



# revista remetallica

Departamento de Ingeniería Metalúrgica • Facultad de Ingeniería • Universidad de Santiago de Chile

AÑO 34, N°14 JULIO 2004

SANTIAGO - CHILE

ISSN 0716-291X



genilias Incometal S.A.



# Editorial

En este nuevo número de la Remetallica rescatamos la antigua sección de la revista, *Forjadores de una Nueva Ciencia*, dedicada a los científicos e ingenieros que durante muchos años han contribuido al conocimiento y al desarrollo de la metalurgia y los materiales.

Nuestros lectores más antiguos recordarán esta sección en algunas de las ediciones aparecidas en la década del 80. En ellas fueron invitados, entre otros, Sorby, Griffith y Gibbs, a quienes volveremos a invitar en futuras ediciones.

Todo metalurgista conoce en alguna extensión las leyes de difusión de Fick, y en función de su línea de trabajo es posible que las use extensivamente. Sin embargo, muy pocos, saben cómo surgieron estas leyes y quién fue Fick.

Sin duda, este hecho se repite con otros nombres que aparecen en leyes, principios e inclusive escalas que surgen a lo largo de los estudios de la metalurgia y los materiales, como los citados en el artículo del Profesor Asdrúbal Valencia en esta misma edición.

Intentaremos, en una serie de artículos breves, comenzando con Fick en este número, y continuando con otros destacados científicos, en los próximos, subsanar esta falencia. Esos nombres corresponden a quienes han sido los "forjadores de una nueva ciencia". Vuestras sugerencias o, mejor aún, artículos sobre estos forjadores serán muy bienvenidas.

Los artículos que publicamos en este número recorren diferentes áreas de la metalurgia y los materiales. Es así como presentamos los avances de la metalurgia física y los nuevos materiales que cada día adquieren más importancia. De hecho, CONICYT declaró este como el Año de los Nuevos Materiales. Los análisis de fallas a piezas y componentes constituyen una de las tareas que cualquier metalurgista desarrolla en su quehacer diario. El Metalurgista se convierte en un *ingeniero forense* en la búsqueda de las causas que provocaron esa falla. El cobre es la principal fuente de divisas que tiene el país, por ello es necesaria la investigación científica y aplicada con el fin de optimizar procesos de extracción en el campo de la hidrometalurgia y de la pirometalurgia. De igual forma, el conocimiento de nuevas técnicas de modelamiento y simulación aplicadas a procesos metalúrgicos adquieren cada vez más importancia. Y como no sólo se vive de los metales presentamos también un interesante artículo sobre cerámicas avanzadas.

También hemos incluido un artículo de la Sociedad Chilena de Metalurgia y Materiales, SOCHIM, corporación sin fines de lucro que agrupa a académicos y profesionales que trabajan en metalurgia y materiales.

Reiteramos nuestra solicitud de siempre. La revista Remetallica es un órgano de difusión abierto a todos los profesionales que se desempeñan en el campo de la metalurgia y los materiales. Esperamos vuestras contribuciones.

# SOCHIM, SOCIEDAD CHILENA DE METALURGIA Y MATERIALES

## INTRODUCCIÓN

La Sociedad Chilena de Metalurgia y Materiales, SOCHIM, es una corporación de derecho privado sin fines de lucro que en octubre 2006 cumple una década motivando y estimulando las actividades relacionadas con su quehacer. En los párrafos siguientes se presentan algunas acciones desarrolladas a partir del momento de renovación de la Directiva y una visión de la orientación que intentará para el período de ejercicio, pretendiendo interpretar lo que la mayoría de los socios seguramente piensa respecto al desarrollo tecnológico de Chile.

## ACTIVIDADES NUEVA DIRECTIVA

En enero último, se llevó a cabo la Asamblea General de la Sociedad Chilena de Metalurgia y Materiales, SOCHIM, eligiéndose un nuevo Directorio para el período 2006-2007, el que quedó presidido por el Académico del Depto. de Ingeniería Metalúrgica de la USACH, Dr. Oscar Bustos Castillo. De inmediato, se reactivó el sitio web [www.sochim.cl](http://www.sochim.cl) gracias a la colaboración de la empresa G2000 Ingenieros Consultores, y se logró contar con los servicios profesionales de una Abogada, funcionaria del Consejo de Defensa del Estado, para la asesoría legal de la corporación.

En el sitio web se ha incluido un listado de los nombres de todas las personas naturales y jurídicas que alguna vez fueron socios, actualizando las instituciones en las que se desempeñan y sus respectivas direcciones electrónicas. El objetivo que se persigue es reincorporar a la mayor cantidad posible de estos antiguos socios para potenciar la sociedad. Para ello, un primer paso fue otorgar una amnistía general, de manera que cancelando el equivalente a una cuota anual, antes del 31 de diciembre 2006 la deuda total quedará automáticamente saldada y el socio adquirirá la categoría de activo.

También se han incorporado, al sitio web, los Estatutos de la SOCHIM para que esté a disposición de quien quiera conocerlos o estudiarlos. Así, no sólo se aclaran las dudas generadas en la Asamblea General respecto a la modalidad de la elección de la nueva

Directiva, sino que también, ésta, puede ser fiscalizada en su accionar por cualquier socio. Igualmente, el Reglamento de Elecciones, concordante con los estatutos, se encuentra también a disposición de los socios en la web.

El 28 de julio 2006, respondiendo a una invitación de la SOCHIM se llevó a cabo, en la Facultad de Ingeniería de la U. de Chile, un encuentro de Directores de Departamento de Ingeniería Metalúrgica y de carreras a fines, donde se establecieron acuerdos en el sentido de involucrar a cuantos participan del ámbito de la Metalurgia y los Materiales en la toma de decisiones conjuntas respecto de los temas de postgrados, acreditación de carreras, investigación, presentación a proyectos concursables en alianzas y otras formas de estimular el trabajo conjunto, para lo cual todos concluyeron en la necesidad de fortalecer la SOCHIM. Adicionalmente se concordó generar una base de datos para saber con certeza quiénes y cuántos son los que tienen actividades relacionadas con el ámbito de la Sociedad.

Para fines de noviembre el Depto. de Ingeniería Mecánica de la U. de Chile llevará a cabo el Congreso CONAMET-SAM 2006, la principal actividad que promueve la SOCHIM, evento que hace unos años adquirió nivel internacional al realizarse de manera conjunta con la Asociación Argentina de Materiales, SAM. En este contexto la directiva de la corporación solicitó al Comité Organizador el aporte de 30 becas para estudiantes de pregrado las que una vez aprobadas por el Comité Organizador se difundieron mediante e-mails a los Directores de Departamentos del área de todo el país y también, mediante el sitio web de la SOCHIM. De este modo, los alumnos podrán conocer un aspecto de trabajo no habitual para ellos, y así, fomentar una visión positiva respecto a la actividad de Investigación & Desarrollo, cuestión fundamental para el futuro de Chile, como se señala a continuación.

## FOCALIZACIÓN HACIA I & D

La Directiva de la SOCHIM comparte la inquietud que ha empezado a surgir en el país, en cuanto a que la etapa que sigue al desarrollo económico y exportador que ha experimentado Chile en

los últimos años, es la generación de tecnología. Es claro que el gran aumento en la exportación corresponde a innovaciones en diferentes campos de actividades, sin embargo pareciera que se ha alcanzado un techo. Se hace evidente un empuje, un salto cuantitativo a un segundo nivel tecnológico.

Es conocida la cifra que Chile gasta en Investigación y Desarrollo tecnológico, sólo un 0.7 % del PIB, en cambio, países considerados competidores nuestros gastan 1.25 %<sup>(1)</sup>. En la Tabla siguiente se puede apreciar lo distante que se encuentra Chile al comparar lo que se destina a I & D en diversos países.

Países	Gasto / Habitante US \$
G-7 (USA, Japón, Alemania, Francia, Inglaterra, Italia y Canadá)	510 a 1200
Europeos, Australia	700 - 1200
Corea	350
Nueva Zelanda	134
Chile	30

En Chile 30 a 35% de ese gasto es financiado por las empresas y en los otros países alrededor del 50 %. En otro aspecto relacionado, Chile genera una patente al año por cada millón de habitantes, en cambio USA genera una cada dos mil habitantes<sup>(2)</sup>.

Es tan importante el crecimiento de la ciencia y la tecnología que el 90 % de los hombres y mujeres de ciencia que han existido en la historia de la humanidad están vivos todavía<sup>(3)</sup>, pero la inmensa mayoría se encuentra en los países desarrollados. Este dato muestra el abrumador desarrollo tecnológico en los últimos 50 a 60 años, es una verdadera revolución y de la cual Chile no debe quedarse al margen, ni siquiera ir más lento. Para completar el panorama, sólo una cifra más, en los últimos 35 años los países desarrollados aumentaron 16 veces su ingreso y Chile con su gran desarrollo lo hizo apenas 9.6 veces<sup>(4)</sup>.

En los acuerdos de libre comercio es evidente que Chile importa tecnología y exporta materia prima. Modificar esta característica se convierte en un verdadero desafío y que sin lugar a dudas pasa por la urgente generación de valor agregado a los productos chilenos.

## FORMACIÓN DE RECURSOS HUMANOS

La SOCHIM plenamente conciente de la realidad tiene, entre otras, la finalidad de contribuir al desarrollo tecnológico y justamente en ese sentido se encaminan los esfuerzos, a fin de potenciar actividades conjuntas de Departamentos universitarios relacionados con la Metalurgia y Materiales, además, y adicionalmente, algo que está íntimamente relacionado; colaborar de un modo conjunto al mejoramiento del nivel de los recursos humanos.

Esta publicación del Depto. de Ingeniería Metalúrgica de la USACH, representa una muy buena oportunidad para exponer la preocupación de la SOCHIM en torno a la necesidad de crear conciencia en los medios universitarios, de la importancia de fomentar en los alumnos el espíritu creativo e innovativo por un lado y formar seres humanos participativos, comprometidos con la sociedad por el otro. Así se podrá en el futuro desarrollar una tecnología propia, adaptada a nuestras necesidades, en lugar de optar por lo más fácil que es importarla, situación que hoy no se ve con la fuerza que la situación lo demanda. Un ejemplo es que hay una serie de instrumentos financieros dedicados al fomento de la innovación, al emprendimiento, etc. que están siendo poco requeridos, como es el caso del Fondo Nacional para la Innovación creado en 2005 y que para 2006 cuenta con US\$ 80.000.000 provenientes del royalty minero. Faltan las ideas o una mentalidad creadora<sup>(5)</sup> e innovativa como se indicó más arriba.

También es muy relevante la marginación que sufren, respecto al desarrollo, las regiones de nuestro país, y aunque nuestra organización es pequeña y aún no influyente en los niveles de toma de decisión considera que deben levantarse organizaciones regionales y que mediante la unión de voluntades con la organización central se pueda superar esa marginación. Es así como una manera de contribuir a esta idea, se ha planteado a los socios de regiones crear Capítulos Regionales de la SOCHIM los que podrían materializarse, en algunas ciudades, antes de fin de año.

Por el ámbito laboral, de la mayoría de los socios de esta institución, más centrado en lo académico, falta la visión industrial, productiva y quizás cuantas carencias que no se advierten, por eso, es fundamental que se incorporen nuevos integrantes a la SOCHIM, de manera de cubrir acertadamente todas las áreas, la revitalicen dinamicen y potencien para transformarla en un verdadero aporte para el país.

**AGRADECIMIENTOS**

- A la Abogada Srta. María Isabel Artigas por su desinteresada colaboración profesional con la Corporación.
- Al Director del Depto. de Ingeniería Metalúrgica de la USACH, Dr. Linton Carvajal y al Editor de la Revista REMETALLICA, Dr. Oscar Bustos por la oportunidad de publicar estas líneas.

**REFERENCIAS**

1. Boletín Minero 1202
2. Economía y Negocios, El Mercurio, 26 agosto 2006
3. Casa Tirao, Beatriz, Humanismo y Tecnología en la Educación Superior. [www.gobernabilidad.cl](http://www.gobernabilidad.cl)
4. [www.granvalparaiso.cl/economia/modelo/desarrollo.htm](http://www.granvalparaiso.cl/economia/modelo/desarrollo.htm)
5. IV Congreso de Innovación y Tecnología de ICARE, Compitiendo por el Futuro, [www.icare.cl](http://www.icare.cl)



**INCOMETAL S.A.**  
**FUNDICION Y MAESTRANZA**

*Incometal S.A. Producción, Distribución  
y Comercialización de Productos Fundidos  
de Alta Calidad*

Caupolicán 8999 - Quilicura - Santiago - Chile  
Fono: (2) 6238116 - Fax: (2) 623 8131  
E-mail: [incometal@incometal.cl](mailto:incometal@incometal.cl) - [www.incometal.cl](http://www.incometal.cl)

# EL ANALISIS DE FALLAS O LA INGENIERIA FORENSE

Alberto Monsalve G.

Departamento de Ingeniería Metalúrgica,  
Universidad de Santiago de Chile

En la labor profesional de un ingeniero metalúrgico, tarde o temprano aparecerá la necesidad de realizar un análisis de fallas ya sea a piezas fracturadas o a sistemas que no funcionan de acuerdo a como fueron diseñados. Las siguientes notas se refieren fundamentalmente al primer caso, es decir, al análisis post mortem de una pieza que ha fallado de manera catastrófica, entendiendo por catastrófica a aquella forma de rotura en que la falla ocurre sin previo aviso. Dado que el presente artículo no tiene la pretensión de ser científico, se supondrá que el ingeniero a cargo es el Sr. K, personaje que aparece en algún relato de Bertolt Brecht (1898-1956), por tanto sirvan estas reflexiones relativas al análisis de fallas como homenaje a este notable poeta y dramaturgo alemán.

## 1. LA DETECCIÓN DE LA FALLA O EL HALLAZGO DEL CUERPO

El Sr. K, ingeniero dedicado al análisis de fallas es notificado de la ocurrencia de una falla por el ingeniero a cargo del mantenimiento de una planta. El Sr. K pregunta antecedentes de la falla y se apresta a acudir al sitio del evento. Pero ¿qué preguntas realiza el Sr. K? En primer lugar ¿cuándo ocurrió la falla?. Pregunta clave porque normalmente las fallas son informadas después de que se han hecho varios intentos por esclarecer su origen, lo cual supone no sólo el paso del tiempo, sino que también el que varias personas hayan tenido contacto con la falla. El Sr. K se preocupa por el tiempo transcurrido entre la ocurrencia de la falla y el momento en que él toma contacto con la misma. En los casos policiales también es importante este tiempo entre que se descubre el cuerpo de la víctima y el momento en que los investigadores llegan al lugar de los hechos.

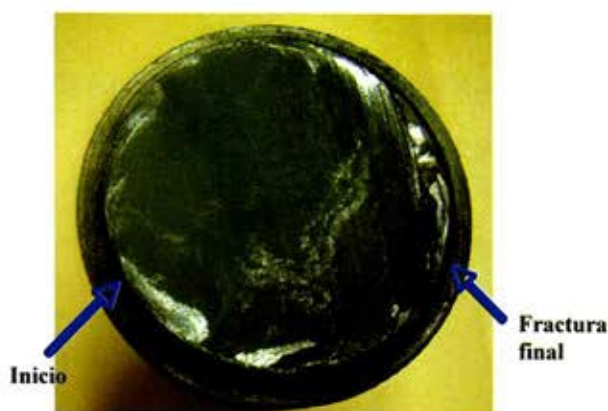
## 2. LA LLEGADA DEL SR. K O LA LLEGADA A LA ESCENA DEL DELITO

Cuando el Sr. K llega al sitio en que ha ocurrido la falla, toma nota de los detalles que acompañan al evento. Se fija por ejemplo en el medio ambiente porque tiene presente que los factores medio-ambientales pueden ser determinantes en la ocurrencia de la falla, debido por ejemplo a eventuales problemas de corrosión producidos por atmósferas húmedas, ácidas, básicas, ricas en azufre, en amoníaco etc. En estos momentos el Sr. K interroga sobre las condiciones de funcionamiento del equipo que ha fallado, las horas de uso que tenía en el momento de la falla (lo que se puede homologar con la edad de la víctima), la bitácora de mantenimiento del equipo (comparable con la ficha clínica de la víctima) y una de las cosas más importantes, el material o los materiales de que estaba hecha la pieza fallada (algo comparable a indagar por la identidad de la víctima).



Figura 1. Esquema de un análisis de fallas<sup>(1)</sup>.

