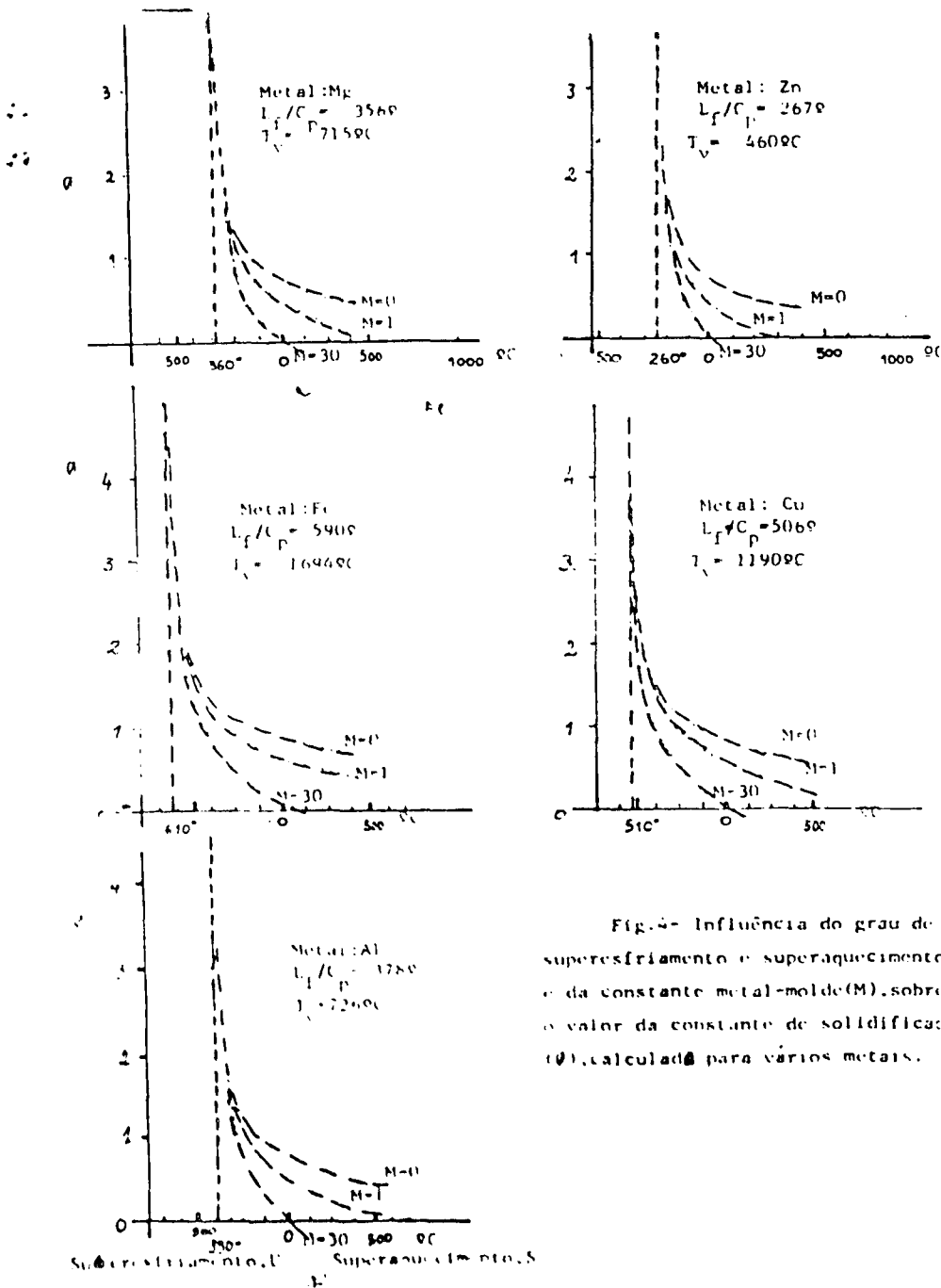


Fig.4- Influência do grau de superresfriamento e superaquecimento e da constante metal-molde (M), sobre o valor da constante de solidificação (ϕ), calculada para vários metais.

OBTENCION DE POLVOS DE RENIO A PARTIR DE
PERRENATO DE AMONIO

Luis Gustavo Rösch Cabrignac
Juan Crook Robles
Renate Gertrud Dück Liehs

Escuela de Ingeniería Mecánica, Facultad de Ingeniería, Universidad Católica de Valparaíso.

RESUMEN

Se reducen sales de perrenato de amonio con hidrógeno, empleando diferentes ciclos térmicos, para luego comparar los resultados en cuanto a: efectividad de reducción, distribución de tamaño de grano y tamaño medio de partícula.

De los cuatro ciclos ensayados, los mejores resultados se consiguen calentando escalonadamente las sales de renio, hasta alcanzar 1000°C. Con este último tratamiento se logra una pérdida de renio de sólo 0,21%, explicable por la volatilización de parte del Re_2O_7 .

Se efectúan ensayos preliminares tendientes a disminuir el tamaño medio de partícula \bar{d} , desmenuzando y moliendo los polvos obtenidos. Partiendo de polvos reducidos con $\bar{d} = 114 \mu m$, una molienda de 6 minutos resulta la más eficiente, bajando \bar{d} a 50 μm . Una exageración del tiempo de molienda, conduce a una adherencia de los polvos al receptáculo cerámico de molienda y a un soldeo entre si de las partículas las que, inicialmente porosas, tienden a transformarse en escamas. Pese a lo anterior, se detecta agrietamiento de las escamas, concluyéndose que es posible conminutar más las partículas, aumentando el tiempo de molienda.

INTRODUCCION

Al desarrollar la tabla periódica, Mendeleiev encontró varias lagunas, entre otras, una bajo el Mn, ésta resultó corresponder al elemento 43, llamado Tecnecio en la actualidad.

Junto al Tecnecio, que sus descubridores, W. Noddack, I. Tacke y O. Berg (1) bautizaron Masurio, estos encontraron el elemento 75, que denominaron Renio en homenaje al Rin (Rhein).

Los descubridores del renio contaban en 1926 con sólo 2 mg de dicho metal. Recién a partir de 1930, las "Vereinigte Chemische Fabriken" de Leopoldshall, utilizando minerales de MoS_2 , lograron llegar a una extracción en "escala técnica" de 120 kg anuales de $KReO_4$ (2).

Desde esa fecha hasta ahora, la producción mundial de renio ha crecido a varias toneladas anuales, siendo Chile en la actualidad el principal productor mundial de perrenato de amonio (NH_4ReO). El perrenato de amonio elaborado en Chile es exportado en su totalidad. Resultaría interesante obtener renio metálico, a objeto de poder exportarlo en forma de polvo, alambre y chapa.

Como se desprende del gráfico de la figura 1 (3), el Re es el metal menos abundante en la naturaleza. Este metal no forma minerales propios, sino que se obtiene mayoritariamente por tratamiento de polvos en suspensión, que se producen durante la tostación de concentrados de molibdenita. La escasez de este metal, unida a su precio relativamente alto, se han confabulado para que se hayan efectuado pocos esfuerzos orientados a encontrarle nuevas aplicaciones.

Sin embargo, el renio presenta características físicas muy atractivas, pudiendo destacarse algunas como, su alto punto de fusión, 3180°C (superado sólo por el tungsteno con 3410°C), su alta dureza y su elevado módulo elástico (67×10^6 psi) (4), el mayor de todos los elementos.

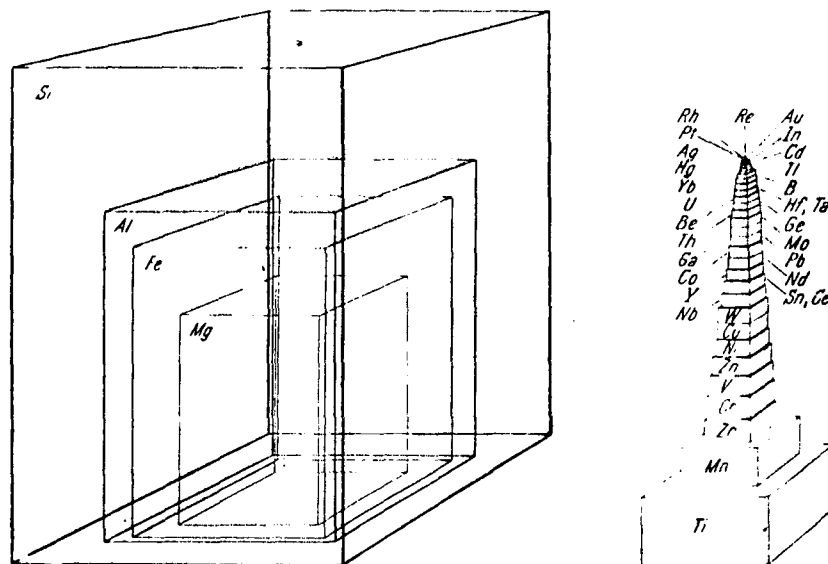


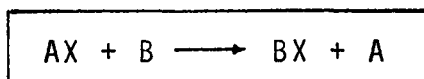
Fig. 1 Representación gráfica de la presencia relativa de algunos metales en la corteza terrestre (3).

Adicionalmente, presenta una alta resistencia mecánica unida a una buena plasticidad, lo que lo transforma en uno de los metales más tenaces que se conocen.

El renio se utiliza principalmente para tubos electrónicos, tubos de rayos X, termocuplas, catalizadores y contactos eléctricos.

Si bien, en la literatura técnica se encuentran datos sobre reducción de sales de NH_4ReO_4 , no hay referencias respecto a la influencia que tienen los parámetros que intervienen en ella sobre el tamaño de grano y la facilidad con que los polvos de renio se dejan conminutar. El objeto de este trabajo es averiguarlo.

Es sabido que una reacción tipo:



donde: A = metal a reducir
B = metal o gas reductor
X = oxígeno, cloro o fluor.

resulta termodinámicamente posible, siempre que la entalpía libre del elemento reducido sea más negativa que la del compuesto original AX.

De acuerdo con (5), el NH_4ReO_4 , al ser calentado a 150°C , bajo una corriente de H_2 , se transforma en ReO_2 y el diagrama ΔG v/s T (6) indica que el ReO_2 es reducible con hidrógeno.

METODO EXPERIMENTAL.

La figura N°2 muestra el circuito de alimentación de hidrógeno y la figura N°3 da una visión de conjunto de la instalación para reducir el perrenato de amonio.