El Sr. K va al lugar de los hechos acompañado de una cámara fotográfica porque sabe que el registro inicial de la falla es vital a la hora de reproducir el contexto en el que ocurrió la falla, por ejemplo, la disposición exacta de la pieza, las zonas de la superficie con mayor daño, la posible presencia de productos de corrosión etc. Además el Sr. K indaga sobre aspectos relacionados con anomalías del equipo o de la pieza durante su funcionamiento, la ocurrencia de incidentes ajenos al funcionamiento del equipo, como caídas en la tensión eléctrica o en la presión de agua o de aire etc. En la figura 1 se muestra esquemáticamente el resumen de los factores determinantes en el análisis de una falla y de las preguntas necesarias de hacerse en el momento de dar inicio a un análisis.



**Figura 2.** Falla de un pasador por fatiga. Se aprecian las marcas de playa, el inicio y el fin de la grieta.

Otros aspectos necesarios de evaluar se relacionan con las señales que puedan provenir del diálogo con las personas involucradas, tales como jefes de turno y obreros. En este sentido se debe tener presente la desconfianza natural que un investigador de fallas produce en las personas, debido a que en algunos casos la investigación y por tanto el investigador son relacionados con sanciones o con alguna acción punitiva. A esto se refiere lo referente a los factores humanos, relacionados con verdades parciales en la figura 1. Además, también dentro de este concepto se incluye la posibilidad de que la causa del accidente o de la falla sea debida a un factor humano, ya que debe considerarse que en el mundo aeronáutico, por ejemplo, el 80% de los accidentes se relaciona con factores humanos y sólo el 20% restante está vinculado a fallas mecánicas o relacionadas con los materiales. De este 20%, el 80% de las causas de fallas (16% del total) está relacionado con fatiga de materiales, ver figura 2, y el resto a fallas de otra índole.

### 3. LOS ANÁLISIS NECESARIOS O LAS EVIDENCIAS

Posteriormente, las medidas que toma el Sr. K, deberían ser parecidas a las que se toman en el caso de una investigación policial, esto es, aislar la pieza o el equipo que ha fallado con el fin de recoger las pruebas, evidencias y antecedentes necesarios para la investigación. En la práctica, sin embargo, esto de aislar la pieza o el equipo fallado es difícil de hacer debido a que la presión de la producción obliga a poner en funcionamiento el equipo a la mayor brevedad posible. En este momento el Sr. K decide retirar la pieza fallada y llevarla al laboratorio para proceder con los análisis pertinentes.

Los análisis de composición química, metalúrgico y mecánico y, en algunos casos, la respuesta electroquímica del material deben hacerse sobre superficies específicas de la pieza fallada<sup>(2,3)</sup>. El Sr. K realiza estos análisis a una parte sana de la pieza fallada, esto es, una zona exenta de daño ya sea mecánico o químico (corrosión), ya que es preciso contar con un diagnóstico acerca de la idoneidad del material para el uso específico, o bien, para certificar que efectivamente las especificaciones del plano de la pieza coincidían con las características reales del material con que estaba hecha la pieza. Muchas veces es imposible hacer ensayos mecánicos porque el tamaño/forma de la pieza no lo permite. Se recurre, incluso antes de hacer ensayos, a comprobar todos los certificados del material, órdenes de producción, desviaciones o anomalías respecto a los requerimientos etc.



**Figura 3.** Espectrómetro de emisión óptica.

Siempre es conveniente que el investigador analice al menos someramente el estado de esfuerzos al que estaba sujeta la pieza fallada, ver figura 1. Hoy en día, este análisis puede llevarse muy lejos, debido a la posibilidad de incluir en el análisis técnicas como elementos finitos, volúmenes finitos, diferencias finitas, que pueden, con la ayuda de un computador apropiado, resolver el estado de esfuerzos y de deformaciones para cada punto de un sólido. Por esta razón siempre es bueno que en un equipo de trabajo encargado del análisis de fallas, se encuentre una persona que sea entendida en métodos numéricos. En muchos casos, durante el diseño del componente por parte del fabricante, se lleva a cabo un modelo numérico de la pieza. No obstante, la mayor parte de las veces, dicho modelo no es accesible durante el análisis de fallas debido a varias razones, por ejemplo, que no se tenga la comunicación ni los contactos con el fabricante al nivel requerido.

#### 4. EL ANÁLISIS DE LAS EVIDENCIAS Y LA FORMULACIÓN DE HIPÓTESIS

El Sr. K va poco a poco reuniendo las evidencias y los resultados de los análisis realizados. Es la hora de formular las primeras hipótesis, algo similar a lo que ocurre en una investigación policial. Se conoce ya la especificación de los planos y los resultados de los análisis químicos, metalúrgicos, mecánicos y electroquímicos (el detalle de cada uno de estos análisis se resume en la figura 1). Si alguna especificación del plano de la pieza no coincide con los resultados encontrados en los análisis, es posible plantear como una primera hipótesis de la falla a esta discrepancia, aunque en algunos casos esta suposición puede resultar errónea. Por esta razón, debe proseguirse con el análisis de las evidencias, porque bien puede suceder que la discrepancia entre las especificaciones originales de la pieza y los resultados encontrados no sea suficientemente grande o importante para dar cuenta de la falla. Por ejemplo, si la composición química de un acero presenta un contenido de carbono más bajo que el especificado en la norma referida en el plano, eso no es causa para suponer que dicho acero pueda fallar por agrietamiento por corrosión bajo tensiones, ya que la resistencia a este tipo de daño no está relacionada con la presencia de carbono. Cabe señalar que actualmente la composición química de una aleación puede ser obtenida rápidamente por medio de espectrometría de emisión óptica, ver figura 3. El análisis de la superficie de fractura debe ser hecho de manera detallada, recurriéndose tanto a un estudio macroscópico como a uno microscópico. Durante el análisis macroscópico debe prestarse atención al aspecto general de la superficie, presencia de marcas importantes, golpes, marcas de playa si las hubiese, zona de

inicio de grietas, zona de rotura final, presencia de corrosión o de productos de corrosión y todas las singularidades que llamen la atención. En este análisis es aconsejable utilizar un microscopio estereoscópico y si no se dispone de él, de una lupa. Por otro lado, para el análisis microscópico de la superficie de fractura es útil utilizar microscopía electrónica de barrido, ver figura 4, que permite no sólo estudiar la morfología de la superficie de fractura, sino también el análisis de los posibles productos de corrosión o de la aleación.

#### 5. LA GENERACIÓN DE LA FALLA A NIVEL DE LABORATORIO

Cuando se emite el informe final es posible que aún persista la duda respecto de que el diagnóstico realizado haya sido el verdadero. El investigador es consciente que a partir de su veredicto se tomarán decisiones que involucrarán eventualmente la cobranza de seguros e indemnizaciones o bien la pérdida de éstos. Por esta razón se hace necesaria una forma de asegurar de alguna manera la certeza de los juicios emitidos en el informe final. De aquí que la simulación de la falla a nivel de laboratorio es una prueba deseable a la hora de emitir un veredicto final. En otras palabras, cuando el Sr. K puede reproducir la falla en el laboratorio, en ese momento el Sr. K puede firmar el informe final con la certeza absoluta de lo acertado de su diagnóstico. Sin embargo, esto no siempre puede realizarse, sencillamente porque reproducir en el laboratorio las condiciones de funcionamiento reales de las piezas es muchas veces imposible. ¿Cuándo puede hacerse esto?: en algunos casos de fallas por corrosión donde el agente agresivo puede identificarse y se dispone de cierta cantidad de material (aleación) que ha experimentado la falla.

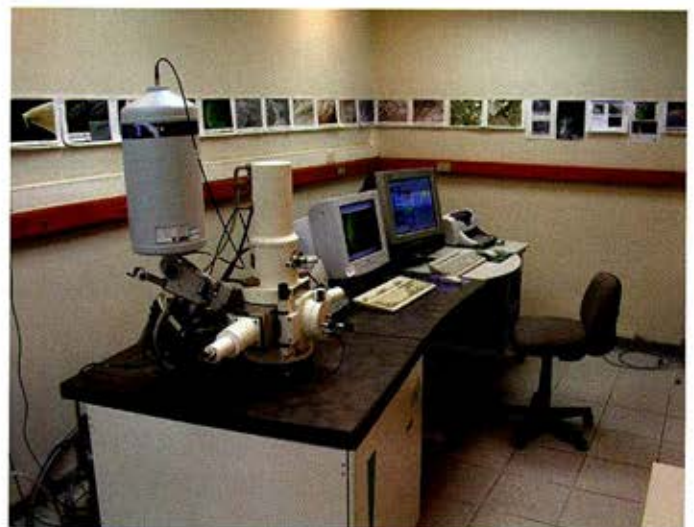


Figura 4. Microscopio electrónico de barrido, una herramienta fundamental en el análisis de fallas.

## 6. LA CAUSA DE FALLA

El acopio de toda la información concerniente al evento analizado, una vez que se reúne, permite formular un veredicto<sup>(4)</sup>. Sin embargo, a menudo este cúmulo de información genera la necesidad de nuevos análisis. Por ejemplo, en un caso en el que se realice el análisis de fallas por corrosión en un equipo, muchas veces tras la caracterización de la pieza y de la aleación de que está hecha la pieza frente al medio agresivo, es necesario caracterizar el comportamiento de dicha pieza frente a variaciones en la composición química o en la temperatura del medio agresivo.

Tras completar todos los análisis, tanto los iniciales como los que hayan surgido tras el primer análisis de las evidencias, llega el momento final de elaborar una conclusión. En este momento es bueno dejar los prejuicios fuera de la sala de reuniones y hacer participar a todo el grupo involucrado en el estudio (algo similar debe suceder en el caso de una investigación policial). A estas alturas debe realizarse una "tormenta de ideas" o utilizar una estrategia tipo "espinas de pescado", es decir un análisis en que cada posible causa de la falla problema sea tratada como una espina que apunta hacia la columna vertebral que es la causa final de la falla.

Debe tenerse presente en este punto que normalmente las fallas ocurren por una concatenación de hechos aparentemente desconectados entre sí<sup>(5)</sup>: un evento (un eslabón de la cadena) genera un problema en otro sistema (segundo eslabón), el cual a su vez genera un problema en otro sistema (tercer eslabón) y así sucesivamente. Un caso emblemático de esto lo constituye el accidente ocurrido a un avión DC10, el 19 de julio de 1989 en Estados Unidos, cuando una pequeña inclusión metálica (primer eslabón) en el disco de titanio del ventilador de la etapa de compresión del motor de cola produjo su fractura de manera catastrófica (segundo eslabón), lo que generó la rotura de las líneas hidráulicas básicas de control de alerones (tercer eslabón) generando finalmente la pérdida de gobernabilidad del avión (cuarto eslabón). El avión finalmente se estrelló durante el aterrizaje, ver figura 5. En ese accidente murieron 120 personas. La presencia de la inclusión no metálica en el disco de titanio no desencadenó una falla catastrófica sino diecisiete años después de haberse fabricado el disco y no fue hasta que dicha inclusión generó una microgrieta que se transformó luego en una grieta inestable, que el accidente no ocurrió. Por lo demás si el disco roto no hubiera cortado las líneas hidráulicas, el accidente no habría ocurrido debido a que el avión de tres motores habría podido operar con los dos restantes. Un entrenamiento básico de los pilotos consiste en volar con uno de los motores detenidos.

## 7. CONCLUSIONES Y LA FORMULACIÓN DE ACCIONES CORRECTIVAS

Esta parte del informe es vital debido a que contiene no sólo el diagnóstico del análisis de la falla sino además las acciones concretas a seguir para que la falla no se vuelva a producir. En esto se debe ser riguroso, ya que cada acción recomendada está normalmente asociada a un costo. Por ejemplo cuando se recomiendan sistemas de protección catódica, cuando se recomienda aplicar recubrimientos, o bien la sustitución de la aleación, o cuando se recomienda el monitoreo permanente de un sistema o conjunto de sistemas. En algunos de estos casos las inversiones pueden ser considerables. Por otro lado, el ser conservador con las recomendaciones con el fin de ahorrar recursos puede significar la aparición nuevamente de la falla.

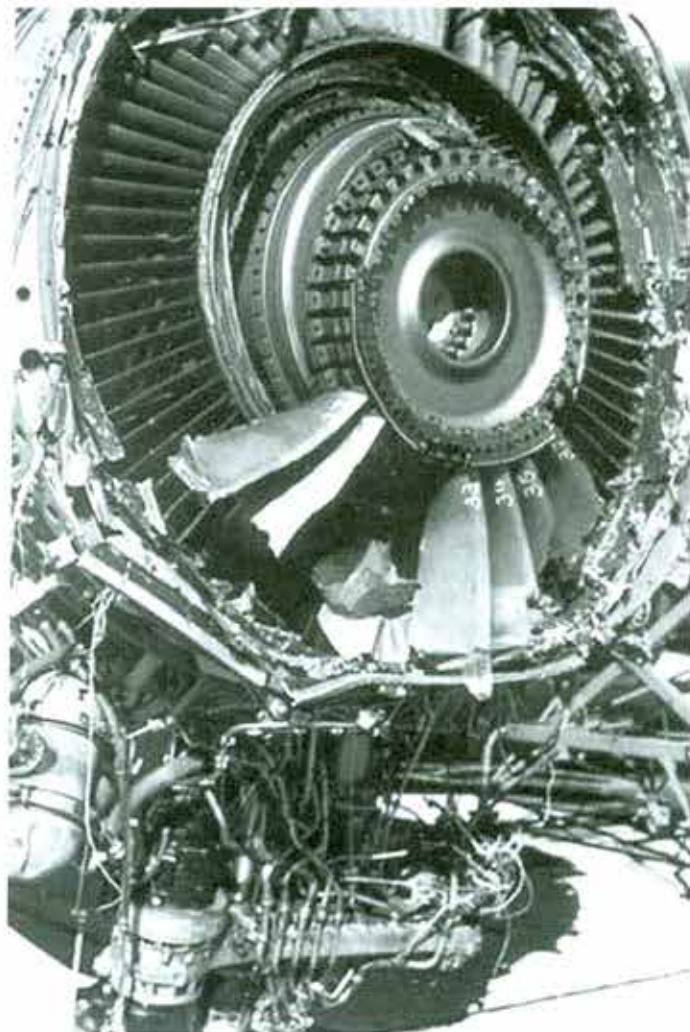


Figura 5. Parte del motor N°2 del avión DC10.

El Sr. K finalmente entrega su informe y en algunas ocasiones es llamado por la empresa que lo ha contratado, para exponer el informe final frente a una abigarrada concurrencia, donde hay técnicos conocedores del tema a nivel de detalle y otras personas vinculadas con el ámbito más bien administrativo (esto podría equivaler a algo así como el juicio en un caso criminal). Estas reuniones son especialmente difíciles por el nivel de especificidad que tienen algunas de las evidencias aportadas, por ejemplo el análisis por microscopía electrónica de barrido, el análisis metalográfico<sup>(6)</sup> etc. Las preguntas que se deben responder suelen ir desde cosas superficiales hasta preguntas muy profundas, normalmente emitidas por el personal técnico de la empresa contratante de los servicios, aunque muy a menudo surgen preguntas profundas de parte de las personas del estamento administrativo.

Los casos criminales terminan normalmente sancionando a personas y en ese sentido sus diagnósticos pueden ser más trascendentes que los casos de fallas de materiales. Sin embargo, en el caso de los análisis de fallas a materiales, piezas y equipos involucran grandes sumas de dinero (sólo en algunos casos están involucradas vidas humanas). Sin embargo este factor económico puede hacer del análisis de fallas algo especialmente trascendente para las partes involucradas.

La mayor parte de las veces el estudio de casos de fallas puede simplificar el análisis de un nuevo caso, porque las causas van repitiéndose. Por ejemplo el análisis de accidentes ha enseñado mucho no sólo acerca de las causas de fallas, sino que también ha ayudado a comprender el desempeño de materiales y aleaciones, de sistemas estructurales, propulsores etc., y ha enseñado en algunos casos acerca de mejores técnicas de fabricación.

## CASO 1 BREVE HISTORIA DEL ANÁLISIS DE FALLAS(?)

En el año 27 DC el historiador romano Publio Cornelio Tácito describe una avería en la que fallecieron o quedaron heridas 50.000 personas. Dice "...en el consulado de Marco Licinio y Lucio Sexto... una catástrofe inesperada tuvo más víctimas que una guerra sangrienta... Un tal Atilio, liberto, encargándose de la construcción de un anfiteatro de Fidias para presentar en él las batallas de gladiadores, puso sus cimientos en un suelo inseguro y levantó sobre éste un edificio de madera insuficientemente tenaz..."

Durante el siglo XIII, en la ciudad francesa de Beauvais se derrumbó la torre de una de las catedrales góticas más grandes construidas.

El 19 de marzo de 1830, durante una regata en Montrose, Francia, se rompe una de las cadenas que sostenía uno de los puentes sobre el río...había cerca de 700 personas sobre el puente.

En febrero de 1866, a raíz de las más de 50 explosiones anuales de calderas ocurridas en Gran Bretaña, la prensa inglesa llamó al gobierno a formar una comisión investigadora de tales accidentes.

El 22 de enero de 1886 una porción de la estación de trenes de Manchester causó la muerte de dos hombres...el accidente fue causado por la falla en los puntales de hierro fundido.

Durante el año 1887, se reportan en Gran Bretaña varios accidentes de ferrocarril, con pérdidas de vidas humanas.

Cuando el hombre descubre que la forma de mejorar el rendimiento de las máquinas térmicas consiste en subir la temperatura de la fuente de alta temperatura, se concentra en construir máquinas que funcionen a alta temperatura. Sin embargo, los materiales disponibles por esa época no poseían las propiedades mecánicas, químicas y metalúrgicas que presentan los materiales modernos, especialmente los requerimientos de tenacidad a la fractura. Por esta razón es que durante el siglo XIX, se suceden los accidentes de rotura de vasijas a presión, calderas etc.

El 13 de diciembre de 1898 una falla de un gran tanque de gas en Nueva York, causa la muerte o heridas de numerosas personas, así como también cuantiosos daños materiales.

El 3 de enero de 1913, estalla una vasija de agua a alta presión en Boston, inundando gran parte del distrito.

Ya entrado el siglo XX, los accidentes por fallas de materiales continúan sucediéndose. De los más importantes está el derrumbe de un puente soldado de carretera a través del canal Alberto de Hasselt en Bélgica. Otro de los casos más notables es el derrumbe del puente Tacoma en Estados Unidos. En 1962, se destruye el puente Real en Melbourne, Australia. En los años 50, se suceden varios accidentes del nuevo avión de pasajeros a reacción, el Comet. Durante los años de la Segunda Guerra Mundial, 20 de los barcos Liberty se parten completamente en dos, debido a un problema de mala calidad de la soldadura, de baja tenacidad del acero usado y de un diseño inapropiado.

El 28 de abril de 1988, un Boeing 737 de la compañía Aloha Airlines, en un vuelo desde Hilo a Honolulu, sufrió el desprendimiento

en vuelo de la tercera parte del techo de la cabina debido a grietas que nacieron y se propagaron por fatiga. En este accidente sólo murió una persona, ya que gracias a la pericia de los pilotos y a una tripulación experimentada, el avión pudo aterrizar en un aeropuerto intermedio, ver figura 6. Lo increíble de este accidente es que el personal de mantenimiento de la compañía no había detectado las grietas de fatiga, lo que resulta aún más sorprendente si se tiene en cuenta que un pasajero al subirse detectó una grieta, pero no se sintió con el respaldo suficiente para informar a la tripulación. El Boeing 737, se usa para tramos cortos, en lo que se denominan vuelos domésticos, con muchos despegues y aterrizajes durante el día, lo que produce una serie de ciclos de compresión y descompresión sobre el fuselaje. En el caso del Aloha Airlines, estos vuelos se hicieron la mayor parte de las veces sobre el mar, en una atmósfera salina, lo que indujo la aparición de corrosión-fatiga, es decir, nucleación y crecimiento de grietas por fatiga asistida por corrosión.



**Figura 6.** Vista del Boeing 737, de Aloha Airlines.

Hoy en día, en pleno siglo XXI continúan sucediendo accidentes debidos a fallas de materiales. Tanto la industria del transporte, la de la energía, petroquímica, textil, de la defensa, etc. Todos los tipos de industrias son vulnerables a la existencia de fallas.

## CASO 2 ANÁLISIS QUÍMICOS

**Análisis químicos:** los análisis químicos son muy necesarios durante un análisis de fallas. Para metales se puede usar la espectrometría de emisión óptica, técnica que permite contar en pocos minutos con el análisis químico prácticamente de cualquier aleación, si se cuenta con los patrones adecuados. La técnica EDAX (Energy Dispersive X-Ray Analysis) permite la realización de análisis quími-

cos semi cuantitativos, con la ventaja de requerir poco volumen de muestra para poder realizar el análisis. También es posible realizar análisis químico por fluorescencia de rayos X, que es básicamente la misma técnica del análisis EDAX. El problema de analizar plásticos es más complicado porque no existe un equipo capaz de analizar la composición química de un plástico. Lo que actualmente se usa es quemarlos y a partir de los humos que emite o bien de la forma en que se quema, tratar de deducir su composición.

**Análisis metalúrgicos:** éstos comprenden el estudio de las inclusiones presentes en el material, tamaño y forma del grano, tamaño forma y distribución de partículas de segunda fase y todas aquellas características propias de la microestructura, tales como presencia de fases frágiles, presencia de interfases etc.

**Análisis mecánicos,** tales como dureza y microdureza, ensayos de impacto Charpy), ensayo de tracción, de flexión etc. Estos ensayos son fundamentales para caracterizar el material, desde el punto de vista de sus propiedades mecánicas.

**Análisis electroquímicos:** estos ensayos están orientados a caracterizar el material desde el punto de vista de su resistencia a la corrosión y de su capacidad de mantener su integridad en presencia de medios agresivos.

**Análisis fractográfico:** se refiere al análisis de la superficie de fractura desde el punto de vista fractomecánico, con el objetivo de estudiar los micromecanismos de fractura. En este análisis es importante precisar el origen metalúrgico de la fractura (inclusiones, partículas de segunda fase, concentradores de tensión etc), deduciendo las relaciones entre los aspectos macro y microscópicos de la falla.

## CASO 3 EL CASO DEL COMET<sup>(8)</sup>

Un caso famoso de análisis de fallas lo constituye el primer avión de pasajeros de propulsión jet. La empresa británica De Havilland, lo desarrolló a fines de los años 40 entrando en funcionamiento a principios de los años 50. Para alcanzar su máxima eficiencia, debía subir al doble de la altitud de los aviones tradicionales de hélice, lo que hizo necesario presurizar la aeronave, cosa que no se había hecho antes. Los tiempos de vuelo se acortaron a la mitad revolucionando el mundo de la aeronáutica civil. Al poco tiempo, comenzaron a ocurrir accidentes en los que el avión explotaba en vuelo, sin causa aparente. La investigación de las causas del acci-

dente demostró que el fuselaje sufría daño por fatiga, fracturándose debido a los repetidos ciclos de compresión y descompresión que sufría por los cambios de altura, arrancando la grieta de una fila de remaches puestos muy cerca de las ventanas, ver figura 7, lo que se pudo comprobar utilizando un fuselaje completo que fue sometido a repetidos ciclos de compresión y descompresión en un estanque de agua especialmente construido para simular la falla. La marina británica recuperó gran parte de la estructura del avión, incluida la ventana y la fila de remaches por donde apareció la grieta. Estos accidentes enseñaron mucho al mundo de la aviación en lo que se refiere a la fatiga de materiales aeronáuticos, esto es, a la nucleación y crecimiento de grietas bajo esfuerzos cíclicos. En adelante diseñar y construir teniendo en consideración el daño por fatiga se transformó en algo rutinario, aún cuando en el futuro fueran a producirse más accidentes por esta causa.

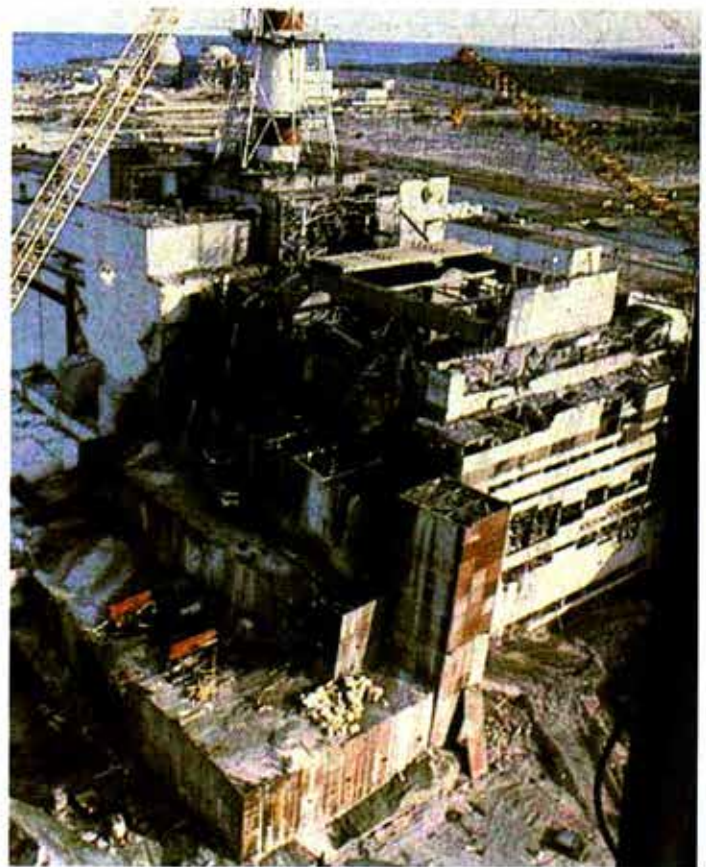


**Figura 7.** Ventana de un Comet, donde puede apreciarse la escasa distancia entre el borde y las hileras de remaches.

#### CASO 4 EL CASO DE CHERNOBYL.

El 25 de abril de 1986, durante el turno de noche, se programó una prueba de seguridad en el reactor No4, el más nuevo de los cuatro reactores nucleares de Chernobyl, planta situada al norte de Ucrania a 104 km de la Kiev. Dado que las bombas impulsoras de agua funcionan con la energía producida en el reactor, si la energía disminuye, las bombas podrían dejar de funcionar, lo que produciría un peligroso calentamiento en el reactor. La prueba por tanto consistía en simular una disminución de la energía producida dentro del reactor sin perder su control. Al comenzar la prueba, se bombeó agua con ayuda de bombas auxiliares en cantidad tal que luego de algunos minutos, el reactor no era capaz de producir la suficiente cantidad de vapor, razón por la cual, comenzó a disminuir la energía generada en las turbinas. Se decidió quitar barras de control, de las

211 barras, se dejaron operando sólo 6, en circunstancias que el mínimo aceptado para un reactor de ese tipo eran 26. El resultado fue un sobrecalentamiento del núcleo del reactor. En ese momento, el operador de las bombas se percató de que se estaba bombeando demasiada agua al reactor y decidió disminuir el flujo, momento a partir del cual, el reactor subió la temperatura, lo que produjo la rotura de las barras de combustible, produciendo la explosión, ver figura 8. El turno de la noche eran ingenieros sin la experiencia suficiente. Sus supervisores, gente de probada experiencia les ordenó que hicieran la prueba, aún cuando estaba clara la falta de experiencia del turno de noche, de tal manera que se les responsabilizó por el desastre, que produjo más de ocho mil muertos.



**Figura 8.** Vista del reactor N°4 de Chernobyl después de la explosión.

#### CASO 5 EL CASO DEL PUENTE TACOMA

Este puente, situado en Washington, de 1810 metros de longitud, fue inaugurado el 1 de julio de 1940, después de dos años de construcción. Los automovilistas estaban acostumbrados a perder de vista a aquellos automóviles que se encontraban más adelante, debido a las oscilaciones que presentaba el puente. Por esta razón lo

habían apodado “Galloping Gertie”, ver figura 9. El 7 de noviembre de 1940, acerca de las 11 de la mañana y con un viento de cerca de 70 km/hr, se produjo el colapso del puente, situado en Washington. La causa de la falla fue el viento que con intensidad moderada comenzó a soplar, estando casualmente cada ráfaga sincronizada con la frecuencia de balanceo natural del puente. Este fenómeno de acoplamiento se denomina resonancia y al generarse, produce un aumento en la amplitud de oscilación, de la misma forma que se da impulso a un columpio. Este puente sólo había sido abierto al tráfico pocos meses antes, en julio de ese año.



Figura 9. Pocos minutos después de que cayera la primera pieza de concreto, esta sección de 200 metros se rompió cayendo al río. Al lado derecho de la fotografía, sobre el puente, puede verse un automóvil.

## CASO 6 EL CASO DE LOS LIBERTY SHIPS<sup>(9)</sup>.

Durante la Segunda Guerra Mundial, una vez que se produjo la caída de Francia en mayo de 1940, Gran Bretaña hubo de enfrentarse sola a Alemania durante varios meses. Se precisó todo tipo de ayuda para mantener el esfuerzo de guerra: aviones, artillería, camiones, tanques, combustible, ropa, víveres etc. El gobierno estadounidense, a través de la ley de Préstamo y Arriendo, puso a disposición del gobierno inglés (y posteriormente de la Unión Soviética), gran parte de lo que se necesitaba, pero hacían falta barcos para transportarlas, sobre todo en un momento en que los submarinos alemanes hundían más barcos mercantes que los que podían fabricar los ingleses. Para esto, el presidente Roosevelt desarrolló un programa de construcción de barcos mercantes, a los que se llamó “Liberty Ships”, ver figura 10. El primer barco se terminó en 245 días, en tanto que cuando la producción se hubo consolidado, se producía un barco en casi sólo cinco días, un record que no ha sido superado. Se fabricaron 2700 barcos, de los cuales 20 se partieron completamente, 90 experimentaron fallas serias y 400 sufrieron fallas estructurales menores. Estos barcos eran soldados y no remachados como era tradicional, constituyendo de esta forma una revolución en la técnica de fabricación naval. Las fallas ocurrían en mares fríos, originándose las grietas en cordones de soldadura ubicados en las esquinas de las escotillas. Se demostró finalmente que la falla no se debía exclusivamente a una sola causa, sino que a la superposición de tres hechos: una mala calidad de la soldadura debido a personal insuficientemente



Figura 10. El SS John W. Brown, uno de los Liberty Ships que se conservan actualmente como recuerdo histórico.

capacitado, un diseño de escotillas con esquinas a 90º y una baja tenacidad del acero. Debe tenerse en cuenta que la necesidad de producir rápidamente todo tipo de armas y pertrechos no daba cabida a todas las evaluaciones necesarias en los prototipos, toda vez que el modelo del barco correspondía a un probado diseño inglés fabricado mediante la técnica de remachado.

## 8. REFERENCIAS

- 1.- A. Monsalve, Apuntes Curso "Análisis de Fallas", USACH, 2004.
- 2.- ASM Handbook, Failure Analysis and prevention, 9th Ed. Vol. 11, Metals Park, Ohio.
- 3.- ASM Handbook, Fractography, 9th Ed. Vol. 12, Metals Park, Ohio.
- 4.- D. Wulpi, Understanding How Components Fail, ASM, Metals Park, Ohio, 1991.
- 5.- J. Mc Call y P. French, Metallography in Failure Analysis, Plenum Press, N. Y. 1978.
- 6.- V. Colangelo y F. Heiser, Analysis of Metallurgical Failure, John Wiley and Sons, 1987.
- 7.- Broeck D., Elementary Engineering Fracture Mechanics, 3rd Ed. M.N. Pub., 1982.
- 8.- A. Monsalve, A. Artigas, Y. Houbaert, T. Ros-Yáñez, "El Comet, un hito en la historia de la aviación y un ejemplo en el análisis de fallas", Revista Contribuciones, No 133, Año 33, Noviembre 2005.
- 9.- A. Monsalve, "Los Liberty Ships, una de las claves en el esfuerzo de guerra aliado durante la Segunda Guerra Mundial", Revista Remetallica, No 10, Año 24, Junio 2004.

**Rescate de fauna y protección de la biodiversidad.**



**Monitoreo de la calidad del agua, entre otras variables como aire, ruido, flora, fauna y medio marino.**



**Para mirar el futuro cara a cara,  
trabajamos día a día.**

Nuestro futuro, el de nuestros hijos, el de los hijos de nuestros hijos, se juega todos los días. Y somos responsables de ello con cada una de nuestras acciones.

Por eso en Los Pelambres creemos que el desarrollo sustentable, más que posible, es indispensable.

Y también creemos que, para lograrlo, somos tan protagonistas como todas y cada una de las industrias. Y como todas y cada una de las personas.

Juntos -y sólo juntos- podremos seguir mirando al futuro cara a cara. Y no sentir vergüenza sino orgullo.



**Estudio, rescate y difusión de la arqueología.**



**Preparación de trabajadores locales y prevención de riesgos sociales.**



# LOS AVANCES DE LA METALURGIA FÍSICA

Asdrúbal Valencia Giraldo

Ingeniería de Materiales, Universidad de Antioquia, Medellín, Colombia.