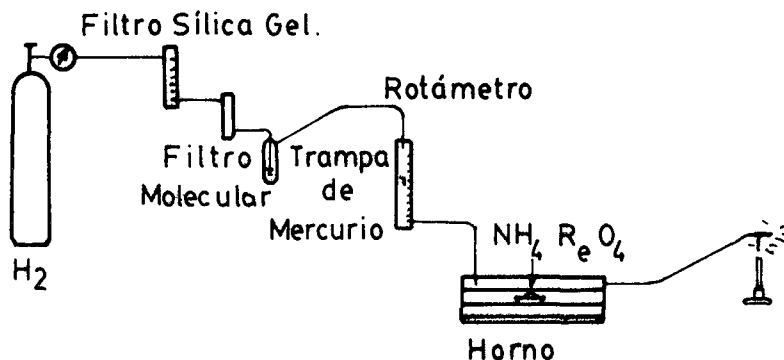


Fig. 2 Circuito de alimentación de hidrógeno.



Fig. 3 Visión de conjunto de la instalación para reducir.

Criterio de Evaluaciones de Resultados.

Con miras a fijar los parámetros óptimos de reducción para lograr polvos finos de renio, se procedió a reducir sales de NH_4ReO_4 , previamente secados una hora a 150°C . Las sales suministradas por "Molibdenos y Metales S.A."(*), contienen 0,4% de impurezas, garantizándose el tenor máximo de los siguientes elementos:

Mo	<	30	µg/g	(7)
Si	<	10		
Cu	<	10		
Fe	<	10		
Mg	<	10		
Ca	<	10		
Pb	=	11		
Ni	<	10		

Se emplearon distintos ciclos térmicos, utilizando hidrógeno seco para reducir. Como criterio aproximado para la evaluación de la efectividad de la reducción, se empleó la igualdad:

$$d = \frac{P_{d.t} - P_T}{P_{a.t} - P_T} \cdot 100 \quad (\%)$$

donde: $P_{a.t}$ = peso antes del tratamiento de reducción.

(*) Nos, Región Metropolitana, Chile.

$P_{d.t}$ = peso después del tratamiento de reducción.

$P T$ = peso teórico del renio obtenible a partir del NH_4ReO_4 .

d = porcentaje de desviación respecto a una reducción "completa".

En base al criterio adoptado, un valor d , positivo, constituye un índice porcentual aproximado de falta de reducción. Los eventuales porcentajes negativos pueden atribuirse a pérdidas por volatilización (en especial de Re_2O_7). Se habla de un índice porcentual aproximado, porque una reducción teóricamente perfecta con 0% de desviación, puede tener implícita una falta de reducción, compensada por volatilización de óxidos.

RESULTADOS

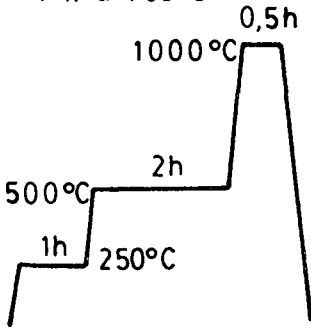
Influencia del Ciclo de Reducción sobre la Efectividad de ésta.

En base al criterio, d = porcentaje de desviación de una reducción "completa", se efectuaron reducciones de sales de perrenato de amonio, utilizando diferentes ciclos térmicos.

Los resultados se resumen en la Tabla 1.

Tabla 1

Porcentajes de desviación d , y tamaños medios de partícula \bar{d} , determinados para polvos obtenidos con diferentes ciclos de reducción.

Designación	Ciclo de reducción	Porcentaje de desviación de una reducción "completa"	Tamaño medio de partícula
R - 2	4 h a 500°C	$d = + 1,64\%$	$\bar{d} = 166 \mu m$
R - 3	4 h a 800°C	$d = - 3,22\%$	$\bar{d} = 273 \mu m$
R - 4	4 h a 700°C	$d = - 0,8 \%$	$\bar{d} = 187 \mu m$
R - 5		$d = - 0,49\%$	$\bar{d} = 100 \mu m$

Resulta interesante destacar que, una reducción a baja temperatura

que no lleve a reducir totalmente el NH_4ReO_4 , traiga consigo un posterior crecimiento de cristales de NH_4ReO_4 entre los polvos de renio, ver figura 4.

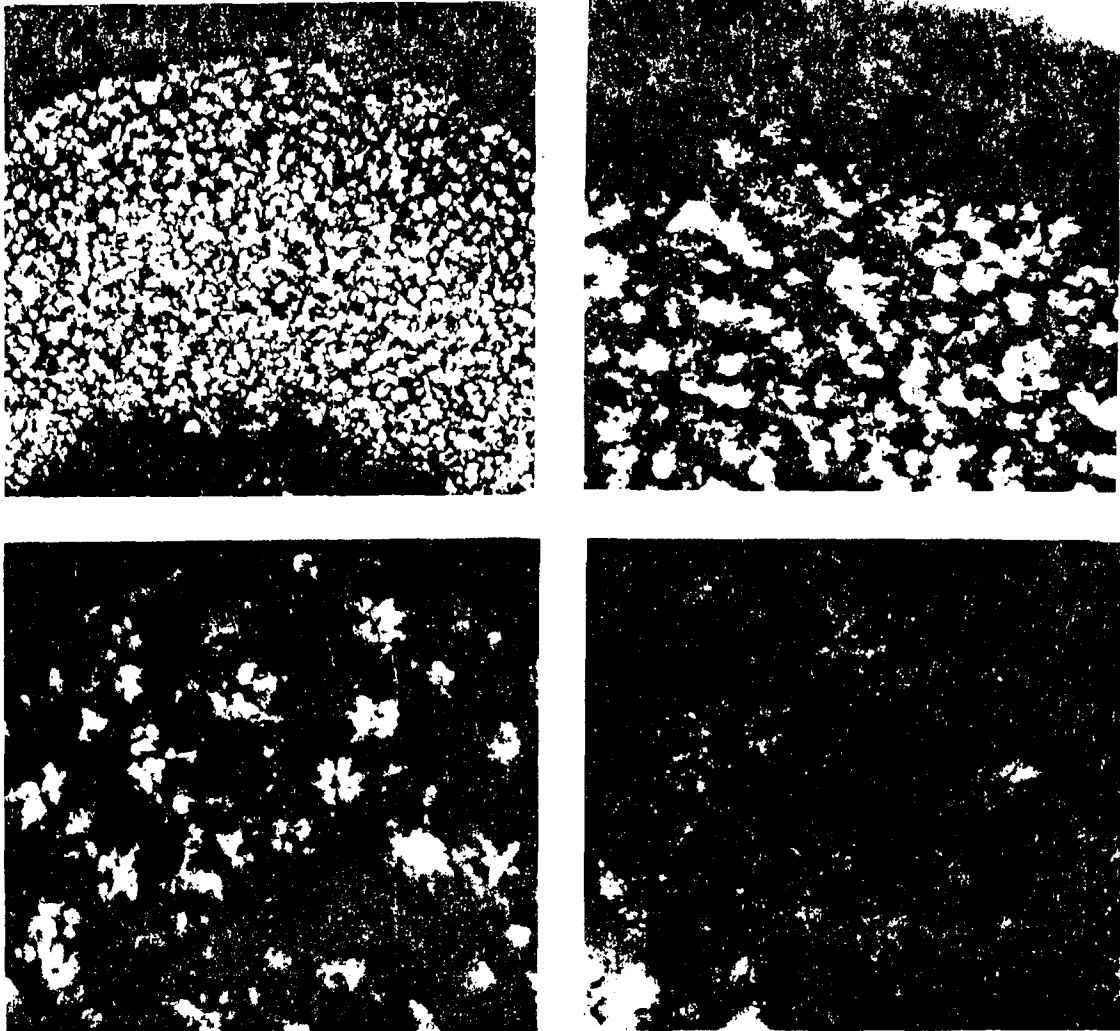


Fig. 4 Crecimiento ("floreamiento") de cristales de NH_4ReO_4 a partir del renio parcialmente reducido (tratamiento R-2). (6x, 10x, 20x, 60x).

Influencia del Ciclo de Reducción sobre la Distribución de Tamaño de Partícula.

Como era de esperar, el proceso R-4, con un tope de 1000°C , condujo a mayor tamaño de partícula, ver figura 5.

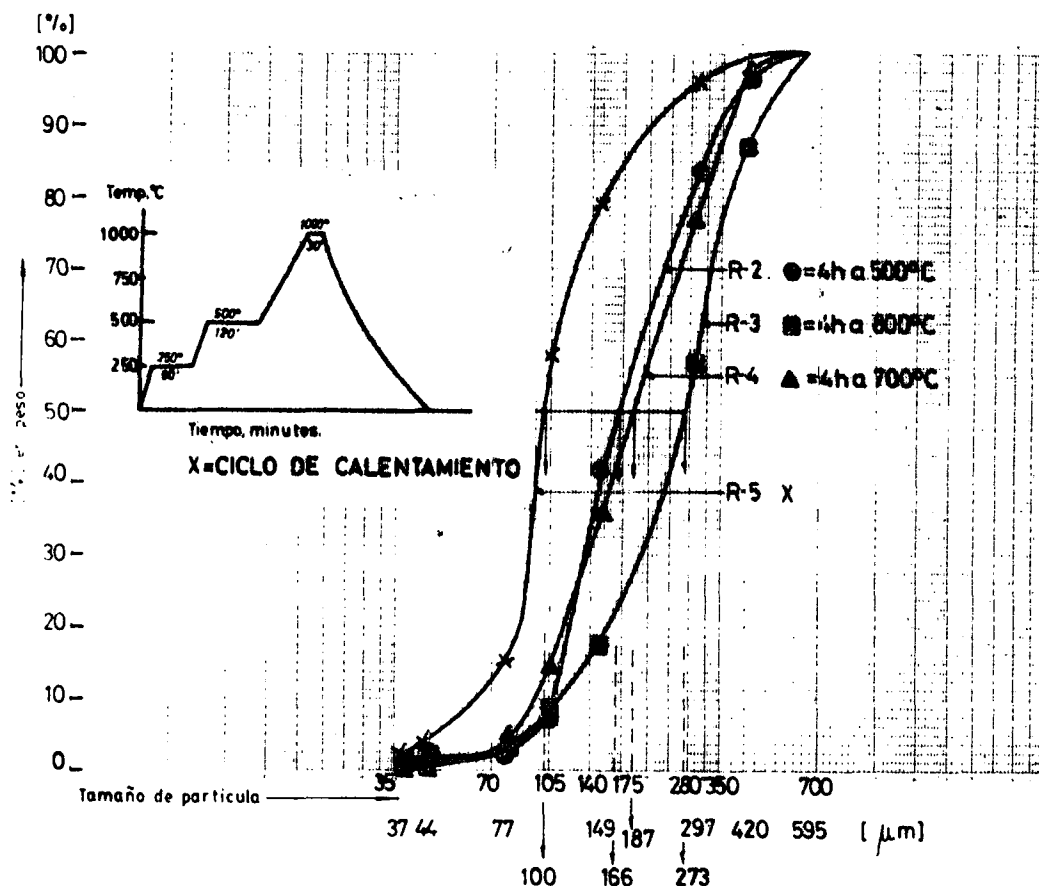


Fig. 5 Distribución del tamaño de partícula en dependencia del ciclo de reducción.