## INTRODUCCION

Metalurgia es el arte y la ciencia de obtener los metales a partir de sus minerales y adaptarlos a las necesidades del hombre. Hay, pues, por lo menos dos grandes divisiones de la metalurgia: "la obtención de los metales a partir de sus minerales, que es la metalurgia extractiva o metalurgia química; y la adaptación a las necesidades del hombre, metalurgia física o metalurgia adaptiva. En realidad esta última división comprende todos los sistemas de procesamiento de los metales, desde la fundición hasta la soldadura, por ello de un modo más restringido se considera como metalurgia física a la parte de la metalurgia adaptiva que estudia las propiedades de los metales en relación con su estructura. Se entiende por estructura todo tipo de ordenamiento interno, que va desde las dimensiones atómicas (pico estructura), pasa por la estructura cristalina (nanoestructura), la distribución de las fases y cristales (microestructura) hasta la macroestructura, producto de los procesos de fabricación.

Así pues, controlando la estructura se pueden determinar las propiedades de los metales y aleaciones; se puede ejercer control sobre la estructura por medio de procesos como la solidificación, la aleación, la deformación plástica, los tratamientos térmicos y la irradiación. Sin embargo, debe recordarse que a pesar de sus fines prácticos últimos, la metalurgia física aislada es de gran contenido teórico, es la base científica de la metalurgia adaptiva y va de la mano de la física y la ciencia de los materiales, pues estudia el metal como una sustancia, sin tener en cuenta su tamaño y su forma (características esenciales de los procesos industriales).

La metalurgia física como disciplina reconocida apenas se inició con Sorby en 1864, pero sus orígenes se remontan mucho más atrás en el tiempo. Sorby aplicó los métodos petrográficos al acero, obtuvo fotos de la microestructura, reconoció constituyentes y creó una revolución en la metalurgia física (o metalografía como se le llamaba entonces). Otros nombres importantes en la metalurgia física del siglo XIX fueron Anossov, von Fuchs, Widmännstätten, Martens, David, Karsten, Tchernoff, Roberts Austen, Osmond, Neuman, Swing,

Rosenhain, Young, Barlow, Tredgold, Rozebom, Gerens, Baikov, Bauschinger, Lüders, Wöhler, Kalisher, Stead, Mathiessen, vant Hoff, Gibbs, Faraday, Berthier, Mushet, Hadfield y Sauveur.

En la primera mitad del siglo XX la metalurgia física experimentó grandes avances y pueden mencionarse nombres asociados a ellos como los de Taman, Debye, Bragg, Hume-Rothery, Frenkel, Wagner, Schottky, Volmer, Wiln, Merica, Waltenberg, Scott, Guinier, Preston, Polanyi, Schmidt, Boas, Orowan, Taylor, White, Strauss, Braverly, Brinell, Rockwell, Vickers, Izod, Charpy, Steinberg, Bain, Davenport, Kurdjumov, Sachs, Weler, Chalmers, Kirkendall, Darken, Zener y Hollomon, entre otros [ 1, 2, 3, 4].

A partir de 1950 el desarrollo ha sido tan vertiginoso que es imposible seguirle el paso en esta corta introducción. Se descubrieron materiales, procesos, instrumentos, tratamientos y técnicas, tantos y tan variados como el electrovacío, la electrónica de semiconductores y la producción de energía atómica. Todo ello ha llevado a la presente revolución de la robótica y la informática, en que la metalurgia y los materiales son esenciales. Actualmente la metalurgia física sigue desarrollándose y en este resumen se pretende presentar los principales temas en que se trabaja en este campo a principios del siglo XXI.

## LOS PRINCIPALES CAMPOS DE LA METALURGIA FÍSICA

Vista la amplia variación dimensional de la estructura de los metales, desde los picómetros hasta los metros, se entiende el espacioso alcance de la metalurgia física, la cual elucida no sólo la estructura sino también las transformaciones de ésta, y las propiedades de los materiales metálicos, por medio de la física del estado sólido y la termodinámica química. Objeto central de su estudio son los métodos experimentales. En la actualidad su campo de acción se ha extendido a la interacción con la Ciencia de los Materiales en el estudio de materiales compuestos y otras estructuras. En términos generales las principales áreas temáticas con que trata la metalurgia física son:

- Métodos experimentales para examinar los metales
- La teoría electrónica de los metales
- Cristalografía de los metales: Defectos puntuales, dislocaciones, granos, intercaras
- Difusión
- Termodinámica de sólidos: Nucleación y crecimiento, diagramas de fase, aleaciones
- Deformación plástica y fractura
- Metales líquidos y solidificación
- Sistemas de aleación
- Microestructura y fases, granos y límites de grano
- Estructura y teoría de las fases metálicas
- Transformaciones de fases difusivas en estado sólido: precipitación, eutectoides, masivas, orden desorden, celular
- Transformaciones de fase no difusivas: martensítica y masiva
- Endurecimiento por precipitación
- Otros mecanismos de endurecimiento: deformación, solución sólida, segundas fases, partículas, fibras
- Deformación y recocido: recuperación, recristalización y crecimiento de grano [5, 6]

Todos estos campos siguen siendo objeto de estudio, desde los metales líquidos hasta el revenido, pues una de las características de los temas que comprende la metalurgia física es que no están completamente dilucidados [7, 8, 9, 10]. Sin embargo, estas investigaciones han dado origen a materiales como los aceros de alta resistencia y bajo aleación, las aleaciones con memoria de forma los materiales inteligentes, los metales superplásticos, los vidrios metálicos, las espumas metálicas, la nanometalurgia y los aglomerados de átomos metálicos. Además muchos conceptos de la metalurgia física se han extendido a varias disciplinas relacionadas como las cerámicas, los materiales electrónicos, las multicapas y los intermetálicos. Por ejemplo, la última edición del clásico libro de Metalurgia Física de Haansen tiene el siguiente contenido: Estado líquido y amorfo; estado cuasicristalino; estado nanocristalino; evolución del orden; intermetálicos ordenados; evolución microestructural; estabilidad de fases, materiales nucleares y cerámicos. Este es un muestrario de la amplia variedad de temas que se van decantando en la metalurgia física de inicios de este milenio [11]. En este resumen se presentarán algunos de los temas mencionados, como muestra de los logros que va teniendo la metalurgia física.

## METALES LIQUIDOS

El estudio de los metales en estado líquido sigue siendo un amplio campo de investigación de la metalurgia física, tanto en la parte

fundamental como en la tecnológica. Falta mucho por dilucidar en la estructura de los metales líquidos y su modelación. Un líquido se describe con el potencial *de par*  $U(r)$ , que expresa la energía de atracción intermolecular y la función de distribución  $g(r)$ , que expresa la probabilidad de que un par de átomos dados ocupen un espacio y que está relacionada con la intensidad dispersada en un difractograma de rayos X; por ello un líquido se puede caracterizar parcialmente con  $g(r)$ . La visualización corriente es que, en la ausencia de una red cristalina, el metal líquido se considera un fluido de dos componentes con los iones acoplados a los cuasi libres electrones de conducción, por medio de interacciones coulombicas. Los iones se pueden tratar clásicamente como un fondo gelatinoso positivo, en tanto que el gas electrónico se puede describir con la mecánica cuántica. En contraste con los metales, líquidos, los líquidos dieléctricos se pueden describir muy bien como fluidos de un componente, constituidos por esferas duras en los casos más simples [12].

El problema es que las diferencias fundamentales en la física básica de los metales líquidos y los líquidos dieléctricos no se hacen evidentes, en la masa de ambos, por difracción, sea de rayos X o de neutrones, que son los métodos comunes para determinar  $g(r)$  en cada líquido. Por ejemplo, la función  $g(r)$ , que describe la estructura de los líquidos en el espacio real, es casi idéntica para un metal con electrones libres como el sodio y para un líquido dieléctrico simple como el argón [13].

Por la razón anterior mucha de la investigación actual se está concentrando en la comprensión de la superficie de los metales líquidos, ya que ésta presenta una oportunidad relativamente única para estudiar la diferencia entre un metal líquido y un dieléctrico puesto que las interacciones atómicas dependen fuertemente del cambio de densidad en la intercara líquido vapor solamente en el caso del metal. En efecto, la transición de la fase líquida a la de vapor corresponde a una transición desde el estado metálico (electrones cuasi libres) a un estado no metálico (electrones localizados) en el caso de los metales líquidos. En cambio en un líquido dieléctrico, el tipo de interacciones es el mismo durante la transición líquido vapor (interacciones de van der Waals con electrones bien localizados en un solo átomo o molécula)

Aparte de esta consideración fundamental, se ha observado macroscópicamente que la tensión superficial de los metales líquidos es muchas veces un orden de magnitud mayor que la de los líquidos dieléctricos a temperaturas similares, con todas las implicaciones prácticas que esto tiene. Pero acá lo que interesa es el hecho de que una mayor tensión superficial suprime las fluctuaciones térmicas de

la superficie y permite la medida de su estructura microscópica.

Investigaciones como las anteriores están a la orden del día, un buen ejemplo es el proyecto *Surface Structure of Liquid Metal and Liquid Metal Alloy Surfaces* liderado por la Universidad de Harvard, con la colaboración de los laboratorios nacionales Brookhaven y la Universidad Bar Ilan de Israel. Para ello están experimentando con el Advanced Photon Source (APS) en el Laboratorio Nacional Argonne de los Estados Unidos [14].

En resumen, la dilucidación del estado líquido en los metales está muy lejos de estar completa y por ello es un campo tan activo de investigación, esto sin mencionar las aplicaciones prácticas y las investigaciones ligadas con la fundición y la soldadura, que están a la orden del día [15].

## LOS VIDRIOS METÁLICOS

Durante los últimos veinticinco años, la tecnología de los vidrios metálicos se ha desarrollado rápidamente, tanto que en la actualidad se aplican en una serie de campos de gran utilidad. Para convertir en vidrio un metal puro se requieren velocidades de enfriamiento superiores a  $10^{10}$  °K/s; sin embargo, las aleaciones que proporcionan vidrios metálicos de interés requieren velocidades menores, aproximadamente entre  $10^5$  y  $10^6$  °K/s. Desde el decenio de 1960 empezó la investigación de estos materiales y en 1971 se produjeron los primeros, alambres largos de vidrio de paladio. Los sistemas de aleación más importantes son los formados por metales de transición (Ni, Co, Fe, Zr y La) y por los metaloides (B, C, N, Si, O). Obviamente las aleaciones férricas son las de mayor interés por su costo [16, 17, 18].

Los átomos en la estructura amorfa están distribuidos aleatoriamente, como en un líquido, en vez de estar en una red repetible y ordenada. Esta falta de estructura cristalina significa que los vidrios metálicos también carecen de defectos cristalinos como los límites de grano y las dislocaciones. Sin esos "puntos débiles", los vidrios metálicos exhiben propiedades mecánicas extraordinarias, comportamiento magnético y resistencia a la corrosión. En general los vidrios metálicos son mucho más resistentes que sus contrapartes cristalinas (por un factor de 2 y 3), son mucho más tenaces (mucho más que los vidrios cerámicos) y tiene límites de deformación elástica elevados.

Por esas razones ciertas propiedades de los vidrios metálicos son notables, como la facilidad con que se pueden magnetizar y su

muy baja resistividad eléctrica y poca expansión térmica. A bajas temperaturas ciertos vidrios metálicos se toman superconductores y ocurren otros fenómenos electrónicos importantes. Estos materiales son apreciablemente dúctiles en tracción; algunos se pueden laminar hasta reducciones de área de 80%. Otra propiedad fundamental es su mejor resistencia a la corrosión, así como sus posibilidades como catalizadores. Las limitaciones dimensionales de los vidrios metálicos, apenas hasta el milímetro, se deben a que las tasas de enfriamiento, como se anotó, son del orden de  $10^5$  a  $10^6$  °K/s. Por ello sólo podían producirse como cintas y alambres, que se han usado extensivamente como núcleos de transformadores, sensores magnéticos y catalizadores, pero las pequeñas dimensiones limitan sus aplicaciones estructurales. Sin embargo, pronto se trataron térmicamente para dar aleaciones microcristalinas masivas con excelentes propiedades mecánicas. Posteriormente la investigación se ha centrado en producir vidrios metálicos masivos [19].

El reciente desarrollo de los vidrios metálicos masivos ha abierto la puerta al uso de estos fascinantes materiales en aplicaciones estructurales. Estas aleaciones requieren tasas de enfriamiento de sólo 1 – 100 °K/s, de modo que se pueden vaciar completamente vítreos hasta espesores de un centímetro por los métodos convencionales de fundición. Aunque hay posibilidad de numerosas aplicaciones estructurales para estas aleaciones, se conoce poco sobre las propiedades mecánicas y los micromecanismos de falla [20, 21, 22]. Estos vidrios masivos se basan en aleaciones de cuatro o cinco elementos que poseen distintos tamaños atómicos lo cual hace más difícil su acomodamiento para formar estructuras cristalinas. Ejemplos de tales aleaciones son las de Zr-Ti-Cu-Ni-Al, Zr-Ti-Ni-Cu-Be y Fe-Co-Zr-Mo-W-B [23].

Las investigaciones más recientes sobre estos materiales se enfocan a descubrir nuevas aleaciones que formen vidrios metálicos masivos y también incluyen las tareas de síntesis de materiales, procesamiento y caracterización. De este modo se están desarrollando nuevas aleaciones y técnicas novedosas en numerosos centros de investigación del mundo [24]. El otro campo en que se trabaja activamente es en el desarrollo de materiales compuestos que emplean una matriz de vidrio metálico con refuerzos cerámicos de metales dúctiles, lo cual mejora las propiedades mecánicas de los vidrios. Se investigan procesos de fundición para producir estos compuestos con formas que requieran poco acabado. Entre ellos están los reforzados extrínsecamente con fibras y partículas y los que se crecen in situ, como las dendritas de fase beta de titanio en el vidrio masivo Vitreloy (Zr) [25, 26, 27, 28, 29]1.

## LAS ESPUMAS METÁLICAS

Las espumas metálicas se han convertido en un atractivo campo de investigación desde del punto de vista científico y la perspectiva de las aplicaciones industriales. Las espumas metálicas sólidas tienen muchas combinaciones interesantes de propiedades físicas y mecánicas como la elevada rigidez junto con un bajo peso específico o la gran permeabilidad a los gases combinada con elevada resistencia mecánica. Por esta razón en los últimos quince años la investigación sobre estos materiales se ha extendido a todas partes [30].

Existe alguna confusión sobre el término espuma metálica, pues se usa de una manera general aunque los materiales descritos muchas veces no son espumas en el sentido estricto. Debe distinguirse entre materiales celulares, metales porosos, espumas metálicas sólidas y esponjas de metal. Los primeros se refieren a un cuerpo metálico que tenga cualquier clase de vacíos gaseosos dispersos en él. En el segundo caso los poros son generalmente redondos y aislados unos de otros; los terceros que interesan acá son una clase especial de materiales celulares que se originan en una espuma metálica líquida y las esponjas metálicas se refieren a una morfología especial de metal celular con vacíos interconectados. Los principales métodos para producir espumas metálicas son: espumado de líquidos por inyección de gas, espumado de líquidos con agentes soplantes, solidificación eutéctica de sólido-gas (gasars) y espumado de compactados de polvo.

El primer método, que se usa ampliamente para el aluminio y sus aleaciones, utiliza partículas de carburo de silicio, óxido de aluminio u óxido de magnesio, para aumentar la viscosidad, luego se inyecta un gas (aire, nitrógeno o argón) de modo que genere burbujas muy finas de gas en el seno del líquido, esta mezcla flota y se toma en una espuma líquida cuando el metal líquido se drena, la cual se deja solidificar.

La segunda manera de espumar líquidos es añadiendo un agente soplante en vez de inyectar gas, aquel se descompone con el calor y libera gas que propicia el espumado. Por ejemplo se usa calcio en aluminio para aumentar la viscosidad y luego se añade  $TiH_2$  como agente soplante que libera hidrógeno en el líquido viscoso espumándolo.

El tercer método se aprovecha de que algunos metales líquidos forman un sistema eutéctico con el hidrógeno gaseoso. Fundiendo estos metales en una atmósfera presurizada de hidrógeno, se obtiene un baño homogéneo cargado de hidrógeno. Al enfriar se obtiene

una espuma. "Gasar" es un acrónimo ruso que significa "reforzado con gas".

Las espumas también se pueden producir a partir de polvos metálicos, en este caso se empieza por mezclar los polvos con un agente soplante, después de lo cual la mezcla se compacta para dar un producto denso semiacabado. Luego se hace un tratamiento térmico a temperaturas cercanas al punto de fusión de los polvos, así se descompone el agente soplante y libera el gas que forma los poros, obviamente esto funciona bien no sólo con aluminio sino con otros metales y aleaciones como estaño, zinc, plomo, latón y oro.

Las principales aplicaciones de las espumas metálicas son como materiales livianos de construcción, para absorber energía, especialmente de impacto, para el control térmico y acústico. Sin embargo, todavía falta mucha investigación para optimizar nuevos productos.[31, 32, 33, 34, 35, 36, 37, 38, 39]

## METALURGIA COMPUTACIONAL Y DESARROLLO DE ALEACIONES

La metalurgia computacional es la utilización de modelos matemáticos y las herramientas informáticas para el estudio de los fenómenos metalúrgicos. Estos modelos tratan de predecir la estabilidad y equilibrio de las fases, las tasas de las reacciones o transformaciones y las relaciones estructura propiedades. En la actualidad es un extenso campo de investigación en metalurgia física. Un ejemplo es el caso de las superaleaciones necesarias en aplicaciones como las turbinas de avión y los componentes de motores, que presentaremos más adelante

Hemos señalado que, tradicionalmente, la metalurgia ha sido una de las actividades más empíricas. Durante cientos de años se han creado y mejorado las aleaciones desde el bronce hasta el acero inoxidable explotando, en la mayoría de los casos, descubrimientos casuales hechos al mezclar metales. En las últimas décadas esta búsqueda ha sido más sistemática y con el advenimiento de la metalurgia computacional se ha desarrollado el entendimiento de cómo se cambian las propiedades de un metal aleándolo con otro [40].

Los métodos de la metalurgia computacional se pueden dividir en dos clases: aquellos que no usan ninguna cantidad obtenida empírica o experimentalmente y los que lo hacen. Los primeros se llaman métodos *ab initio* o métodos de los primeros principios, mientras que los otros se denominan métodos empíricos o semiempíricos. Los métodos *ab initio* son particularmente útiles en la predicción de las

propiedades de nuevos materiales o de nuevas estructuras complejas, y para predecir las tendencias en un amplio espectro de materiales. Los métodos semiempíricos son excelentes para interpolar y extrapolar a partir de propiedades conocidas [41].

Una de los principios en que se basen los métodos *ab initio* es la teoría de la densidad funcional, la cual prueba que la energía base de un sistema electrónico, estable  $M$  es función solamente de la densidad electrónica  $\rho(r)$ . Con base en esto se plantean ecuaciones tipo Schrodinger y se predicen constantess de red, posiciones atómicas, propiedades elásticas y frecuencias de los fonones [42].

En metalurgia, sin embargo, el desarrollo de una nueva aleación con atributos particulares es todavía un reto muy grande las candidatas son casi siempre demasiado numerosas para ensayarlas individualmente. Hay varias docenas de metales diferentes, y aún sí las aleaciones fueran binarias, hay demasiadas combinaciones, sin olvidar que las proporciones de cada metal se pueden variar.

Por medio de la metalurgia computacional esto se puede simplificar, por ejemplo, Johannesson y, sus colegas buscaron las aleaciones que mejor pudieran resistir las temperaturas elevadas y la corrosión entre las posibles combinaciones de 32 metales, con hasta cuatro metales diferentes en cada aleación. En total resultaron 192 016 aleaciones posibles. Calculando las propiedades logradas a partir de los primeros principios, combinaron las aleaciones promisorias para generar otras nuevas más complejas y seleccionaron la mejor de cada generación, También afinaron la búsqueda con consideraciones prácticas, por ejemplo excluyendo los más costosos [43],

Esta aproximación identificó varias superaleaciones que ya se utilizan (encontradas por el costoso método del ensayo y el error). También sugirió nuevas aleaciones promisorias, los cuales se pueden experimentar en vez de ensayar con toda la gama entera de posibilidades. Es decir que la metalurgia computaciones puede "reducir grandemente el número de experimentos necesarios para el desarrollo de nuevas aleaciones".

Usando métodos semiempíricos los ingenieros del Marshall Space Flight Center han desarrollado una nueva aleación de alta resistencia, de aluminio silicio, que promete ayudar a reducir las emisiones de los motores y a mejorar el kilometraje conseguido con la misma cantidad de gasolina, tanto en automóviles y barcos, como en vehículos recreativos. La aleación ha sido inventada por Jonathan Lee y es muy resistente al desgaste y que exhibe una gran resistencia a temperaturas de entre 260 y 370 °C. Comparativamente, cuando

es probada a 315 °C, es entre tres y cuatro veces más resistente que las aleaciones de aluminio convencionales y so puede producir a un precio de medio dólar por kilogramo, aproximadamente [44]. De la misma manera se están diseñando otras aleaciones, sobre todo de aluminio, magnesio y titanio.

## ACEROS DE ALTA RESISTENCIA Y NUEVOS ACEROS

Un ejemplo real de las aplicaciones de la metalurgia física han sido los desarrollos de aceros resistentes, empezando por el alambre de piano cuya limitación es esa, sólo puede producirse como alambre. Mediante los mecanismos que fortalecen la martensita como el endurecimiento por solución sólida, el endurecimiento por precipitación, el endurecimiento estructural y endurecimiento por dislocaciones ha sido posible producir aceros con elevadas resistencias, como los maraging. Sin embargo, después del contenido de carbono, el mecanismo más poderosos para dar resistencia al acero ferrítico es el refinamiento de grano y esto es lo que se logra precipitando carburos y nitro carburos en los aceros microaleados o aceros de alta resistencia y baja aleación. que han revolucionado las construcciones en acero y los cuales siguen estudiándose y perfeccionándose [45].

El número de tipos de acero no se ha duplicado desde el decenio de 1980 y la mayoría del acero que se vende es el mismo que ha estado en el mercado por décadas Pero cuando comparamos las características de desempeño de los aceros actuales con los que se usaban a principios de la década de 1990, la proliferación de productos de acero es evidente.

La mayoría de los nuevos aceros no son nuevos tipos de acero, son productos de acero con propiedades y características que nunca se habían logrado en el pasado. Por ejemplo la empresa sueca SSAB Swedish Steel ha desarrollado un nuevo tipo de aceros de ultra alta resistencia. Los límites de rotura de los nuevos aceros laminados en frío se hallan entre 1000 y 1400 MPa. Con estas nuevas cales de Aceros se pueden hacer construcciones considerablemente más ligeras y obtener nuevas soluciones sin afectar a las prestaciones.

La composición básica de los aceros no se ha variado gran cosa, lo que han cambiado son los procesos y los controles de pureza y tratamiento térmico, es decir de microestructura final. Una tecnología que ha contribuido grandemente a esto es la desgasificación en vacío [46]

La industria automovilística estadounidense lanzó el reto de sustituir el aluminio y los compuestos de éste con acero y planteó el

programa Ultralight Steel Auto Body (Ulsab) al cual se unieron 33 grandes acerías del mundo. Los resultados han sido impresionantes y ya están aplicados en algunos modelos de automóviles [47]

Otro campo en el que se ha avanzado y se trabaja es en los aceros producidos por metalurgia de polvo y métodos similares. Partiendo de un polvo homogéneamente aleado, con la granulación adecuada, sometido a un proceso de difusión bajo presión y a temperaturas concretas se elaboran unos aceros homogéneos, libres de segregaciones y con propiedades virtualmente isotrópicas, lo cual les confiere ventajas evidentes frente a los aceros laminados. [48].

Otro proceso relacionado con el anterior es el moldeo por inyección de metal, MIM, que combina el moldeo por inyección de los plásticos con la metalurgia de polvo tradicional. Los pasos del proceso MIM son: 1- Mezclar el polvo metálico con el aglomerante orgánico; 2- Moldear como en la inyección de plásticos; remover el aglomerante por pirólisis o disolución con solventes; 4- Sinterizar y densificar hasta la densidad final: Se obtiene así un acero con propiedades controladas [49]. Estos métodos han permitido producir aceros porosos que se comportan como cualquier acero normal para moldes y pueden ser maquinados, pulidos y erosionados. Sin embargo son porosos al aire pero no a la mayoría de los polímeros. Esto permite que el salga del molde, en el proceso de inyección, por todas partes y no simplemente por los ventiladeros, que pueden obstruirse con el flujo plástico [50].

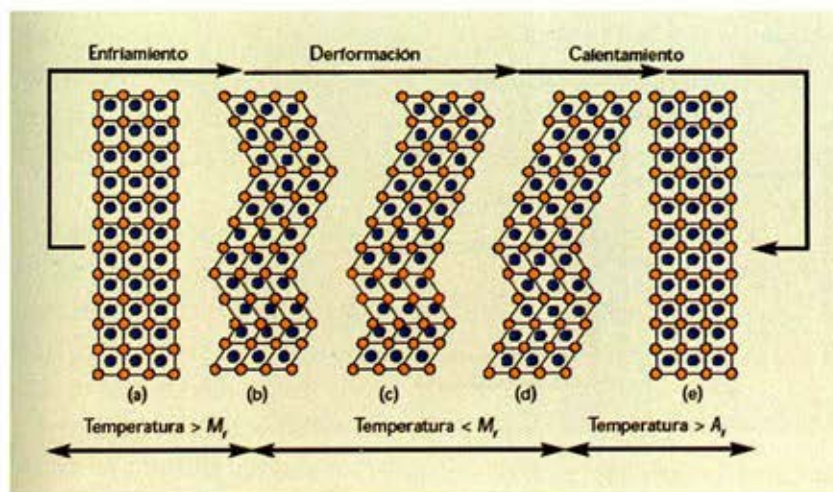
Antes de cerrar este resumen sobre el acero es necesario, mencionar los aceros duplex, ferrítico-austeníticos, altamente resistentes a la corrosión y de excelentes propiedades mecánicas, y los cuales continúan mejorándose. [51].

## ALEACIONES CON MEMORIA DE FORMA

El cambio de forma con el calentamiento no es una cualidad especial de los materiales pero el cambio a una forma específica si lo es. Por ejemplo, el acero experimenta deformaciones cuando se calienta, pero no asume una forma particular, de otro lado una aleación con memoria de forma si cambia directamente a una forma inherente, además el cambio es varios órdenes de magnitud mayor que en el acero.

El cambio en la forma se debe a una transformación martensítica termoelástica, cuyos detalles completos escapan a este resumen, pero que se puede visualizar en la figura 1, aunque la transformación es sin difusión y extremadamente rápida la frecuencia del sistema está limitada por la inercia del calentamiento y el enfriamiento. Aunque las aplicaciones bidireccionales son posibles luego de entrenar el material, estas aleaciones están mejor adecuadas a las tareas en una sola vía, como el posicionamiento y despliegue de dispositivos, como una antena en el espacio, por ejemplo: En todo caso sólo pueden usarse en aplicaciones de baja frecuencia y baja precisión. La fatiga térmica también es problema, por ello estos materiales tienen pocas aplicaciones en el control de vibraciones.

Los materiales más comunes usados en estructuras adaptivas son las aleaciones con memoria de forma, la más comercial es el nitinol, o níquel y titanio combinados. Menos populares pero utilizables son las de oro cadmio, plata cadmio, Cu-Al-Ni, cobre estaño, cobre zinc y Cu-Zn-Al.



**Figura 1.** Ilustración del efecto de memoria de forma: la estructura cristalina del monocristal original en (a); luego de enfriada hasta la temperatura de transformación total ( $M_f$ ) se transforma en martensita sin cambio significativo en las dimensiones externas (b); luego de la deformación mecánica (e y d) el sistema minimiza la energía por medio de maclado (cizallamiento invariante de la red) mientras se conservan los enlaces atómicos; el calentamiento por encima de la temperatura de transformación total a austenita ( $A_f$ ) revierte la fase madre a la orientación original (e).

## MATERIALES INTELIGENTES

Entre los materiales metálicos que forman parte de los llamados materiales inteligentes, usados en las estructuras adaptivas, además de las aleaciones con memoria de forma se encuentran los materiales magnetostrictivos y las aleaciones con memoria de forma magnética [52, 53].

### MAGNETOSTRICCIÓN

El fenómeno de la magnetostricción es el cambio en la forma o tamaño de un material ferro eléctrico, inducido por un campo magnético. Es causado por el movimiento de los límites de los dominios magnéticos, asociados con la magnetización. La magnetostricción es una causa de la vibración en los transformadores, pero también se usa para producir ultrasonido en un oscilador de magnetostricción haciendo que un ferro magneto oscile, a una frecuencia escogida, aplicándole un campo magnético.

También se ha observado que la deformación mecánica aplicada produce alguna anisotropía magnética. Así pues los materiales magnetostrictivos tienen la habilidad de convertir energía magnética en energía mecánica y viceversa, esto permite usarlos como actuadores o sensores.

Una de las primeras aplicaciones prácticas fue en el SONAR durante la segunda guerra mundial. Otra fue en los sensores de torque. Los materiales basados en níquel, usados entonces, tienen unas deformaciones muy pequeñas. En 1960 el terbio (Tb) y el disprosio (Dy) se encontró que exhibían entre 100 y 10,000 veces las deformaciones magnetostrictivas de las aleaciones de níquel pero esto sólo ocurría a temperaturas elevadas.

Se buscaba un material que, aunque operara a temperaturas elevadas tuviera una deformación grande y requiriera un campo magnético de baja intensidad. Se encontró que la adición de Tb y Dy para formar los compuestos  $TbFe_2$  y  $DyFe_2$  llevaban las propiedades magnetostrictivas a temperatura ambiente. Estos materiales requerían campos magnéticos grandes para generar deformaciones grandes. Aleando los dos compuestos se encontró que el campo magnético necesario se reducía considerablemente. La aleación resultante,  $Tb_{27}Dy_{73}Fe_{195}$  (conocida comercialmente como Terfenol - D) es el material magnetostrictivo más usado en la actualidad [54].

### LAS ALEACIONES CON MEMORIA DE FORMA MAGNÉTICA (MFM)

Ciertos materiales con memoria de forma, que también son ferromagnéticos, pueden exhibir grandes cambios dimensionales cuando se aplica un campo magnético. Estas deformaciones ocurren en la fase de baja temperatura (martensítica). Este efecto se observó por primera vez en la fase martensítica tetragonal del compuesto intermetálico de Heusler,  $Ni_2MnGa$ , Figura 3, donde se produjeron deformaciones de 0.19% con campos de 0.8 Tesla a 265 °K. Estas grandes deformaciones inducidas magnéticamente (comparables a las observadas en Terfenol - D) están asociadas con el movimiento de los límites de macla en la fase martensítica bajo el impulso del cambio en la energía de Zeeman, M.H, a través de los límites de macla. Esta combinación de memoria de forma y cambio dimensional hace que estos materiales, descubiertos en 1996, sean de los más promisorios en el campo de los dispositivos adaptativos.

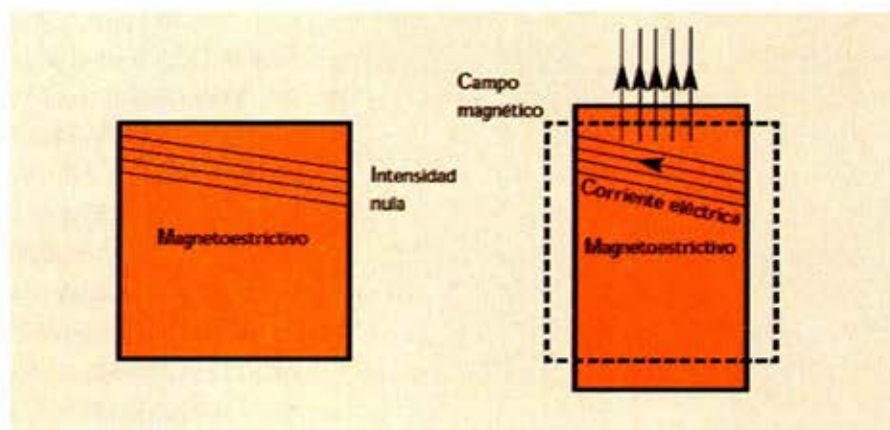
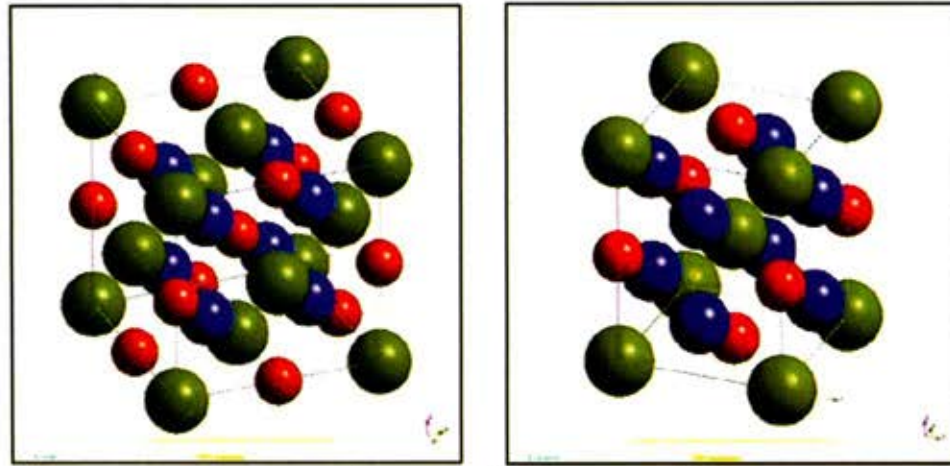


Figura 2: Efecto de magnetostricción



**Figura 3.** (a) Estructura de Heusler Ni<sub>2</sub>MnGa (b) Fase tetragonal de la misma composición, estable por debajo de la temperatura de transformación martensítica (Mf) cercana a 0 °C [55].