Desmenuzamiento de los Polvos obtenidos por Reducción.

Un desmenuzamiento de los polvos, utilizando un mortero mecánico (a motor), conduce a disminuir el tamaño de partícula medio de $\bar{d} = 100 \mu\text{m}$ a $\bar{d} = 50 \mu\text{m}$.

Una molienda más prolongada efectuada en el mismo mortero conduce a que las escamas de renio se adhieran firmemente a las paredes del mortero de porcelana, pese a lo anterior, hay una notoria fragilización de las escamas que se refleja en el agrietamiento de ellas, ver figura 6.

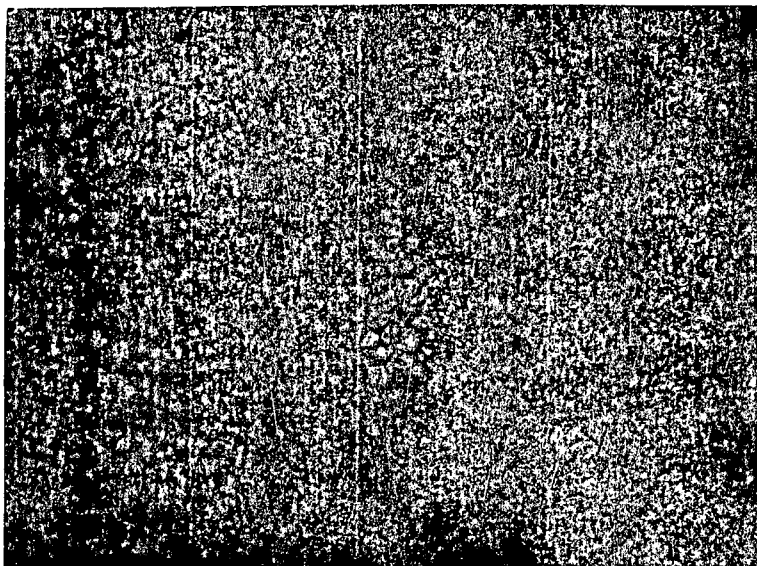


Fig. 6. Agrietamiento de una escama de renio después de una molienda de 66 minutos. Aumento 500x.

DISCUSION Y CONCLUSIONES.

1. No se aprecia influencia de la granulometría inicial de las sales de NH_4ReO_4 sobre el tamaño de los polvos de renio obtenidos.
2. El tratamiento de reducción estudiado que acusó los mejores resultados en cuanto a efectividad y pequeñez de grano resultante, fue el R-5 con un 0,49% de volatilización y un diámetro medio de partículas $d = 100 \mu\text{m}$.
3. Tratamientos efectuados por un mayor tiempo a temperaturas máximas más bajas, llevaron, ya sea a una mayor pérdida por evaporación (4 h a 800°C) o a una falta de reducción (4 h a 500°C).
4. Las sales de NH_4ReO_4 , parcialmente reducidas, después de semanas dentro de un secador, acusan tendencia a un afloramiento de pequeños cristales de sales observables en la superficie del polvo de renio metálico obtenido.
5. Se logra reducir el tamaño medio de partícula a la mitad ($100 \rightarrow 50 \mu\text{m}$) desmenuzando durante seis minutos los polvos obtenidos por reducción.
6. Una molienda de 66 minutos efectuada en un mortero mecánico, conduce a formación de escamas y a un soldeo interpartícula que se traduce en un aumento del tamaño medio de partícula ($50 \rightarrow 80 \mu\text{m}$). Pese a lo anterior, hay una notoria fragilización de las escamas, que se refleja en un agrietamiento de ellas.
7. La tendencia de los polvos a adherirse al mortero se traduce en una importante merma de polvos de renio que indujo a no pro

longar la molienda.

8. En base a los puntos 6 y 7, se concluye que convendría efectuar futuras experiencias a mayor escala, tendientes a lograr granulometrías medias inferiores a $50 \mu\text{m}$, recurriendo para ello a moliendas más prolongadas y utilizando, ya sea, un mórtero mecánico o un molino tipo Attritor.

AGRADECIMIENTOS.

Nuestros más sinceros agradecimientos al P.M.M. de la Organización de Estados Americanos, por habernos facilitado parte de los equipos utilizados en este trabajo.

A "Molibdenos y Metales S.A." de Nos, Chile, por habernos suministrado gratuitamente las sales de renio empleadas para las experiencias.

A todas las personas e instituciones que directa o indirectamente permitieron y facilitaron este trabajo.

REFERENCIAS

- (1) W.Noddack, I.Tacke y O.Berg, "Bericht", Berl. Akad., 1925, pág. 400.
- (2) W.Feit, Z.Ang. Ch. 43, 1930, pág. 459.
- (3) R.Kieffer, G.Jangg, P.Ettmayer, "Sondermetalle", Springer Verlag, 1971, pág. 5.
- (4) Chase Brass & Cooper Co. Inc., "Rhenium and Rhenium Alloys", Connecticut, Ohio, Jan., 1961, Re-2.
- (5) "Masurium Rhenium", Gmelins Handbuch der Anorganischen Chemie, Springer Verlag, Berlin, 1974, pág. 31.
- (6) R.Kieffer, G.Jangg, P.Ettmayer, "Sondermetalle", Springer Verlag, 1971, pág. 51.
- (7) "Molibdenos y Metales S.A.", Nos, Región Metropolitana, Chile.

INFORME DE ACTIVIDADES 1967 - 1984

LUIS GUSTAVO ROSCH CABRIGNAC

Escuela de Ingeniería Mecánica
Facultad de Ingeniería
Universidad Católica de Valparaíso
Casilla 4059, Valparaíso 2, Chile

RESUMEN.

Se describen las actividades de docencia e investigación realizadas por Luis G. Rösch C., al regreso de su participación en el Programa Multinacional de Metalurgia de la Organización de Estados Americanos.

1. INTRODUCCION

Las actividades del arriba nombrado, dentro del Programa Multinacional de Metalurgia de la OEA, pueden dividirse como sigue:

- 1.1. Becario del III Curso Panamericano de Metalurgia, OEA - CNEA, Buenos Aires, 1967.
- 1.2. Investigador Asociado al PMM, Departamento de Materiales, CNEA, Buenos Aires, trabajando en el grupo de Plásticos, bajo la dirección del Ingeniero Carlos Alberto Martínez Vidal (Mayo de 1969 a Febrero de 1972).
- 1.3. Investigador Asociado al PMM, en el grupo de Metalurgia, Departamento de Ingeniería Industrial, U. Nac. del Sur, Bahía Blanca, Argentina (1972).
- 1.4. Tesista en la Escuela de Graduados, Universidad Nacional del Sur, a partir de Febrero de 1972, donde termina su Tesis doctoral, bajo la dirección del Profesor N. Manzini.
En Diciembre de 1972 aprueba su examen de grado conducente al grado de Doctor en Ingeniería.
- 1.5. Coordinador del PMM - OEA en la Universidad Católica de Valparaíso (1976 - 1979).
- 1.6. Jefe del Programa Pulvimetalúrgico del PMM - OEA para Chile (1980).
- 1.7. Jefe del Programa VI "Materiales para nuevas fuentes de energía", con Sede en la UCV, del Proyecto Multina-

cional de Tecnología de Materiales, OEA, desarrollado por el Consorcio de Universidades Chilenas Asociadas (1981 - 1982).

- 1.8. Organización del Seminario Latinoamericano de Pulvimetalurgia del PMTM - OEA en la Universidad Católica de Valparaíso, Diciembre de 1982.

2. DESARROLLO DE LA LINEA DE PROCESOS METALURGICOS DE ELABORACION.

A la fecha del regreso al Centro Sede, se disponía de pocos recursos materiales. Con el apoyo del Programa Multinacional y de la Universidad Católica de Valparaíso, se logró ampliar los laboratorios disponibles y el personal especializado.

- 2.1. Personal.

7 profesores han obtenido su Diploma en Metalurgia en los Cursos Panamericanos de Metalurgia (3 en Buenos Aires y 4 en México). En la actualidad, un docente es tá por recibir su doctorado a través del PMM y otro es tá terminando su tesis de Magister en Metalurgia, en la Universidad de Navarra, España.

- 2.2. Equipamiento

Los laboratorios de Metalurgia montados en la Casa Central de la UCV fueron trasladados a la nueva Sede de la Escuela de Ingeniería Mecánica en Quilpué, donde se cuenta con laboratorios de: metalografía óptica, fotografía, ensaye de materiales, fundición, tratamientos térmicos y pulvimetalurgia.

- 2.3. Líneas de Investigación

Se mantienen dos líneas de investigación:

Pulvimetalurgia, con énfasis en la producción de polvos, molienda, contactos eléctricos y metales duros (A cargo de Luis G.Rösch) Fuera de los trabajos publicados con - forme al Anexo 1, están por publicar - se, o en trabajo:
"Obtención de Polvos de Renio"
"Comportamiento de Contactos Eléctri - cos W vs. Re" y
"Tenacidad de Aleaciones de Renio"

Solidificación, con énfasis en colada continua y metalurgia de la soldadura. (A cargo de B.Müllers). Los trabajos en este campo son informados separadamente por el

candidato a doctor, Bernardo Müllers.

2.4. Publicaciones.

Se han realizado informes internos, presentaciones a congresos nacionales y publicaciones en revistas especializadas (Ver Anexo 1).

2.5. Docencia.

Los miembros del grupo de Metalurgia dictan cursos de pregrado con especialización en Procesos Metalúrgicos de Elaboración y, ocasionalmente, de posgrado. (Ver Anexo 2.)

2.6. Relaciones con Otros Centros

A nivel nacional se mantiene colaboración con el Departamento de Mecánica y Metalurgia de la Facultad de Ingeniería de la Universidad Católica de Chile y con el IDIEM de la Universidad de Chile. Se han recibido visitas de diversos profesores de universidades extranjeras (ver Anexo 3). Se han visitado centros de Argentina, Bolivia, Brasil y Alemania Federal.

3. CONCLUSIONES.

Se puede concluir que, gracias al apoyo del Programa Multinacional de Metalurgia y de la Universidad Católica de Valparaíso, se han establecido las bases para dar una formación adecuada en procesos metalúrgicos de elaboración a los ingenieros mecánicos que egresan de la UCV.