### METALES SUPERPLÁSTICOS

Los materiales súper plásticos son sólidos policristalinos que tienen la capacidad de sufrir grandes deformaciones sin que aparezca en la región extendida la inestabilidad plástica o sea el cuello o estricción. Algunos metales pueden alcanzar deformaciones hasta de 8000 % sin romperse, es decir que se pueden estirar hasta alcanzar 80 veces su longitud inicial. Un alargamiento de más del 200% en tracción indica comportamiento súper plástico. Los mayores alargamientos reportados son de 7750% en una aleación eutéctica de Pb Sn y más de 8000% para una aleación B-Al [56].

Aunque este fenómeno es conocido hace ya muchos años, la primera noticia apareció en 1912, y se conocen ya cientos de aleaciones que exhiben comportamiento súper plástico queda mucho por avanzar en la explicación de los mecanismos que lo originan.

Para desplegar comportamiento superplástico un material debe tener grano fino, con diámetro inferior a 5 μm debe deformarse a temperatura elevada a una tasa muy lenta de deformación y los granos deben tener posibilidad de deslizarse unos sobre otros y rotar cuando se aplica la tensión.

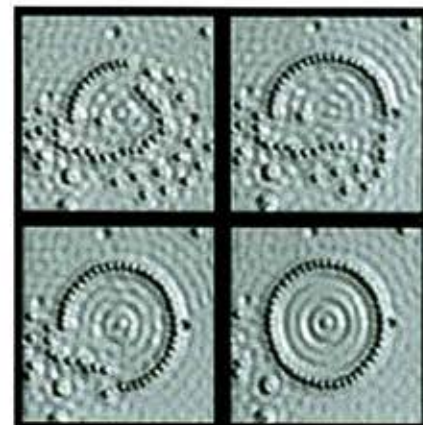
Se han avanzado muchas hipótesis sobre el de la superplasticidad en los materiales de grano fino, pero no se ha encontrado ninguna que pueda describir con precisión la mecánica y la microestructura de la fractura en la deformación superplástica. Muchas teorías han desarrollado modelos que son capaces de predecir las características mecánicas y topológicas de la deformación superplástica. Se han propuesto diferentes mecanismos sobre la recuperación controlada del flujo de dislocaciones, donde se acepta que la tasa que controla el

proceso es el ascenso de aquellas. Sin embargo, en este campo falta mucho por dilucidar y por ello continúa siendo un campo activo de investigación en la metalurgia física [57].

### NANOMETALURGIA: LOS CONGLOMERADOS DE ÁTOMOS METÁLICOS

Los conglomerados de átomos metálicos, conocidos como metal cluster constituyen un estado intermedio de la materia entre los átomos libres y los sólidos masivos. Tales nanopartículas con sus reducidas dimensiones y alta relación superficie/volumen, tienen propiedades estructurales y electrónicas únicas que dependen marcadamente del tamaño [58].

En cierto sentido los conglomerados de *átomos metálicos* son el puente entre el macrocosmos y el nanocosmos, pero fuera del interés por su estabilidad, el número de átomos que los constituyen y su forma, las aplicaciones prácticas incluyen su uso como catalizadores y como constituyentes promisorios en la nanoelectrónica.



**Figura 4:** Conglomerado de átomos metálicos

Una característica fundamental de los conglomerados de átomos metálicos es que ciertos tamaños ocurren preferencialmente, por ejemplo, en el sodio los conglomerados con 8, 20, 40 o 58 átomos son mucho más abundantes que otros tamaños. Estos conglomerados predominan porque, por alguna razón, son excepcionalmente estables. La secuencia de estabilidad continúa con 92, 138, 198, 264, 442, 554 y números mayores. Los conglomerados de sodio, y otros metales, con estos números de átomos permanecen estables aun cuando estén tan calientes que no pueden solidificar y permanecen sólo como gotitas de líquido [59].

Esta tendencia a formar exactamente ciertos tamaños, es explicada por la mecánica cuántica, sin embargo todavía queda mucho por explicar sobre como y cuándo ocurre la transición de conglomerado a sólido o líquido masivo, además de cuestiones fundamentales sobre sus propiedades y aplicaciones razones por las cuales este campo de investigación es bastante activo [60, 61].

Aunque no sirva como regalo de aniversario, una cadena de oro construida átomo a átomo puede servirnos aún para responder a una de las preguntas básicas de la nanotecnología. ¿Hasta dónde podemos llegar en el mundo de lo pequeño? Wilson Ho, y sus colegas de la University of California en Irvine han descubierto la fase molecular a partir de la cual un grupo de átomos se convierte en una estructura sólida concreta un hallazgo que podría tener un Impacto importante en el futuro desarrollo de estructuras metálicas construidas a escala molecular. El estudio, el primero en su género, sugiere también que existe un límite de tamaño mínimo en la construcción de moléculas eléctricamente conductoras.

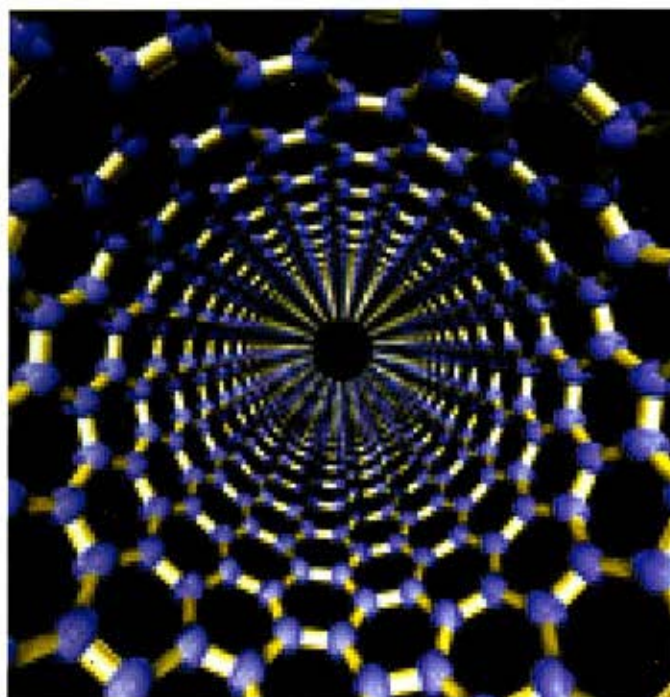
La investigación según Ho, responde a cuestiones fundamentales sobre cómo los sólidos, se forman a partir del ensamblaje de átomos individuales. Nos ha permitido ver la materia formándose en su unidad más pequeña, lo cual tendrá implicaciones en la elaboración de nanoestructuras metálicas que puedan utilizarse en diversos campos, como el almacenamiento de datos, circuitos electrónicos, etc.

Ho y su grupo utilizaron un microscopio STM (scanning tunneling microscope) para construir una cadena de átomos de oro, con el objetivo de medir cómo los estados electrónicos variaban a medida que se añadían más átomos a la cadena. Empezando con un único átomo y añadiendo otros sucesivamente, uno a uno, pudieron medir la conductividad eléctrica en tales estados, ver cómo compartían electrones, y comprobar cómo tales medidas cambiaban dramáticamente durante la adición de átomos a la cadena. El STM posibilitó no sólo manipular átomos individuales sino también

fotografiar la cadena y medir sus propiedades. Obtuvieron así una clara conexión entre la geometría de la nanoestructura fabricada y sus propiedades electrónicas.

Cuando añadieron el quinto y el sexto átomo, sin embargo, la cadena empezó a exhibir las propiedades colectivas de una estructura global, cuando sus átomos pierden sus características individuales para asumir las de toda la estructura. Es en este punto cuando una molécula metálica se hace conductora y puede ser utilizada para conducir electricidad.

La cadena de átomos de oro alcanzó la cifra de 20 átomos, aunque en principio no hay un límite a la longitud que podría adoptar. Desde los 6 a los 20 átomos, las mediciones de los estados para los electrones mostraron sólo pocas variaciones, convergiendo hasta obtener las propiedades típicas de los sólidos con un mayor número de átomos. Según este experimento, una estructura de oro funcional podría fabricarse con sólo seis átomos.



**Figura 5:** Estructura de un nanotubo

Efectivamente, Ho y sus colegas han respondido a la pregunta de cuántos átomos son necesarios para construir un material que tenga una utilidad potencial. No es práctico producir en masa cadenas de este tipo como conductores unidimensionales, catalizadores o sistemas de almacenamiento de datos, pero los estudios proporcionan la base científica para la futura nanotecnología, ya que contribuyen a nuestra comprensión del comportamiento de la materia en función de su tamaño” [62].

## COMPUESTOS INTERMETÁLICOS ORDENADOS

Los metales forman soluciones sólidas intermedias, las cuales pueden tener estructuras muy diferentes a las de los constituyentes. Estas fases intermedias, se pueden extender en intervalos amplios de composición. Cuando están restringidas a un intervalo estrecho de composición, cercano a una relación estequiométrica simple como AB, AA AB<sub>2</sub>, etc., se les denomina compuestos intermetálicos. En cualquier caso, la mayoría de las fases intermedias poseen estructuras cristalinas que son diferentes a las de cualquiera de los elementos componentes. En muchos sistemas metálicos las fases intermedias se forman también a composiciones que requieren fórmulas extrañas, por ejemplo Cu<sub>5</sub>Si, Fe<sub>5</sub>Zn<sub>21</sub> o KHg<sub>10</sub>.

El papel de las fase intermedias en tecnología es muy importante, su empleo como principales constituyentes de las aleaciones puede impartir propiedades únicas a materiales especializados para crisoles, turbinas, herramientas, diodos, conductores, superconductores, imanes, etc. y si se usan como constituyentes menores juegan papel importante en muchas aleaciones comerciales como aceros, duraluminos, materiales resistentes al desgaste, imanes, hojas de rotores, etc. para mencionar sólo unos pocos. Las fases de intervalo de composición estrecho, los compuestos intermetálicos, son los que más pueden actuar como constituyentes finos y dispersos que aumentan la resistencia de la aleación.

La clasificación más común de las fases intermedias es en tipos estructurales similares (fases isomorfas) o grupos en los cuales parece predominar un determinado tipo de enlace. Así se puede hablar de compuestos normales de valencia, fases electrónicas, fases de Laves, fases tipo Ni-As, compuestos de coordinación, fases intersticiales, estructuras compactas, etc.

La designación cristalina de las estructuras comunes se hace en una publicación: Strukturbericht. La estructura fcc se denomina A1, la bcc A2, la hcp A3, la del diamante A4, etc. Normalmente las fases y compuestos se denominan con letras griegas, latinas o fórmulas, por ejemplo latón  $\gamma$ , Cu<sub>3</sub>Zn<sub>8</sub> o D8<sub>2</sub>.

Un tipo de fases intermedias son las fases electrónicas, que se forman con enlace metálico entre elementos que tienen aproximadamente los mismos tamaños atómico y poseen electronegatividades similares. Se llaman electrónicas porque se forman con proporciones precisas entre electrones de valencia y los átomos, tal es el caso del NiAl, que tiene una relación  $e/a = 3/2$ .

Los compuestos intermetálicos a que nos queremos referir en esta reseña tienen composiciones como Ni<sub>3</sub>Al FeCo, Ti<sub>3</sub>Al, TiAl, Cu<sub>3</sub>Au, Ti<sub>3</sub>Si<sub>3</sub>, Ni<sub>2</sub>AlTi, Ti<sub>2</sub>AlNb, algunos son "compuestos de línea" porque se representan con una línea, en el diagrama de fases, otros pueden alejarse considerablemente de sus composiciones ideales. Una característica común que tienen es que son atómicamente ordenados porque el enlace entre átomos distintos es más fuerte que entre los iguales, por eso constituyen una clase especial de materiales metálicos que forman estructuras cristalinas con orden de largo alcance como se ve en la figura 1. Algunos intermetálicos se pueden desordenar calentando por encima de la temperatura crítica pero esto sólo, es posible en los compuestos de orden débil, como Cu<sub>3</sub>Au; en ingeniería interesan los intermetálicos que están fuertemente ordenados por debajo de la temperatura crítica, Tc [63].

Algunos materiales de esta clase, con Tc < 700°C, despertaron interés por sus raras estructuras de dislocaciones y comportamiento mecánico asociados con las redes ordenadas. En la figura 2 se observan los aluminuros de Ni. La deformación en las aleaciones ordenadas está controlada por el deslizamiento, fácil de dislocaciones de superred o apareadas, la movilidad relativamente baja de estas dislocaciones a temperaturas elevadas origina un comportamiento de cedencia anómalo; esto es, la resistencia a la cedencia aumenta con la temperatura de ensayo. Esto se observó en muchos compuestos intermetálicos ordenados como Ni<sub>3</sub>Al y Cu<sub>3</sub>Au, es notable en los aluminuros de titanio.

La investigación reciente se ha centrado en estos materiales porque exhiben prometedoras propiedades a temperatura elevada, debido a que el orden de largo alcance de la superred disminuye la movilidad de las dislocaciones y los procesos de difusión a temperaturas elevadas. Sin embargo, debido a sus problemas de fragilidad tales compuestos intermetálicos se han usado principalmente como refuerzos en materiales estructurales, como es el caso de las superaleaciones de Níquel.

En la actualidad los compuestos intermetálicos importantes son aluminuros: NiAl, Ni<sub>3</sub>Al FeAl, Fe<sub>3</sub>Al, TiAl, Ti<sub>3</sub>Al, Ti<sub>2</sub>AlNb, todos ellos, exceptuando FeAl y Ti<sub>3</sub>Al permanecen ordenados hasta el punto de fusión. Aunque la principal razón por el gran interés en ellos es su alta resistencia a temperatura elevada, por ejemplo el Nb<sub>3</sub>Al también se usa por sus propiedades superconductoras [64, 65].

Un aspecto negativo de estos aluminuros, además de su baja ductilidad a temperatura ambiente, es su resistencia a la oxidación, que es menor que la deseable a temperaturas elevadas. Estos alu-

minuros se caracterizan por una fuerte tendencia a formar  $TiO_2$  en vez de  $Al_2O_3$ , a alta temperatura. Por ello las investigaciones se han encaminado a mejorar este fenómeno sin detrimento de sus propiedades mecánicas a temperatura elevada. Los aluminuros, de titanio sobre los que se trabaja son el  $Ti_3Al$ , que tiene estructura ordenada  $D0_{19}$  y son las aleaciones llamadas alfa 2 y el  $TiAl$  con estructura  $L10$  es llamado aluminuro gamma. La investigación en estos campos es activa [66, 67, 68].

## CONCLUSIÓN

En este apretado resumen se ha pretendido dar una visión de los múltiples temas que son centrales a la investigación actual de la metalurgia física: Es posible que algunos de ellos sean muy conocidos y hayan faltado otros como los metales multicapas, los compuestos in situ, la nueva visión de las transformaciones y las nuevas herramientas e instrumentos de análisis - pero las inclinaciones personales y las limitaciones de espacio son las únicas razones para la presente selección de tópicos.

## AGRADECIMIENTOS

La edición de la revista Remetallica agradece al Dr. Asdrúbal Valencia Giraldo, por autorizar la adaptación de este artículo que fuera publicado en la revista DYNA, año 70, N° 139, julio del 2003, Medellín, Colombia.