A nivel nacional y latinoamericano cabe destacar el importante aporte hecho a través de las visitas de expertos extranjeros (ver Anexo 3), que dictaron más de 33 Cursos que no sólo tuvieron un importante valor docente, científico y tecnológico, sino que sirvieron para acercarnos internamente, por ejemplo, con la fundación del Consorcio de Universidades Chilenas Asociadas, en torno al Proyecto Multinacional de Tecnología de Materiales, OEA. Cabe destacar que éste fue un logro casi exclusivo de la laboriosidad y don de gente de nuestro Coordinador Prof. Samuel Navarrete Cifuentes.

ANEXO 1

1. L.G.Rösch y N.Manzini, "Dispositivo para Medir Propiedades Mecánicas de Anillos y Tubos", Revista Metalurgia Moderna de la Sociedad Argentina de Metales", N° 32, 1973.
2. L.G.Rösch y N.Manzini, "Medición de Rozamiento bajo Presión Creciente", Revista Metalurgia Moderna de la "Sociedad Argentina de Metales", 1973.
3. L.G.Rösch, "Introducción al Control de Calidad de Piezas Sinterizadas", IV Jornada de Fundición - Santiago, 1976.
4. L.G.Rösch, "Control de Calidad de Cinceles", Revista "Escuela de Mecánica UCV", N° 1, Noviembre de 1976.
5. L.G.Rösch, "Materiales para Cojinetes, sus Características, Métodos de Fabricación y Ensayo", Revista "Escuela Mecánica UCV", N° 2 y 3 - 1977.
6. L.G.Rösch, "Desarrollo y Posibilidades de la Pulvimetalurgia", Ciencia Interamericana, Vol. 18, N° 3 - 4, 1977.
7. L.G.Rösch, "Influencia del Tiempo, la Deformación y el Metal Base sobre la Resistencia al Corte de Uniones Soldadas con Aleaciones Plomo-Estaño", Anales del Primer Congreso Nacional de Metalurgia, Noviembre 1979, Santiago.
8. L.G.Rösch y J.Crook, "Diseño, Construcción y Ensayo de una Planta Piloto para obtener Polvos Metálicos por Atomización con Agua", Anales del Seminario Latinoamericano de Pulvimetalurgia OEA - UCV, Valparaíso, Diciembre de 1982.
9. J.Zazópulos, L.G.Rösch y J.Soto, "Prototipo de Medidor de Torque para un Molino Attritor", 5° Congreso Nacional de Ingeniería Eléctrica, UCV, Valparaíso, Agosto de 1983.
10. J.Bustamante, B.González y L.G.Rösch, "Eficiencia de Molienda en un Molino de Bolas de Laboratorio", III Congreso Nacional de Metalurgia, Universidad de Chile, Octubre de 1983.

ANEXO 2

Cursos de Posgrado y Conferencias dictadas por L.G.Rösch:

- "Pulvimetalurgia"
COPPE, Universidad Federal de Rio de Janeiro
(Junio y Julio de 1977).

- "Pulvimetalurgia"
Centro de Investigaciones Minero-Metalúrgicas
Oruro, Bolivia
(Diciembre de 1978).

- "Introducción a la Pulvimetalurgia"
Universidad Mayor de San Andrés, La Paz, Bolivia
(Diciembre de 1978).

- "Producción de Polvos Metálicos por Atomización"
Seminario Latinoamericano de Pulvimetalurgia,
Universidad Católica de Valparaíso
(Diciembre de 1982).

ANEXO 3

Profesores visitantes con auspicio del PMM - OEA y del PMTM - OEA, recibidos en la UCV:

Profesor/Institución	Tema	Asistentes
<u>1973</u>		
Dr. MIGUEL A. AUDERO D.M. - CNEA	Solidificación	22
Prof. ZELIK ZARETZKY Esc. Graduados Fac. Ingeniería Univ. Buenos Aires	Materiales Refractarios	90
Dr. AMADO CABO A. D.M. - CNEA	Transformaciones de Fase	45
Prof. ZELIK ZARETZKY Ing. HUGO KOLTAN Ing. CARLOS VERSOLETTI	Combustión , Diseño y Cons- trucción de Hornos	103
<u>1974</u>		
Ing. JORGE KITTL D.M. - CNEA	Tratamientos Térmicos	93
Dr. JOSE GALVELE D.M.- CNEA	Corrosión	148
Dr. NILS CLAUSSEN Instituto Max Planck Alemania Federal	Pulvimetalurgia (bases científico- técnicas)	38
Dr. MAURICIO PRATES Universidad de Campinas Brasil	Transferencia de Calor en Procesos de Solidificación	70
Ing. LUCIO IURMAN Ing. ALFREDO SAINZ U. Nac. del Sur de B. Blanca	Trabajado de Metales	114
Dr. CLAUD VETTER Universidad Libre de Berlín	Cinética Electro- química	36

Profesor/Institución	Tema	Asistentes
----------------------	------	------------

1975

Dr. ALEJANDRO J. ARVIA INIFTA y Dr. JOSE GALVELE D.M. - CNEA	Electroquímica Corrosión	59
Ing. JORGE MAZZA ALIAR	Aceros	29
Dr. VICENTE J. RASCIO y Dr. JOSE PODESTA Univ. Nacional de La Plata	Corrosión de Metales y su Prevención	82
Ing. LUIS A. DE VEDIA D.M. - CNEA Ing. LUIS A. MAZZA Sercor-Saccims Dr. NAZARIO MUÑOZ Dragados y Construcciones España	Soldadura	30
Prof. DANIEL VASALLO D.M - CNEA	Metalografía	6
Dr. WAYNE KRAFT Lehigh University, EE.UU. Dr. WARREN SAVAGE Renselaer Polyt.Inst.EE.UU. Dr. FRED WEINBERG Vancouver University	La Solidificación y su Aplicación a los Procesos Tecnológicos	20

1976

Dr. ALEJANDRO J. ARVIA, INIFTA	Electroquímica	
Ing. SUSANA MARCHIANO, U.N. La Plata	Aplicada	36
Dr. MARIO PIO GOMEZ, SENID Argentina	Fractomecánica I	75
Dr. JOSE VAZQUEZ, ITEN, Argentina		
Dr. THOMAS BELL Univ. de Liverpool, Inglaterra	Tratamientos Térmicos	61
Prof. ZELIK ZARETZKY	Materiales Refractarios	72

Profesor /Institución	Tema	Asistentes
Dr. MARIO PIO GOMEZ Dr. JOSE VAZQUEZ Dr. PAUL PARIS, Wash.Univ.USA	Fractomecánica II	22
Dr. ALEJANDRO J.ARVIA Dr. JOSE GALVELE	Electroquímica y Corrosión de Metales	37
Prof. RICHARD KIEFFER U. Técnica de Viena,Austria	Pulvimetalurgia de Metales Especiales	20
Prof. Dr. H.GERHARD ZAPF U. de Karlsruhe,Alemania Federal	Pulvimetalurgia de Metales Férricos	20
Ing. JUAN N.BAEZ D.M. - CNEA	Ensayos No Destructivos	15
<u>1978</u>		
Dr. ALDO CORDEIRO DUTRA Petrobras, Brasil	Protección Catódica	14
Ing. LUIZ SAYAO Brassinter, Brasil	Pulvimetalurgia del Cobre y del Acero	20
<u>1980</u>		
Dr. CLAUD GOETZEL Inst. de Invest. Espaciales Palo Alto, California, USA	Pulvimetalurgia de Materiales Especiales	20
Dr. JOSE GALVELE, CNEA	Corrosión bajo tensiones	
<u>1981</u>		
Dr. LEONARDO ULLER Fund. de Tecnol. Ind. Rio de Janeiro, Brasil	Corrosión por Alcohol	
Dr. CHARLES R.HOUSKA Mat. Sc. Eng. VPI, USA	Difusión	

Profesor/Institución	Tema	Asistentes
<u>1982</u>		
Ing. LUIZ SAYAO Brassinter, Brasil	Pulvimetalurgia	37
Ing. JORGE KNAEPPER Boehler, Argentina	Metales Duros	37
Prof. Dr. RICHARD KIEFFER U. Técnica de Viena, Austria	Se enfermó mortalmente (sufrió un infarto)	

P U L V I M E T A L U R G I A

L.G. Rösch

Escuela de Ingeniería Mecánica.

Obtención de polvos metálicos:

- Diseño y construcción de planta para obtener polvos por atomización con agua (Al, Cu, Ag, Au).
- Influencia de los parámetros, que intervienen sobre el tamaño de partícula de los polvos obtenidos por atomización.
- Obtención de polvos de Cu por electrólisis.
- Obtención de polvos de renio a partir de Perrenato de Amonio.
- Obtención de renio compacto a partir de polvos de renio (en trabajo).

Estado actual: Se construyó horno de arco al vacío(en etapa de prueba)

- "Estudio Comparativo de Contactos Eléctricos para Ruptores de Vehículos W vs. Re".

Estado actual: Se construyó sistema para ciclar contactos que permite medir la merma por quemado y la resistencia de contactos.

OTROS TRABAJOS

" Medición de Rozamiento bajo Presión Creciente y Determinación de Propiedades Mecánicas de Anillos y Tubos" (Trabajo de Tesis para obtener el título de Doctor en Ingeniería).

- Comportamiento mecánico de uniones soldadas con Sn-Pb.(publicado).
- Eficiencia de molienda en un molino de bolas de laboratorio(publicado).
- Medición de energía útil en un molino tipo Attritor.(publicado).

LINEAS FUTURAS.

- Pulvimetalurgia de los metales de alto punto de fusión.
- Metales duros.
- Molienda.

PARTICIPACION DEL INGENIERO BERNARDO MÜLLERS F., PROFESOR ADJUNTO DE LA ESCUELA DE INGENIERIA MECANICA, FACULTAD DE INGENIERIA DE LA UNIVERSIDAD CATOLICA DE VALPARAISO, CHILE, EN LAS ACTIVIDADES DE LOS PROYECTOS DE METALURGIA OEA, TANTO ORDINARIOS COMO ESPECIALES.

Antecedentes:

En 1972 se suscribió un acuerdo de colaboración entre la Dirección del Proyecto Multinacional de Metalurgia (PMM) de O.E.A. con Sede en CNEA. y en U.C.V. Dicho acuerdo incluiría la formación de un grupo de especialistas en metalurgia para impulsar las actividades que tenía programadas la Universidad Católica de Valparaíso en este campo.

Esta formación se realizaría a través de los Cursos Panamericanos de Metalurgia (CPM) y luego con Becas de Investigador asociado que permitirían a profesores de la Universidad Católica de Valparaíso, postular al doctorado.

En el caso del Ingeniero Bernardo Müllers F., su participación en este acuerdo ha incluido las siguientes actividades:

1. Incorporación al VIII CPM, realizado en la Comisión Nacional de Energía Atómica (CNEA) Argentina en 1972.

El Ingeniero Müllers se incorpora a este curso con una beca concedida por la Universidad Católica de Valparaíso.

2. Reincorporación a la Universidad Católica de Valparaíso.

Finalizado el curso, el Ing. Müllers se reincorpora al cuerpo docente de la Escuela de Ingeniería Mecánica y aprovecha su formación desarrollando actividades académicas y de investigación en el área de la metalurgia, tarea que realiza en conjunto con otros profesores que han participado en los CPM, como es el caso de los señores: Luis Rösch C. y Roberto Medinelli B.

3. Continuación de los estudios e investigaciones tendientes a la obtención de un doctorado.

De acuerdo con el programa acordado en 1972, el Ing. Müllers se reincorpora a la CNEA, en el año 1975, en calidad de Investigador Asociado, con una beca O.E.A. incorporada al Plan de Operaciones de la Universidad Católica de Valparaíso y también con apoyo del Proyecto en Argentina.

El programa a seguir le permitirá postular al doctorado en base al convenio suscrito entre la CNEA y la Universidad Nacional del Sur (UNS), Bahía Blanca, Argentina. La tesis a desarrollar se intitula: "Estructuras de Cobre Tough Pitch", que corresponde a un problema detectado en la Fundición Ventanas de la Empresa Nacional de Minería (ENAMI), Chile, que se realizará bajo la dirección del Ingeniero don Heraldo Biloni, Jefe de la División Solidificación (Gerencia de Desarrollo) de la CNEA y Director del P.M.M. de O.E.A.

Cabe destacar que la ENAMI aportó media tonelada de cobre electrolítico para el desarrollo experimental de la tesis.

4. Reincorporación a la Universidad Católica de Valparaíso.

En 1979, el Ing. Müllers finaliza su estadía en la CNEA, se reincorpora al cuerpo docente de la Escuela de Ingeniería Mecánica de la Universidad Católica de Valparaíso, desarrollando las siguientes actividades:

4.1 Docencia en el área de metalurgia.

4.2 Publicación de textos relacionados con:

- "Solidificación en Soldadura", Ing. Mec., 1980.

- "Mecanismos Involucrados en la Formación de Estructura de Lingotes", Ing. Mec., 1980.

5. Estadía en la CNEA y la UNS. (1980-1981).

Entre Diciembre de 1980 y Junio de 1981, el Ing. Müllers, con

beca CNEA/OEA, realiza actividades terminales que incluyen: aspectos experimentales y de redacción de la tesis y dicta Seminarios sobre Solidificación y Fundición de Cobre en la UNS.

6. Período 1981-1983.

El Ing. Müllers se reincorpora a la Universidad Católica de Valparaíso, desarrollando actividades académicas en la Escuela de Ingeniería Mecánica y participando en las actividades de Proyectos Ordinarios y Especiales de O.E.A. en Chile. Entre estas actividades hay que destacar lo siguiente:

Publicaciones:

- "Estructuras de Fundición de Aleaciones Diluidas del Sistema Cu-0", B.Müllers, H.Biloni; Lat. Amer. J. of Met. and Mats., (Trabajo invitado) 1, 1, 1981.
- "Comportamiento a Alta Temperatura de una Pintura para Moldes de Fundición y su Relación con la Estructura de Lingotes de Cobre", B. Müllers, J. Baez, N. Fuentes; III Congreso Nacional de Metalurgia, Universidad de Chile, 1983.

Participación en las actividades desarrolladas en la Universidad Católica de Santiago (UC), Centro Asociado a los Proyectos Ordinarios y Especiales de Metalurgia, OEA.

El Ing. Müllers integra el grupo multidisciplinario que participa en el Proyecto "Colada Continua y Trabajo Mecánico de Cobre" que tiene sede en el Departamento de Ingeniería Mecánica y Metalurgia de la U.C. Su trabajo se relaciona con la optimización de la planta experimental diseñada y construida en la U.C., encarando los problemas de solidificación-estructura-propiedades.

7. Período 1984.

- En la U.C.V.
- Centra sus actividades en el Area de Metalurgia de la Escue-

la de Ingeniería Mecánica, en carácter de Jefe del Area.
Dicta clases y dirige tesis, entre las cuales se cuentan:

- "Silicuración de Aceros al Carbono".
- "Refusión de Esferas Metálicas en su Propio Líquido".
- "Transferencia de Calor en Coquillas de Colada Continua".

En el Proyecto de Metalurgia O.E.A.

- Participa en el diseño, construcción y puesta a punto de una "Planta Piloto" para colada continua de barras y tubos de cobre y aleaciones, materiales que serán sometidos a trabajado mecánico directo.
- Participa en el X.Seminario Post-Doctoral: "Mecánica del Continuo y Microestructura".

CONCLUSIONES.

El suscrito sintetiza a continuación su juicio sobre la importancia que atribuye a su participación en las actividades de los Proyectos de Metalurgia de la O.E.A. que le han permitido:

A nivel personal.

- 1) Satisfacer su vocación hacia una especialización en el área de la Metalurgia, cuya importancia para contribuir al desarrollo socio-económico-cultural de la Región es innegable.
- 2) Impulsar el desarrollo del área de metalurgia en la Escuela de Ingeniería Mecánica de la U.C.V.
- 3) Participar en programas que se desarrollan en otras Universidades Chilenas y particularmente en la U.C.
- 4) Contribuir a la solución de problemas que enfrentan importantes industrias nacionales y, tal vez, lo más fundamental:

Conocer y establecer vínculos personales con distinguidos especialistas de centros en la Argentina, de otros países de la re-

ción y de Europa, que le permitirán seguir progresando, tanto en asuntos básicos como aplicados.

El autor aprovecha esta oportunidad para agradecer a quienes hicieron posible su participación en el Proyecto de Metalurgia de O.E.A., las facilidades otorgadas por la C N E A para lograr los objetivos señalados y especialmente su reconocimiento al Ingeniero don Heraldó Bilóni, Director de la tesis desarrollada.

ESTUDIO POTENCIODINAMICO DEL DEALEADO DE LATONES.

Juan I. Gardiazábal.

Instituto de Química, Universidad Católica de Valparaíso, Casilla 4059, Valparaíso, Chile.

Resumen.

Se ha estudiado el comportamiento potenciodinámico de latones monofásicos en una solución de Na_2SO_4 1M, considerando el efecto de: a) la cantidad de aleante no noble (5-35%), b) la temperatura de la solución (0-90°C) y c) el contenido de As(III) en la solución (0-12 ppm).

En general los diferentes perfiles I/E muestran la aparición de dos cuplas reversibles en la zona de decincado atribuibles a especies diferentes de Zn. Por otra parte el arsénico en la solución cumpliría un doble papel. A bajas concentraciones ($\leq 0,75$ ppm) ayuda a la disolución activa de Zn, mientras que para concentraciones mayores que 1,0 ppm, se deposita en la superficie como As metálico, lo cual inhibe el dealeado. Se propone un mecanismo de decincado de los latones vía disolución selectiva de cinc.

Introducción.

Dealeado es un proceso de corrosión en el cual uno de los constituyentes de una aleación (el más activo) se disuelve preferencialmente, dejando como consecuencia una estructura metalúrgica alterada. Este fenómeno de corrosión localizada, que obviamente no guarda relación entre la cantidad de material disuelto con el daño que se produce en la pieza metálica fue dado a conocer por primera vez en 1866 para aleaciones de cobre y cinc (1) (decincado de latones). Desde esa época se ha detectado prácticamente en todas las aleaciones en base a cobre (2-14) en hierro fundido (1,15), en aceros que contienen Cu y Mo (16), en aleaciones de cadmio y magnesio (17-18), en aleaciones de metales nobles (6, 19) etc.

La mayoría de los trabajos se ha enfocado al estudio de las aleaciones de cobre y entre ellas a los latones, por ser éstas de amplio uso a nivel industrial. La mayor parte de los mismos están orientados al estudio del mecanismo de decincado, empleando para ello técnicas de polarización potencioestáticas (4, 9, 10 y 11), galvanostáticas (3,5,6 y 7) o de circuito abierto (2, 8, 12,13 y 14)

Un segundo motivo de preocupación ha sido el estudiar el efecto del arsénico como inhibidor del decincado de Latones. En 1924 Bengough y May encontraron que aquellos latones que contenían pequeñas cantidades de arsénico (0,02 a 0,06%) no sufrían este tipo de corrosión localizada. El arsénico es efectivo contra el decincado de latones α y no contra aquellos que contienen una mayor cantidad de cinc (20).

La acción inhibidora de este metal no esta totalmente aclarada. Para V.F. Lucey (21, 22), el Arsénico inhibe la reacción de dismutación de Cu(I) estabilizando esta especie en solución. Para otros investigadores en cambio, el efecto del arsénico es formar una película barrera insoluble de arsenito o arseniato de cobre (23-25). Por último para Langenegger y Robinson (26) la inhibición podría deberse a la formación de una solución sólida de Cu-As-Zn en el límite de grano que impediría el inicio del decincado en estos lugares y por consiguiente el posterior desarrollo del mismo.

Medidas potenciodinámicas no han sido utilizadas en el estudio del comportamiento electroquímico de este tipo de aleaciones. El presente trabajo tiene por objeto estudiar en base a dicha técnica el mecanismo de disolución de latones α en soluciones de Na_2SO_4 1M, considerando tanto, el efecto del contenido de Zn en la aleación como la concentración de As(III) y la temperatura en la solución.

Método Experimental.

Los ensayos sobre probetas estáticas se realizaron utilizando chapa de latón monofásico de composición dada en la Tabla I, recocido durante 4 horas bajo atmósfera de N_2 a 600°C . El contacto eléctrico se obtuvo mediante un alambre de cobre envainado en vidrio, cubriendo éste y los bordes del electrodo de trabajo con resina epóxica dejando una superficie expuesta de aproximadamente 1 cm^2 . Posteriormente las probetas fueron tratadas a 70°C durante 2 horas (27) y luego, justo antes de cada ensayo, pulidas con papel de CSi 600 y lavadas con agua destilada. Como contraelectrodo se empleó un alambre de platino y como electrodo de referencia uno de sulfato mercurioso dándose los resultados con respecto al electrodo normal de hidrógeno.