## REFERENCIAS

1. Valencia, A., Metalurgia Física, Editorial, Universidad de Antioquia, Medellín, 1987
2. Mehl, F., "The Historical Development of Physical Metallurgy", Physical Metallurgy. John Wiley, New York, p. 1, 1965.
3. Spretnak, "Chronology of Metals and Metallurgy". Technical Notes on Forging, FIERE, Cleveland, p. 2, 1977.
4. Sullivan, W., The Story of Metals, ASM, Cleveland, 1960.
5. Banerjee, S. and Ramanujan R., Advances in Physical Metallurgy, New York, 1996.
6. Charles, J. and Smith, G. Advances in Physical Metallurgy, The Institute of Metals, London, 1990.
7. Bacon, D. and Vitek V., "Atomic Scale Modeling of Dislocations and Related Properties in Hexagonal Close Packed Metals", Met. Material Trans., Vol 33 A, p. 421, 2001.
8. Brener, E. and Temkin D., "Theory of discontinuous precipitation: importance of the elastic strain". Acta Materialia, 2, (5), 2003.
9. Massalski, T., "Massive Transformation Revisited", Met. Mat. Trans., 8, (33A), p. 2251, 2002.
10. Gusak, A. and Tu, K. "Theory of Normal Grain Growth in Normalized Size Space", Acta Materialia, 13, (5), p. 3895, 2003.
11. Haasen, P. and Mordike, B. Physical Metallurgy, 3rd Edition, John Wiley, New York, 1996.
12. Valencia, A. Notas sobre termodinámica metalúrgica, Universidad de Antioquia, Medellín, 1984.
13. Norman H., Liquid Metals Concepts and Theory, Cambridge University Press, Cambridge, 1991.
14. <http://www.hutrough.harvard.edu/oleg/metals.html>, 2003, Taylor and Francis,
15. Pehlke, R. "Computer Simulation of Solidification Process The Evolution of Technology", Met. Mat. Trans., 8, (33A), p. 2251, 2002.
16. Klemen, W. et al. "Non crystalline structure in solidified gold silicon alloys", Nature, vol 1987, p. 869 1960.
17. Polk, D. and Turnbull, D. "Flow of melt and glass forms of metallic alloys", Acta Metal, vol. 20, p. 493, 1972.
18. Valencia, A. "Los vidrios metálicos", Apéndice 1, Transformaciones de Fase en Metalurgia, p. 393, Ed. Universidad de Antioquia, Medellín, 1998.
19. Ray, R., Bulk microcrystalline alloys from metallic glasses, Metal Progress, p. 29, 1981.
20. Molokanov, V. et al. "The effect of temperature of melt at quenching on glass formation and crystallization of Fe61Co7Zr10-MoSW2B bulk metallic glass forming alloy". Materials Science Transactions, 1, p. 42, 2002.
21. Flores, K. and Dauskardt, R., "Mean Stress Effects on Flow Localization and Failure in a Bulk Metallic Glass", Acta Mater (49), p. 2527, 2001.
22. Flores, K. M., et al., "Flow and Fracture of Bulk Metallic Glass Alloys and their Composites", Mater. Trans. JIM, (42), p. 619, 2001.
23. <http://easy.stanford.edu/dauskardtkatby/flores/BMG/brng1tm1>, 2003.
24. [http://www.nus.org/publications/j\\*mrjlmra/2002/jun/0311tm1](http://www.nus.org/publications/j*mrjlmra/2002/jun/0311tm1), 2003.
25. <http://www.cco.caltech.edu/vitreloy/composites.htm>, 2003.
26. <http://www.cco.caltech.edu/s4treloy/development.htm>, 2003.
27. <http://www.cco.caltech.edu/vitreloy/characterization1tm1>, 2003.
28. Zhang, T. et al. "Thermal and Mechanical Properties of Cu Based Cu Zr Ti Y Bulk Glassy Alloys", Materials Transactions, 10, (42), 2001.
29. Moodani, K. Magnetic glasses, Elsevier, New York, 1984.
30. Banhart, J., "Metallic foams: challenges and opportunities",

- Eurofoam (2000) Proceedings, P. Zitta, J. Banhart and G. Verbist (eds.), MIT Verlag, Bremen, 2001.
31. Cox, S. et al. "Metallic foam. processing from. the liquid state. The competition between solidification and drainage, Eur. Phys. J. AP 14, p.87.
  32. Waire, D. et al. "The Fluid Dynamics of Foams". J Phys.: Condens. Matter, (15), p. S65, 2003.
  33. Cox, S. and Fortes, M. "Properties of three-dimensional bubbles of constant mean curvature". Phil. Mag. Letts, (83), 2003.
  34. Cox, S. et al. "Topological changes in a two-dimensional foam cluster". Euro. Phys. J. E., Vol 11, p. 29, 2003.
  35. Banhart, J. et. al. (Eds.), MetFoam 2001, Proceedings of the International Conference on Cellular Metals and Metal Foaming Technology, MIT Verlag, Bremen 2001.
  36. Weaire, D. et. al., "Methods and models of metallic foam fabrication", Proc. 8th Ann. Intl. Conf. Composites Engng., D. Hui (Ed.), Tenerife, p. 977, 2001.
  37. Chen, C. et. al., The mode I crack growth resistance of metallic foams, J. of Mechanics and Physics of Sólidos, (49), p. 231, 2001.
  38. Wu, Z. and He, D. "Changes in porosity of foamed aluminum during solidification" Chinese Science Bullén, (45), Sept. 2000.
  39. Hhart J. <http://www.nictalfoam.de/papers/banhart00b.pdf>, 2003.
  40. Franceschetti, A. and Zunger, A. "The inverse band structure problem. of finding an atomic configuration with given electronic properties", Nature, (402), p. 60, 1999.
  41. Ceder, G. et al, Identification of cathode materials for lithium batteries guided by first principles calculations~', Nature, Vol. 392, 16 april, p. 694, 1998.
  42. Bernhole, J. "Computational Mat. Science: The Era of Applied Quantum Mechanics", Physics Today, Sept. p. 30, 1999.
  43. Johannesson, G. et al. "Combined electronic structure and evolutionary search approach to materials design". Physical Review Letters, 25, (88), p. 255506 1, 2002.
  44. Noticias de la Ciencia y la Tecnología. No. 232, 2 de agosto, 2002.
  45. Honeycombe, R and Badeshia, H. Steels: Microstructure and Properties Edward
  46. Vanaparthi, N. and Stinivasan, M. "Modeling of solidification structure of Valencia continuous cast steel, Modeling and Simulation in Materials Science and Engineering, (6), p. 237, 1998.
  47. Sundaman, A. and Agren, J. "Computer applications in the development of steels, Bulletin, April, p. 32, 1999.
  48. Makover, H., "Aceros pulvimetalúrgicos de alto rendimiento, Informetal, No. 53, Agosto, p. 59, 2003.
  49. fi, C. et al., "Sintering study of 316L stainless steel metal injection holding parts using Taguchi method: final density% Materials Science and Engineering A31 1, p.74, 2001.
  50. <http://www.carrs tool.co.uk/publications/Porcerax1tm>, 2003.
  51. Sanvik S., Duplex Satinless Steel for Implants, Sandviken, Sweden, 1998.
  52. Valencia, A., "Los materiales inteligentes", Informetal, No 53, Ag., p. 19, 2003.
  53. Valencia A. El próximo avance en la ingeniería: los materiales y las estructuras adaptativas, Revista Facultad de Ingeniería U. de A., No 29, Junio, p. 125.
  54. [Magnetostricción/magnetostriction.html](http://magnetostriction.com/magnetostriction.html), 2003
  55. O'Handley, R. and Allen, S. "Ferromagnetic shape memory materials," in: Eneyclopedia of Smart Materials, Sons, New York., 2001.
  56. Arteaga, A. "Superplasticidad Curso Comportamiento Mecánico de los Materiales, Ingeniería de Materiales, Universidad de Antioquía, Medellín, 2002.
  - Saito, T. et al., Multifunctional alloys obtained via a dislocation free plastic deformation mechanism, Science, (300), p. 464, 2003.
  58. Cohen, M. and Knigh, W. "Physics of Metal Clusters", Physics Today, 12, (43), Dec., p. 42, 1990.
  59. Brack, M. "Metal Clusters and Magic Numbers", Scientific American, (283), December, p. 30, 2000.
  60. Joshi, K. and Kanhere, D. "Thermodynamics of tin clusters", Physical Review B, 23, (67), Third Series, June, p. 235413, 2003.
  61. Natajaran, R. and Ogüt, S. "Structural and electronic properties of Ge Te clusters", Physical Review B, 23, (67), Third Series, 23, Jun., p. 235326, 2003.
  62. <http://www.aniazings.com/ciencia/index.html> Oro y Nanotecnología, 9 de Sept. de 2002.
  63. Valencia, A., Transformaciones de Fase en 67. Metalurgia, Editorial Universidad de Antioquia, Medellín, 1998.
  64. Cahn, R. "The use of intermetallics in engineering design", Rev. R. Acad. Cien. Exact. Fis. Nat., 2, (90), p. 77.
  65. Froes, F. And Suryanarayana, C. Titanium Aluminides", Physical Metallurgy and Processing of Intermetallics Compounds, N.S. Stoloff and V. K. Sikka (eds.), Chapman and Hall, New York, p. 297, 1996.
  66. Valencia, A. "Los compuestos intermetálicos como materiales de ingeniería", Memorias Semana Técnica Nacional de Ingeniería de Materiales y Metalúrgica, Los materiales para construir el mundo, Café, 1999.
  67. Lin R.Y., Design Fundamentals of High Temperature Compos-

ites, Intermetallics, and Metal Ceramics Systems, TMS Process Fundamental Committee, Metals and Materials Society Thermodynamics and Phase Equilibrium, Minerals, Nihon Kinzoku Gakkai, Metals and Materials Society Meeting, 1996 Anaheim, California, John Wiley, New York, 1998.

68. Ordered Intermetallics Physical Metallurgy and Mechanical Behavior: Proceedings of the NATO Advanced Research Workshop, Irsee, Germany, June 23-28, 1991, C. T. Gu, R. W. Cahn, O. Sautboff (Editors), Kluwer Academic Publishers, 1992.

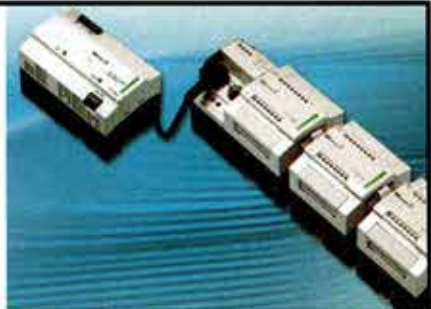


# Electric Sur

INGENIERIA ELECTRICA Y MONTAJES

INSPECCIONES DE MONTAJES  
SUMINISTRO DE MANO DE OBRA  
PROYECTOS ELECTRICOS Y DE  
INSTRUMENTACION  
MONTAJES INDUSTRIALES  
EVALUACIONES DE PROYECTOS

Bermann 679, San Miguel  
Tel: (2) 525 2219  
Fax: (2) 525 1192  
Cel: (9) 92238836  
SantiagoCHILE  
electricur@hotmail.com



# RESOLVIENDO PROBLEMAS DE FENOMENOS DE TRANSPORTE CON FEMLAB.

Jorge Manríquez Fica, Patricio Navarro Donoso  
Departamento de Ingeniería Metalúrgica, Universidad de Santiago de Chile

## INTRODUCCIÓN

Las ecuaciones para resolver problemas de fenómenos de transporte generalmente son descritas por ecuaciones diferenciales parciales PDEs. Existen varios programas disponibles en donde se resuelve una sola PDE específica. Los cuales están desarrollados con el objeto de obtener resultados de simulación en un corto tiempo y con la simplicidad del ingreso de datos, por ejemplo, datos geométricos. Una desventaja es que no son muy flexibles cuando el usuario cambia o combina modelos.

Femlab (Finite Element Modeling Laboratory) es un resolvidor de problemas de fenómenos de transporte basados en ecuaciones diferenciales parciales (PDEs). El software está diseñado para simular sistemas de PDEs acopladas, en 1D, 2D o 3D, no - lineales y dependientes del tiempo, por ejemplo, un sistema que resuelva simultáneamente el balance de momentum, balance de calor con conducción y convección y balance de masa con difusión y convección que incluya una reacción de segundo orden, todas acopladas y en estado transiente. Que estén acopladas significa, por ejemplo, que el perfil de velocidades obtenidos del balance de momentum incida en la convección de calor y masa, que la generación de masa influya en la generación de calor por reacción química exotérmica, que el perfil de temperaturas incida en la constante cinética de las reacciones, en la densidad, viscosidad, capacidad calorífica, conductividad térmica, difusividad, etc... Una característica importante de Femlab es que el modelador puede enfocarse sobre el modelo (coeficientes sobre el dominio y condiciones de borde de las PDE) y no gastar mucho tiempo en resolver y visualizar.

En FEMLAB se puede representar las PDEs de tres maneras: en forma de coeficiente (adecuado para problemas lineales o cercanos a la linealidad), en forma general (previsto para los problemas no lineales), y forma débil (esta trabaja como un alto nivel de lenguaje de modelación en elementos finitos). Además, es posible instalar

modelos estacionarios y dependientes del tiempo, lineal o no lineal, escalar o de varios componentes. Cuando soluciona las PDEs que describen un modelo, FEMLAB aplica el método de elemento finito (FEM).

Las aplicaciones de Femlab en el campo de la Ingeniería Metalúrgica se pueden mostrar a través de los siguientes ejemplos: Modelación de la difusividad efectiva en materiales porosos de aplicación en procesos de tostación, reducción directa de minerales de hierro y lixiviación, modelación de la inyección de fluidos a reactores tubulares de aplicación al calentamiento de hornos rotatorios de secado y calcinación, modelación de la velocidad terminal de caída de materiales sólidos o líquidos más densos en fluidos de menor densidad de aplicación tal como separación de sólido líquido desde pulpas y sedimentación de gotas de metal en escorias, modelación del enfriamiento y solidificación como la colada continua de una barra de metal desde el estado fundido al sólido, modelación de la soldadura tal como la unión de dos placas de aluminio por generación de calor por fricción de una herramienta rotatoria, etc...

En este artículo se presentará un simple problema de transferencia de calor en estado transiente, basado en el problema 8.5 de Gaskell [1], cuya resolución analítica requiere el uso de herramientas matemáticas tales como, la función error complementaria o transformada de Laplace, o bien para simplificar su resolución esperar que se cumplan los requisitos del enfriamiento Newtoniano, es decir, que el número de Biot sea menor que 0.1. El desarrollo del problema permitirá apreciar que el uso de FEMLAB pone atención en la fenomenología del transporte sin desviarse en problemas, de difícil o imposible solución analítica o en extensos análisis matemáticos.

## LA ECUACIÓN DIFERENCIAL GENERAL

Las bases de modelar procesos de transporte - reacción yace sobre los balances de las entidades modeladas, por ejemplo, balances

de masa o calor. Estos balances, conjuntamente con condiciones iniciales y de borde, definen los modelos matemáticos en el campo de la ingeniería metalúrgica.

Podemos definir el balance de una entidad,  $u$ , examinando el flujo,  $j$ , en un volumen de control en coordenadas cartesianas en un tiempo dado,  $t$  de acuerdo a la Figura 1. En este caso,  $u$  puede representar la velocidad en el caso de transferencia de momentum, la temperatura en el caso de transferencia de calor, o la concentración de un componente en el caso de un balance de materia, y  $j$  representa el flujo de momentum, calor o masa, respectivamente.

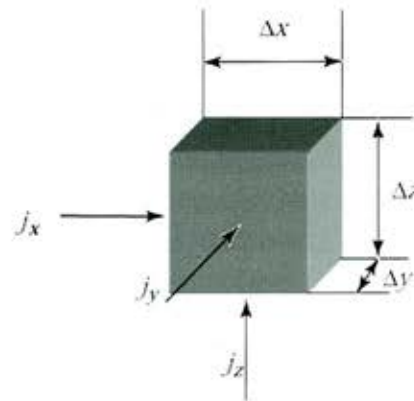


Figura 1: Volumen de Control.

Para derivar la ecuación de balance, sobre el volumen de control, esta se expresa como

$$\left[ \begin{array}{l} \text{Acumulación de} \\ \text{u dentro del} \\ \text{volumen de control} \end{array} \right] = \left[ \begin{array}{l} \text{Flujo de} \\ \text{entrada} \end{array} \right] - \left[ \begin{array}{l} \text{Flujo de} \\ \text{salida} \end{array} \right] + \left[ \begin{array}{l} \text{Generación de} \\ \text{u dentro del} \\ \text{Volumen de Control} \end{array} \right]$$

El balance anterior puede escribirse en forma matemática como:

$$\Delta x \Delta y \Delta z \frac{u_{t+\Delta t} - u_t}{\Delta t} = -\Delta y \Delta z (j_{x+\Delta x} - j_x) - \Delta x \Delta z (j_{y+\Delta y} - j_y) - \Delta x \Delta y (j_{z+\Delta z} - j_z) + \Delta x \Delta y \Delta z F$$

En las ecuación anterior, el termino del lado izquierdo representa la acumulación y el ultimo termino de la derecha representa una fuente o sumidero por unidad de volumen. Dividiendo por  $\Delta x \Delta y \Delta z$  en ambos lados se obtiene la siguiente ecuación.

$$\frac{u_{t+\Delta t} - u_t}{\Delta t} = -\frac{(j_{x+\Delta x} - j_x)}{\Delta x} - \frac{(j_{y+\Delta y} - j_y)}{\Delta y} - \frac{(j_{z+\Delta z} - j_z)}{\Delta z} + F \tag{1}$$

Permitiendo que la diferencia del tiempo,  $\Delta t$ , y el volumen lleguen a ser infinitesimalmente pequeños, da la ecuación básica para una gran familia de problemas de ingeniería metalúrgica:

$$\frac{\partial u}{\partial t} = -\nabla j + F \tag{2}$$

Si la entidad,  $u$ , es un vector, por ejemplo, en transporte de momentum, se requiere un balance para cada dirección en el espacio. En orden de obtener una solución de nuestro sistema, debemos especificar condiciones iniciales y de borde apropiadas. A continuación se muestra un ejemplo simple que describe la modelación con las ecuaciones de balance de calor en el Modulo de Ingeniería Química de Femlab.