Los ensayos se realizaron en una celda de vidrio de doble pared por la cual circulaba agua, cuya temperatura se fijaba median-

te un termostato HAAKE 01. La solución empleada fue Na_2SO_4 1M, preparada a partir de Na_2SO_4 p.a. y agua destilada. Esta se deaireó utilizando nitrógeno previamente purificado (28) antes y durante cada experiencia. La aplicación de potenciales se realizó mediante un potenciostato y un generador de señales construidos en nuestros laboratorios (29-30). Las curvas corriente/potencial fueron inscritas en un registrador Hewlett-Packard modelo Variplotter EAI 1130.

Resultado y Discusión.

a) Comportamiento potenciodinámico del latón 70/30. (31).

La figura 1 muestra el perfil potenciodinámico del latón 70/30 en Na_2SO_4 1 M a 25°C . En ella se observa tres máximos anódicos y cuatro máximos catódicos.

La generación de los picos catódicos indica que existe una conjugación entre los máximos I y VI, II y VII y III con IV y V.

Para observar las cuplas formadas entre las especies asociadas con los picos III, IV y V debe sobrepasarse un potencial de 0,09V (enh). La figura 2 muestra los perfiles potenciodinámicos del primer ciclo de barrido de un electrodo de cobre el cual ha sido previamente catodizado a $-0,96\text{V}$ por 1 min. tanto para la solución estudiada como para una que contenía Zn^{++} . La presencia de los máximos de corriente anódica y catódica en este último caso corresponden con los que aparecen en la primera zona de potenciales en el perfil I/E del latón 70/30 y pone de manifiesto que dichos procesos están asociados con la oxidación del Zn desde la aleación y con la posterior reducción de estas especies. Para observar la oxidación de ambos componentes de la aleación debe sobrepasarse un cierto potencial indicando con esto que los máximos III, IV y V están asociados con la oxireducción de especies de cobre.

b) Influencia de la concentración de Zn en el latón. (32).

La figura 3 muestra la influencia en los perfiles potenciodinámicos del contenido de cinc en la aleación. A medida que disminuye la concentración de este metal disponible en la aleación las corrientes de los máximos I y II disminuyen notablemente, reafirmando que estos máximos están asociados a la disolución del metal menos noble.

c) Influencia de la concentración de As(III) en la solución. (33).

El comportamiento voltamétrico de la aleación en los medios arseniacales estudiados para la zona de disolución selectiva de cinc, se presentan en la figura 4. Ella muestra que para contenidos de As(III) menor o igual que 0,5 ppm. los picos I y II disminuyen y al mismo tiempo comienza a aparecer una nueva contribución anódica a potenciales más negativos (pico I'). Dicho máximo aumenta para 0,75 ppm de As(III), desapareciendo al mismo tiempo el pico anódico I. A concentraciones de 1 ppm el pico de corriente I' disminuye hasta alcanzar contribuciones de corriente relativamente bajas, atribuibles a disoluciones a través de una película superficial. Las pendientes de tafel asociadas con el máximo I y con el máximo I', muestran valores de 25 ± 4 mV/década y de 30 ± 4 mV/década, para concentraciones de As(III) < 1 ppm, lo que estaría indicando que ambos corresponden al mismo proceso de disolución activa, existiendo la participación de una especie de As(III) en el mecanismo. Para valores de As(III) ≥ 1 ppm las pendientes aumentan gradualmente indicando con esto que la disolución ocurre a través de una película que se forma en la potenciostatización previa al barrido de potenciales.

d) Influencia de la Temperatura de la solución. (34).

El perfil potenciodinámico básico del latón 70/30 (Figura 1) sufre una variación respecto de la temperatura.

La característica más importante es la modificación que sufre el máximo II con esta variable. A 0°C aparece solapado al máximo I y a medida que la temperatura aumenta, el máximo II se separa completamente tanto que se desplaza del orden de 30 mV hacia valores más positivos para temperaturas mayores de 60° .

Un resumen de los parámetros potenciodinámicos determinados a las diferentes temperaturas se encuentran en la Tabla II. En dicha Tabla se observa que la pendiente de tafel ($\partial E_p / \partial \log v$) disminuye con la temperatura y que el parámetro ($\partial \log i / \partial \log v$) es independiente de esta variable y es aproximadamente igual a 1.

Conclusiones.

El posible esquema de reacción que explica el comportamiento

del latón 70/30 y la influencia de la concentración de Zn en la aleación y de la temperatura y concentración de As(III) en la solución, estaría dado por la figura 5.

En este esquema, la reacción (1) representa la deposición de As^0 sobre la superficie y cuya extensión depende de la concentración de As(III) en el medio. La reacción (2) en su primera etapa correspondería a la disolución activa de Zn en ausencia de As(III) (pico I) y en su segunda parte (5), a la disolución de Zn a través de la película de hidróxido formada (pico II). La reacción (3) constituye una disolución activa de Zn asistida por la presencia de As(III) en la solución cuando este se encuentra en bajas concentraciones (pico I').

Bibliografía.

- (1) R.H. Heidersbach, Jr. "Forms of Corrosion. Recognition and prevention". NACE publication. U.S.A. 1982 p. 99-104.
- (2) C. Breckon and P.T. Gilbert, Chemistry and Industry 1, 35 (1965).
- (3) A.H. Taylor, J. Electrochem. Soc., 118, 854 (1971).
- (4) H. Sugawara and H. Ebiko, Corrosion Science, 7, 513 (1967).
- (5) N.V. Vyazovikina, I.K. Gorkina and I.K. Marshakov, Electrokhimiya, 18, 1391 (1982).
- (6) I.K. Marshakov, V.S. Bolychev and O.P. Potapova, Zashchita Metallov, 9, 3 (1973).
- (7) H.G. Teller, Corrosion Science, 8, 259 (1968).
- (8) J.I. Gardiazábal I. y H. Pinochet C., Bol. Soc. Chil. Quím. 26, (3), 1 (1981).
- (9) H.W. Pickering, J. Electrochem. Soc., 117, 8, 1970.
- (10) H.W. Pickering and P.J. Byrne, J. Electrochem. Soc., 116, 1492 (1969).
- (11) H.W. Pickering and C. Wagner, J. Electrochem. Soc., 114 698 (1967).
- (12) A.P. Pchel'nikov, A.D. Sitnikov, I.K. Marschakov and V.V. Losev, Electrochimica Acta, 26, 591 (1981).
- (13) A.V. Polunin, A.P. Pchel'nikov, V.V. Losev and I.K. Marshakov, Electrochimica Acta, 27, 467 (1982).
- (14) J.E. Finnegan, R.E. Hummel and E.D. Verink, Jr., Corrosion, 36, 256 (1981).
- (15) L.L. Shreir, Corrosion Vol. I., Newness Butterworths, 2nd Edition, London 1979, p. 1:45.

- (16) N.N. Rodin, A.V. Plaskeev, M.A. Dembrovskii, Ya.M. Kolotyarkin and V.M. Knyazheva, *Zaschita Metallov*, 5, 215 (1969).
- (17) J.I. Gardiazábal and J.R. Galvele, *J. Electrochem. Soc.*, 127, 255 (1980).
- (18) J.I. Gardiazábal and J.R. Galvele, *J. Electrochem. Soc.* 127, 259 (1980).
- (19) H.W. Pickering, *J. Electrochem. Soc.*, 115, 143 (1968).
- (20) J.R. Galvele, G. Cragolino y G. Alvarez, "Estudio sobre corrosión metálica" SENID, Argentina 1973, p. 118.
- (21) V.F. Lucey, *British Corr. J.*, 1, 9 (1965).
- (22) V.F. Lucey, *British Corr. J.*, 1, 53 (1965).
- (23) F.W. Fink, *Trans. Electrochem. Soc.*, 75, 441 (1939).
- (24) M.J. Pryor and K. Giam, *J. Electrochem. Soc.*, 129, 2157 (1982).
- (25) R. Schrebler, H. Gómez, E. Riveros y J.I. Gardiazábal. *Bol. Soc. Chil. Quím.*, 28 (4), 9 (1983).
- (26) E.E. Langenegger and F.P.A. Robinson, *Corrosion*, 25, 137, (1969).
- (27) N.D. Greene, W.D. France and B.E. Wilde, *Corrosion* 21, 275 (1965).
- (28) D. Gilroy and J.E.O. Mayne, *J. Appl. Chem.* 12 (382) 1962.
- (29) J. Vignolo y J.I. Gardiazábal, *Rev. Chil. Ed. Quím.*, 4, 190 (1979).
- (30) J. Ramírez, M. Bahamondes, J.I. Gardiazábal y R. Schrebler, *Bol. Soc. Chil. Quím.* 25, 144 (1980).
- (31) R. Schrebler y J.I. Gardiazábal III. Congreso Nacional de Metalurgia, Santiago, Chile, 1, A299-A307, Octubre de 1983.
- (32) R. Schrebler y J.I. Gardiazábal, III Simposio Brasileiro de Electroquímica e Electroanalítica, Sao Carlos, Brasil, 1982.
- (33) G. Layana, J.I. Gardiazábal y R.S. Schrebler, IV Simp. Bras. Electroquím. Electroanal., 1984 Anais, p 115-119.
- (34) J.I. Gardiazábal, G. Layana y R.S. Schrebler, Enviado al XVI Congreso Latinoamericano de Química Rio Janeiro, Brasil, 14 al 20 de Octubre de 1984.

Agradecimientos.

Se agradece a la Dirección General de Investigaciones de la Universidad Católica de Valparaíso el haber financiado parcialmente el presente trabajo a través del proyecto 035.713.

TABLA II

Parámetros potenciales dinámicos determinados a diferentes temperaturas.

T °C	MAXIMO I E _{λ,c} = -0,96V		MAXIMO II E _{λ,c} = -0,61V		MAXIMO II E _{λ,c} = -0,56V	
	δEp/δlgv	δlgi/δlgv	δEp/δlgv	δlgi/δlgv	δEp/δlgv	δlgi/δlgv
0	46	0,99	59	0,97	50	0,94
15	33	0,99	37	0,95	44	0,98
25	23	0,95	26	1,02	29	1,00
40	19	0,93	26	0,96	---	---
60	---	1,00	---	0,95	27	0,93
75	16	0,97	---	0,95	21	0,97
90	0	1,02	18	0,98	---	---

TABLA I

Composición química de los latones.

Latón	%Cu	%Zn
65/35	65,7	34,2
70/30	70,1	29,8
85/15	85,3	14,6
95/5	94,5	5,4

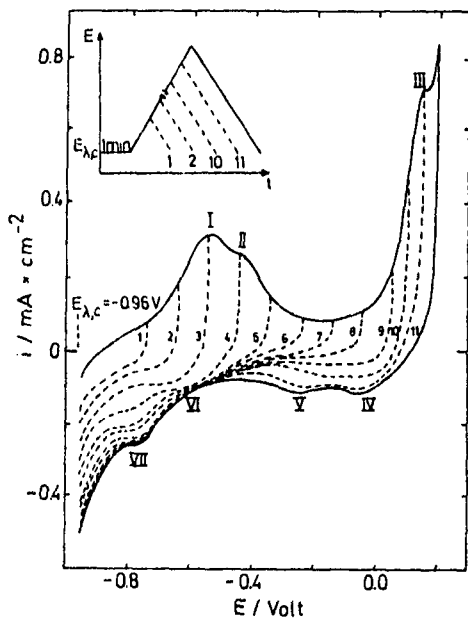


Fig. 1: Perfil potenciales dinámico. Latón 70/30, 25°C.

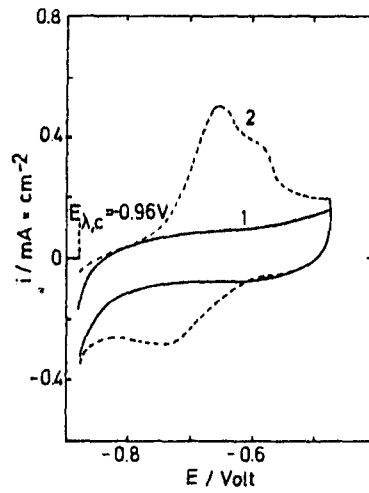


Fig. 2: Perfil potenciales dinámico, 25°C.
1) Cu
2) Cu+Zn²⁺ 0,01M

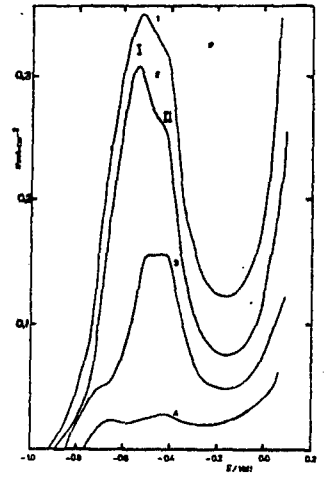


Fig. 3: Perfil potenciales dinámicos.
1) Latón 65/35
2) Latón 70/30
3) Latón 85/15
4) Latón 95/5

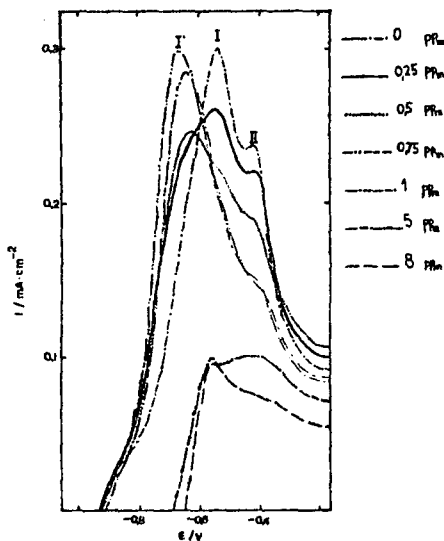


Fig. 4: Influencia de la concentración de As(III). Latón 70/30. 25°C

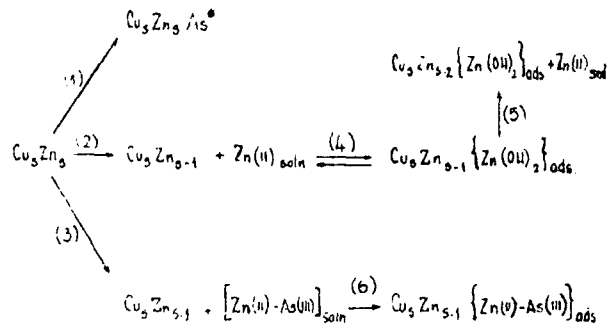


Fig. 5: Esquema de reacciones.

INFORME DE ACTIVIDADES 1978-1984

Carlos H. Wörner
Instituto de Física
Universidad Católica de Valparaíso
Casilla 4059, Valparaíso 2, Chile.

RESUMEN

Se describen las actividades de docencia e investigación realizadas por el autor en la Universidad Católica de Valparaíso al regreso de su participación en el Programa Multinacional de Metalurgía de la Organización de Estados Americanos.

1.- INTRODUCCION

Durante los años 1974 a 1977 el autor permaneció en la Comisión de Energía Atómica, Argentina, Departamento de Materiales e Instituto Balseiro como parte del programa de entrenamiento del Programa Multinacional de Metalurgia de la O.E.A., enviado por la Universidad Católica de Valparaíso, centro asociado a dicho proyecto. Ese lapso de tiempo se dividió en las actividades que se indican:

- 1.1.- Becario del X Curso Panamericano de Metalurgia OEA-CNEA. Buenos Aires, 1974.
- 1.2.- Investigador Asociado al P.M.M. Departamento de Materiales C.N.E.A. Buenos Aires, trabajando en el Grupo de Transformaciones de Fase bajo la Dirección del Dr. A. Cabo, 1975.
- 1.3.- Investigador Asociado al P.M.M. Instituto de Física Balseiro. Bariloche. Se completó la Licenciatura en Física, 1976.
- 1.4.- Investigador Departamento de Materiales C.N.E.A. Se completa la parte experimental de la tesis doctoral dirigida por el Dr. A. Cabo, 1977.

En el año 1978 se regresa a Chile donde se ha permanecido realizando tareas académicas en el Instituto de Física de la Universidad Católica de Valparaíso hasta la fecha.

Dicha Unidad Académica tiene una planta de 16 profesores de jornada completa y un número similar de profesores de jornada parcial y ayudantes. Su quehacer consiste en realizar la docencia y la investigación en Física para toda la Universidad y mantiene grupos activos en Física Teórica, Laser, Fluidos, Metales y Física General. Posee curricula conducentes a los grados de Licenciado y Magister en Ciencias con mención en Física, como asimismo el de profesor de esta disciplina.

2.- DESARROLLO DE LA LINEA DE FISICA DE METALES

A la fecha del regreso al centro sede, no se disponía de ningún recurso en el área de Materiales. Contando con el apoyo del Proyecto Multinacional y de la Universidad Católica de Valparaíso se ha logrado consolidar un grupo de trabajo en Física de Metales. Se detallan a continuación diversos aspectos de la situación actual.

- 2.1.- Personal: Dos profesores han obtenido su Diploma en Metalurgia en el Curso Panamericano de Metalurgia UNAM-IPN, México. Un profesor ha obtenido su Master of Science (Materials Science Engineerig) en el V.P.I., U.S.A.
- 2.2.- Equipamiento: Se han montado dos laboratorios con un equipamiento que, aparte del de uso general, dispone de metalografía óptica, fotografía, sala de hornos y difracción de Rayos X.
- 2.3.- Líneas de investigación: Se mantienen dos líneas: teoría de crecimiento y frenado de crecimiento de grano (con la colaboración del Dr. A. Cabo) y resistividad de alambre de Cobre y su relación con variables metalúrgicas como textura, porosidad, tratamiento térmico, etc. (en colaboración con el grupo de colada continua de la Universidad Católica de Chile). Pa-

ra este último proyecto se ha montado un equipo para medir resistividad eléctrica. Posteriormente se desea ampliar este campo y cubrir también la conductividad térmica. Paralelamente se apoya un proyecto multidisciplinario sobre aprovechamiento integral de la madera, determinando la cristalinidad de muestras de madera mediante difractografía de Rayos X.

2.4.- Publicaciones: Se han realizado informes internos, presentaciones a congresos nacionales e internacionales y una publicación internacional (ver Anexo 1).

2.5.- Docencia: Los miembros del Grupo de Metales dictan cursos de pre y postgrado en diversas asignaturas de Física. Se han dictado cursos de especialización en Física de Metales. En la actualidad hay dos candidatos a Magister que realizan su tesis en el Grupo de Metales.

2.6.- Relaciones con otros centros: A nivel nacional se mantiene colaboración con el Departamento de Ingeniería Metalúrgica de la Universidad de Santiago de Chile y el Departamento de Ingeniería Mecánica y Metalurgia de la Universidad Católica de Chile. Se han recibido visitas de diversos profesores de universidades extranjeras (ver Anexo 2). Se han visitado centros de Argentina, Brasil, U.S.A. y Puerto Rico.

3.- CONCLUSIONES

Se puede concluir de lo anterior que con el apoyo del Proyecto Multinacional y la Universidad Católica de Valparaíso se ha montado un grupo de trabajo, de tamaño pequeño pero activo en el campo de la Metalurgia Física.

A N E X O 1

PUBLICACIONES GRUPO DE METALES 1978-1984.

- 1.- C.H. Wörner y A. Cabo: "Influencia de la Estequiometría sobre la recristalización secundaria en aleaciones Fe₃%Si". Asociación Física Argentina, 1978.
- 2.- C.H. Wörner y A. Cabo: "Temperatura de recristalización primaria y secundaria durante calentamiento continuo, en una aleación de Fe-3%Si". Asociación Física Argentina, 1978.
- 3.- J. Casanova: "Galvanómetro electrónico". Publicación Interna UCVMET 0182, 1982.
- 4.- M. Murphy, O. Herrera y C.H. Wörner: "Puente de Thomson". Publicación Interna UCVMET 0282, 1982.
- 5.- M. Murphy, C.H. Wörner: "Resistividad en alambre de cobre trefilado". Publicación Interna UCVMET 0383, 1983.
- 6.- A. Peñaloza: "Textura de fibra de alambres de cobre trefilado". Publicación Interna UCVMET 0483, 1983.
- 7.- C.H. Wörner y A. Cabo: "Critical Analysis of the Gladman model regarding the grain boundary by inclusions". Congreso Nacional de Metalurgia, 1983.
- 8.- A. Peñaloza: "Uso de la función Pearson VII en el Análisis de muestras minerales mediante técnicas de difracción de Rayos X". Congreso Nacional de Metalurgia, 1983.
- 9.- A. Peñaloza y C.R. Houska: "Refinements of the X-ray intensities from Ti₃₋₂Al". Congreso Nacional de Metalurgia, 1983.
- 10.- C.H. Wörner y S. Romero: "Consideraciones energéticas acerca de la interacción borde de grano-precipitado". Jornadas Nacionales de Física, 1983.
- 11.- O. Herrera, A. Romero, A. Peñaloza y C.H. Wörner: "Propiedades eléctricas de alambre de cobre trefilado y su relación con variables metalúrgicas". Jornadas Metalúrgicas y Latinoamericana-

nas de la Sociedad Argentina de Metales, 1984.

- 12.- C.H. Wörner y A. Cabo: "Curved grain boundaries and its interaction with dispersed phases". Conferencia Interamericana de Tecnología de Materiales, 1984.
- 13.- C.H. Wörner y A. Cabo: "On the shape of a grain boundary pinned by a spherical particle". Scripta Metall. 18,565 (1984).
- 14.- A. Cabo y C.H. Wörner: "Informe de actividades en materiales magnéticos blandos", 1984 (no publicado).
- 15.- C.H. Wörner y A. Cabo: "Precipitación of manganese sulphide in 3% silicon iron". Enviado a publicación.

A N E X O 2

PROFESORES VISITANTES.

NOMBRE	PERIODO	PROCEDENCIA
1.- A. Cabo	Nov. 1979 y Oct. 1983	Depto. de Materiales, CNEA, Argentina.
2.- C.R. Houska	Sept. 1980 y Dic. 1981	Mat. Sci. Eng. V.P.I., U.S.A.
3.- S. Saimoto	Nov. 1981	Met. Eng. Queen's Univ. Canada.
4.- W.R. Hibbard	Oct. 1981	Mat. Sci. Eng. V.P.I., U.S.A.
5.- J. Garín	Jul 1982, Ag. 1983	Depto. Met. Univ. de Santiago de Chile.

II ENCUENTRO LATINOAMERICANO DE METALURGIA

Buenos Aires, octubre de 1984

" Objetivos, actividades y resultados del Proyecto Especial Procesos Metalúrgicos que se desarrolla en la Universidad Central de Venezuela en el marco de los Programas Regionales de la O.E.A."

Expositor: Carlos Debandi

Objetivos, actividades y resultados del Proyecto Especial Procesos Metalúrgicos que se desarrolla en la Universidad Central de Venezuela en el marco de los Programas Regionales de la OEA.

RESUMEN

El presente trabajo abarca una descripción sintética de los lineamientos actuales y acciones consecuentes que ha emprendido este proyecto de investigación y desarrollo en el área de la tecnología del aluminio y sus aleaciones.

Durante el presente año el Proyecto ha dado pasos definitivos en lo que consideramos su integración a la estructura industrial del aluminio en Venezuela.

El informe comienza aportando una descripción general de la realidad industrial que posee el país referida a la producción primaria de aluminio y su elaboración secundaria en variados productos.

Las importantes fuentes energéticas de origen hidroeléctrico -represa El Guri-; los yacimientos bauxíticos de Los Pijiguaos y su próxima explotación -BAUXIVEN-; los excelentes resultados, cualitativos y cuantitativos, logrados en la producción de alúmina por INTERALUMINAS (1.200.000 Tn/año); la realidad productiva de las plantas reductoras de VENALUM (280.000 Tn/año) y ALCASA (120.000 Tn/año) y sus respectivos proyectos de expansión, conforman el esquema de una verdadera industria básica integrada en la producción de aluminio que posee actualmente Venezuela.

Debajo de esta estructura básica existe y se desarrolla un conjunto amplio e importante de industrias elaboradoras de productos: 3 empresas fabricantes de alambrón y conductores con capacidad instalada que supera las 150.000 Tn/año; la planta de laminación de ALCASA (25.000 Tn/año); su planta de fabricación de foil (6.000 Tn/año) que a fines de este año duplicará la producción con la instalación de un tren de colada continua; varias empresas dedicadas a obtener productos extruídos; envases rígidos y colapsibles; piezas fundidas, y una importante y creciente red de empresas recuperadoras de metal, conforman la estructura industrial aludida.

El Proyecto Especial Procesos Metalúrgicos (OEA-CORDIPLAN-UCV) pretende ser el germen de un ambicioso programa de investigación y desarrollo asociado a esta realidad industrial del aluminio en Venezuela.

A partir de sus objetivos:

- Formación de recursos humanos.
- Investigación y desarrollo.
- Asistencia técnica.

Y de sus líneas principales de trabajo:

- Metalurgia extractiva de la bauxita.
- Producción y reducción de alúmina.
- Solidificación y fundición.
- Procesos de conformado plástico.

Ha establecido las prioridades necesarias que permitan consolidar una integración creciente con la realidad y desarrollo del aparato productivo.

Los trabajos de investigación realizados y los que se encuentran actualmente en desarrollo - que se enumeran y describen en este informe- permiten evaluar la situación actual del Proyecto; sus limitaciones y perspectivas.

Se destacan asimismo las acciones realizadas tendientes a incorporar a la industria nacional del aluminio a la financiación y ejecución de los programas de trabajo y los acuerdos de cooperación e intercambio que el Proyecto intenta concretar con centros y organismos de otros países, en particular, de latinoamérica.

PROGRESO EN MATERIALES Y PROCESOS USADOS EN LA
INDUSTRIA AERONAUTICA.

Carlos Alberto Guimaraes Pagnano
Chefe da Eng.^a de Materiais.
E M B R A E R

RESUMEN

Es presentado el desarrollo en procesos y materiales usados en la Industria Aeronáutica Brasileña desde su creación, con la producción del avion Bandeirante, hasta los momentos actuales con sus productos Brasilia y AMX, que exigieron una sofisticada tecnología debido a nuevas exigencias de los organismos de certificación y a la crisis energética que impuso condiciones de economía a través de la obtención de productos mas livianos.

- 15 AÑOS DE INVESTIGACION Y DESARROLLO EN METALURGIA EN EL MARCO DE LA OEA

H. Biloni - L E M I T - C I C

RESUMEN EXTENDIDO

DESARROLLO DE UNA TECNOLOGIA DE FABRICACION DE TUBOS DE ZIRCALOY EN LA CNEA: CAPACIDADES NECESARIAS Y ETAPAS CUBIERTAS.

J.C.ALMAGRO, A.D.BANCHIK, L.FERNANDEZ, L.IURMAN, J.KITTL, O.LANZOS, R. VOLPI.

El Proyecto de desarrollo de tecnología de fabricación de semiterminados base circonio fue iniciado en la entonces Gerencia de Tecnología, de CNEA, por un grupo de profesionales, muchos de los cuales se capacitaron en técnicas específicas mediante las actividades patrocinadas por el entonces Proyecto Multinacional de Metalurgia P.M.M.) y actual Proyecto de Tecnología de Materiales y Proyectos Especiales en el Area. Posteriormente, durante el desarrollo del Proyecto de semiterminados de circonio se mantuvo el contacto a través del respaldo recibido de grupos de investigación auspiciados por P.M.M..

Con un grupo de profesionales, formados en las tareas de investigación y desarrollo a nivel de laboratorio y académico, se decidió en su momento y en función de la confianza en sus propias capacidades y a la existencia de un período de tiempo adecuado, desarrollar una tecnología propia y transferible a condiciones de operación industrial.

Desde su formación el Proyecto reconoció la necesidad de enfocar el problema en forma global, atendiendo tanto a los aspectos de desarrollo de procesos de fabricación como al de la comprensión de los fenómenos relacionados con el material y el producto.

También se incluyó en este esquema el objetivo de establecer durante el período de desarrollo de tecnología un sistema de control de calidad que garantizara desde el inicio de la actividad industrial la calidad de los productos fabricados con dicha tecnología.

La metodología de trabajo está representada esquemáticamente en la tabla N°1. En la misma se enfatiza el enfoque global

///2

de todas las tareas que componen el desarrollo tecnológico, ya que, junto con las tareas de apoyo básico, desarrollo de procesos de fabricación, y maquinaria, se incluyen también las tareas de documentación. El desarrollo del producto se realizó mediante etapas específicas. La primera, partida experimental, se realizó con el objeto de familiarizarse con el producto y con los procesos de laminación y tratamiento térmico. La segunda etapa, partida piloto, se realizó con el objeto de integrar el proceso de fabricación en las instalaciones industriales ya existentes, empleándose técnicas de control de procesos, y documentación de producción y control. La tercera etapa fue realizada con el objeto de calificar la tecnología y suministrar material para la fabricación de elementos combustibles.

El paso a la escala industrial se realizó gradualmente y en forma simultánea con algunas de las etapas descritas más arriba. Ello fue necesario por los plazos con que se contaba para poner en marcha el proceso industrial, por una parte. Por la otra, ciertas operaciones se llevan a cabo en equipamiento que no es posible usar a nivel de escala reducida.

Así, ya desde la etapa de partida piloto se efectuaron algunas operaciones con el equipamiento final. Esta característica se fue incrementando hasta llegar a la situación actual en que toda la producción, piloto o industrial, se realiza en la fábrica.

La próxima y última etapa en el desarrollo de tecnología reseñadas hasta aquí, es el paso definitivo a la producción industrial. Este paso involucra completar algún equipamiento, instruir una dotación adecuada de personal, establecer un sistema de mantenimiento eficaz, organizar un sistema de suministro de insumos necesarios para la producción y el mantenimiento, y por último, mantener y mejorar la productividad.

Mejorar el desarrollo expuesto fue un desafío distinto para los participantes, entrenados dentro del esquema característico de la estructura científico-técnica, con predilección por el

///3

estudio y el análisis antes que por la gestión, con una formación más profunda en las propiedades que en el proceso necesario para lograrlas, sobre todo si a ese proceso se le exigían condiciones indicadas de rentabilidad.

E T A P A	APOYO BASICO Y DESARROLLO PROCESOS FABRICACION E INSPECCION	MAQUINAS Y EQUIPOS DE CONTROL	DOCUMENTACION
PARTIDA EXPERIMENTAL	<ul style="list-style-type: none"> - Elección procesos de fabricación - Determinación parámetros de fabricación y de operación. - Inspecciones aisladas 	<ul style="list-style-type: none"> - Selección, adquisición, puesta en operación de maquinaria y equipamiento. - Desarrollo de equipos específicos. 	<ul style="list-style-type: none"> - Bibliografía - Especificaciones del producto.
PARTIDA PILOTO	<ul style="list-style-type: none"> - Diseño y ajuste de ruta de fabricación. - Fijación de tolerancias y características de calidad para cada etapa de fabricación. 	<ul style="list-style-type: none"> - Operación rutinaria en facilidades industriales. - Integración de las operaciones de acabado superficial. - Horno industrial. - Equipos de lavado. 	<ul style="list-style-type: none"> - Uso de cartas de control para inspección y laboratorio. - Plan integral de fabricación y control (ruta de fabricación). - Procedimientos de laboratorio y de fabricación.
PARTIDA DE CALIFICACION	<ul style="list-style-type: none"> - Calificación de procesos de fabricación y de la tecnología. 	<ul style="list-style-type: none"> - Equipamiento de control final de alta producción. 	<ul style="list-style-type: none"> - Manual de Q.A. - Manual de fabricación - Certificación de productos.