### ECUACIÓN DE TRANSFERENCIA DE CALOR

Basándose en la Ecuación 2, la ecuación de balance de energía en estado transiente para conducción y convección de calor es:

$$\bar{n} C_p \frac{\partial T}{\partial t} + \nabla \cdot (-k \nabla T + \bar{n} C_p T \mathbf{u}) = Q \tag{3}$$

Donde  $C_p$  es la capacidad calorífica ( $\text{kg}^2 \text{s}^{-2} \text{K}^{-1}, \text{J kg}^{-1} \text{K}^{-1}$ ),  $T$  es la temperatura (K),  $k$  es la conductividad térmica ( $\text{kg m s}^{-3} \text{T}^{-1}, \text{W m}^{-1} \text{K}^{-1}$ ),  $\rho$  es la densidad ( $\text{kg m}^{-3}$ ),  $\mathbf{u}$  es el vector velocidad ( $\text{m s}^{-1}$ ) y  $Q$  es una fuente o sumidero de calor ( $\text{kg m s}^{-5}, \text{W m}^{-3}$ ).

En un caso más general, el calor es transportado por convección, conducción y radiación.

Las reacciones químicas que surgen en un balance de energía pueden considerarse por mecanismos de reacción arbitrarios, introducidos como sumideros o fuentes. La contribución de la radiación también puede expresarse como una fuente volumétrica. La Ecuación 3 también incluye el vector velocidad,  $u$ , que puede expresarse analíticamente u obtenerse acoplado a un balance de momentum.

Las condiciones de borde concernientes a convección y conducción incluyen:

Condición de borde de Dirichlet que especifica el valor de una función en la superficie, en particular

$$\text{Temperatura: } T = T_0 \quad (4)$$

Condición de borde de Neumann que especifica la derivada normal ( $n$ ) de la función en una superficie. En transferencia de calor, el gradiente de temperatura es proporcional al flujo de calor, y cuando el gradiente de temperatura es cero indica la existencia de aislación o simetría,

$$\text{Flujo de calor: } q \cdot n = q_0 \quad (5)$$

$$\text{Aislación Térmica } q \cdot n = 0 \quad (6)$$

Condición de borde en el extremo de salida, asume que toda la energía que pasa a través de este borde lo hace mediante un mecanismo de flujo convectivo. Esta es una condición de borde útil,

particularmente en balances de energía dominados por convección donde la temperatura de salida es desconocida

$$\text{Flujo Convectivo: } q \cdot n = \dot{n} C_p T u \cdot n \quad (7)$$

## CALENTAMIENTO DE UNA PLACA FINITA

Un tratamiento térmico, en sentido amplio de la palabra, se refiere al calentamiento y enfriamiento de los metales en estado sólido, para modificar sus propiedades mecánicas, su estructura metalográfica o eliminar tensiones residuales. Cuando se aplica a aleaciones de aluminio, el término tratamiento térmico se refiere usualmente a las operaciones empleadas para incrementar la resistencia y la dureza de las aleaciones de forja o de moldeo endurecibles por precipitación.

A modo de ejemplo, usando datos del ejemplo 8.5 de Gaskell [1] se modela el enfriamiento de una placa de aluminio de 0.1 m de espesor a una temperatura inicial uniforme de 600°C, la cual se enfría en un flujo de aire de modo tal que la temperatura en ambas superficies de la placa están a  $T_1$ . El aire esta a una temperatura de 200°C y el coeficiente de transferencia de calor es de 100 [ $\text{W m}^{-2} \text{K}^{-1}$ ].

## DEFINICIÓN DEL MODELO

El dominio del modelo esta definido entre  $x = -0.05$  y  $x = 0.05$ . La temperatura inicial es una temperatura constante,  $T_0 = 600^\circ\text{C}$ , sobre todo el dominio, ver figura 2. Al tiempo  $t = 0$ , la temperatura disminuye a  $T_1$  en ambos bordes, debido al enfriamiento con aire a 200°C.

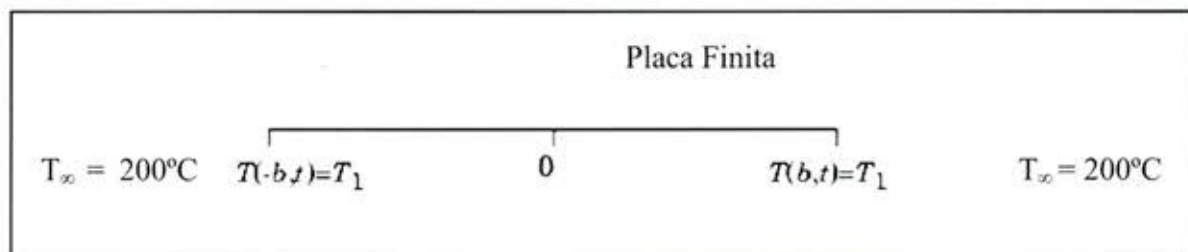


Figura 2: Descripción del dominio del modelo.

La ecuación de transferencia de calor por conducción sin fuentes de calor en la placa esta dado por la Ecuación 8:

$$\rho C_p \frac{\partial T}{\partial t} + \nabla \cdot (-k \nabla T) = 0 \quad (8)$$

El primer término representa la acumulación de calor, o bien, la variación de temperatura en el tiempo asumiendo que  $\rho$  y  $C_p$  son constantes, y el segundo la conducción de calor.

Asumiendo conductividad calorífica constante

$$\tilde{n}C_p \frac{\partial T}{\partial t} - k \nabla \cdot (\nabla T) = 0, \quad \text{o bien} \quad \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{k}{\tilde{n}C_p} \nabla^2 T \quad (9)$$

Definiendo  $\alpha$  como la difusividad térmica y sistema unidimensional (1D), se obtiene la Ecuación 10:

$$\frac{\partial T}{\partial t} = \alpha \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} \quad (10)$$

Con las correspondientes condiciones de borde tipo Dirichlet e inicial:

$$\text{en } t = 0, \text{ y } x = \pm 0.05, \text{ se tiene que } T = T_0 = 600^\circ\text{C} = 873 \text{ K} \quad (11)$$

$$\text{en } t > 0, \text{ y } -0.05 < x < 0.05, \text{ se tiene que } T = T_1 \quad (12)$$

Además para el aluminio se tiene los siguientes datos;  $\rho = 2700 \text{ kg m}^{-3}$ ,  $C_p = 900 \text{ J kg}^{-1} \text{ K}^{-1}$ ,  $k = 238 \text{ W m}^{-1} \text{ K}^{-1}$  y  $\alpha = 9.79 \times 10^{-5} \text{ m}^2 \text{ s}^{-1}$ .

En Femlab se puede fácilmente cambiar la condición de borde de Dirichlet por una de tipo Neumann asumiendo que en el extremo de la placa se transfiere calor por convección a la superficie, en tal caso se tendría

$$\text{en } t = 0, \text{ y } x = \pm 0.05, \text{ se tiene que } T = T_0 = 600^\circ\text{C} = 873 \text{ K} \quad (13)$$

$$\text{en } t > 0, \text{ y } -0.05 < x < 0.05, \text{ se tiene que } q = h (T - T_\infty) \quad (14)$$

donde  $h$  es el coeficiente de transferencia de calor por convección y  $T_\infty = 200^\circ\text{C}$ , es la temperatura en el seno del fluido donde se esta enfriando la placa. En términos de simulación el problema es similar si se toma  $h$  como constante, el cual es función de la geometría del sistema, del régimen de flujo y de las propiedades del fluido, cuya estimación no es trivial y requiere de correlaciones adimensionales.

## RESULTADOS

La figura 3 muestra la temperatura como una función de la posición para los tiempos correspondientes de 60, 600, 1800, 2700 y 3600 segundos (1 hora). En este grafico, el centro de la placa se ubica en  $x=0$ , mientras que la superficie se ubica en  $x=-0.05$  y  $x=0.05$ .

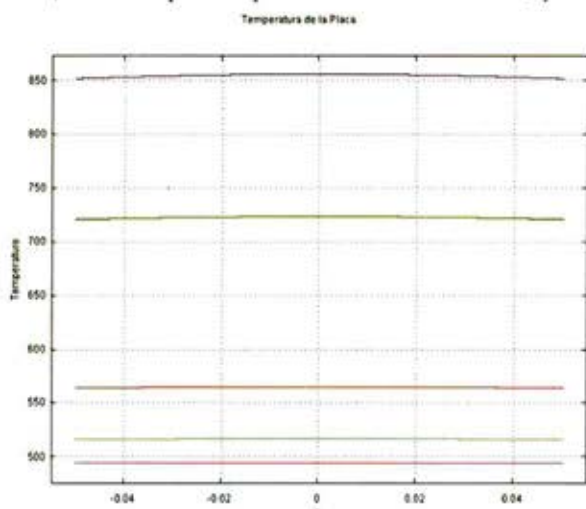


Figura 3: Resultados de la simulación a tiempos diferentes.

## MODELACIÓN USANDO LA INTERFASE GRAFICA

A continuación se muestra la simpleza de resolución del problema, comparado a resolverlo con fortran o matlab, pues en vez de programar se emplea la interfase grafica de usuario para seleccionar las ecuaciones, las condiciones de borde e inicial e ingresar datos tales como propiedades y geometría del material para resolver el enfriamiento de la placa.

1. Inicie FEMLAB.
2. Seleccione 1D en la lista **Space dimension**.
3. Seleccione el modulo **Energy balance, Conduction, Transient analysis desde Chemical Engineering Module**.
4. Pulse **OK**.

## MODELACIÓN DE LA GEOMETRÍA

1. Seleccione **Line** desde el menu **Specify objects** en el menu **Draw**.
2. Escriba -0.05 0.05 en el campo de edición **x** para **Coordi-**

notes.

3. Escriba placa\_Al en el campo de edición **Name**.
4. Pulse **OK**.
5. Pulse the **Zoom Extents** button.

### CONDICIONES DE BORDE

1. Seleccione **Boundary Settings** desde el menú **Physics**.
2. Seleccione ambos bordes y escoja **heat flux** en la lista de **Boundary condition**, ingrese 473 K en el campo de edición para temperatura y 100 en el campo de edición para coeficiente de transferencia de calor.
3. Pulse **OK**.

### SETEO DEL SUBDOMINIO

1. Seleccione Subdomain Settings desde el menú Physics.
2. Seleccione subdomain 1 e ingrese los coeficientes de acuerdo a:

SUBDOMAIN	1
k	238
	2700
$C_p$	900

3. Pulse en el tabulador Init y especifique la condición inicial de acuerdo a:

SUBDOMAIN	1
$T(t_0)$	873

4. Pulse **OK**.

### GENERACIÓN DE LA MALLA

1. Pulse el botón **Mesh** para inicializar la malla.
2. Pulse el botón **Refine Mesh** una vez.

### COMPUTANDO LA SOLUCIÓN

1. Seleccione **Solver Parameters** en el menú **Solve**.
2. Escriba 0:60:3600 en el campo de edición **Times** en la pagina **General**.
3. Pulse **OK**.
4. Pulse el botón **Solve** en la barra de herramientas Main.

### POSTPROCESAMIENTO Y VISUALIZACION

El seteo del grafico por defecto entrega la distribución de temperatura en  $t = 3600$ , como se ve a continuación.

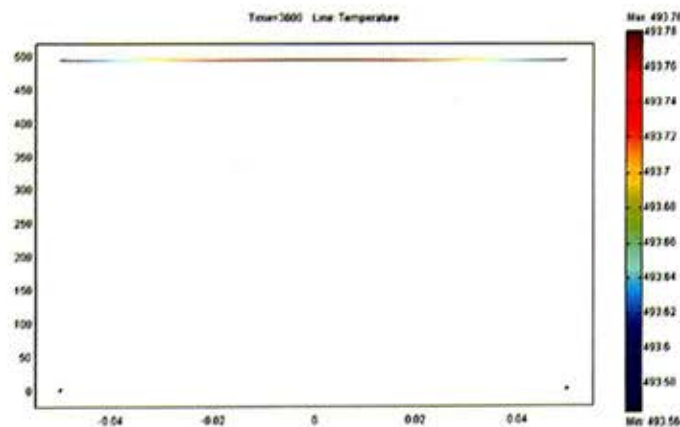


Figura 4. Gráfico por defecto de Femlab a 1 hora de simulación

Además se puede evaluar la distribución de temperatura a distintos tiempos. Esto se hace con el siguiente procedimiento:

1. Seleccione **Domain Plot Parameters** desde el menú **Post-processing**.
2. Seleccione el tabulador **General** y seleccione **Line/extrusion plot** revisa el cuadro bajo el **Plot type**.
3. Seleccione los siguientes tiempos, 1, 2, 4, 8, 16, 32, 60 desde la lista **Solutions to use** manteniendo presionada la tecla **Ctrl**.
4. Pulse **OK**.

El gráfico generado es el mostrado en la Figura 3 anterior.

### DISCUSIONES DE LOS RESULTADOS

La parte superior del gráfico es para tiempos más pequeños, mientras que la parte inferior es para los tiempos mayores.

Se aprecia que la temperatura disminuye en función del tiempo y no en función de la distancia, lo que indica que el enfriamiento es del tipo Newtoniano. Esto se debe a la capacidad de difundir calor del aluminio dado por  $\alpha = 9.79 \times 10^{-5} \text{ m}^2 \text{ s}^{-1}$ , la cual es mayor que un ladrillo de sílice  $\alpha = 4.6 \times 10^{-7} \text{ m}^2 \text{ s}^{-1}$  y obviamente menor que el cobre [1]  $\alpha = 11.6 \times 10^{-5} \text{ m}^2 \text{ s}^{-1}$  que es mejor conductor.

De la Figura 3, la curva lila indica que la placa alcanza la temperatura del gas de enfriamiento cerca de 1 hora. Esta tasa de enfriamiento puede variar por el coeficiente de transferencia de calor que lo asumimos en este ejemplo como un valor constante.

### CONCLUSIONES

Los perfiles de temperatura obtenidos por Femlab son idénticos a la solución analítica dados en la bibliografía [2].

Los perfiles de temperatura obtenidos por Femlab son idénticos a la solución numérica usando diferencias finitas [3].

La placa de aluminio alcanza el estado estacionario en aproximadamente 1 hora

### BIBLIOGRAFIA

1. David R. Gaskell, "An Introduction to Transport Phenomena in Materials Engineering" - Macmillan Publishing Company, p.107, 1992.
2. Geiger, G.H.; Pourier, D.R. Transport Phenomena in Material Processing, TMS, 1994, p. 288-290.
3. E. P. Incropera and D. P. DeWitt, Fundamentals of Heat and Mass Transfer, 4th ed., Wiley, p. 270, 1996.

### FEMLAB

Femlab 3.1i License 3.1.0.163 2005/04/07  
License Number 1012445.

**Revista**  
**Global**  
**MINERÍA**  
**GLOBAL**

**CIENCIA,**  
**TECNOLOGÍA**  
**Y**  
**SUSTENTABILIDAD**  
**DE LA MINERÍA**  
**CHILENA**

[www.revistamineriacglobal.cl](http://www.revistamineriacglobal.cl)

[www.revistamineriacglobal.cl](http://www.revistamineriacglobal.cl)

# FORJADORES DE UNA NUEVA CIENCIA

## ADOLF EUGENE FICK

Linton Carvajal Ortega

Departamento de Ingeniería Metalúrgica, Universidad de Santiago de Chile



Sin duda, la gran mayoría de los metalurgistas asocian el nombre de **Adolph Fick** sólo a las leyes de difusión, estudiadas y aplicadas en diversos cursos. Para refrescar nuestras memorias, recordemos que la primera ley establece que, en estado estacionario (la concentración no varía en ninguno de los puntos considerados), la difusión es la velocidad de transporte de masa de un componente en una solución es proporcional al gradiente de concentración. A mayor diferencia de concentración entre un punto y otro mayor es la velocidad de desplazamiento del componente.

$$\vec{J} = -D\nabla c$$

1a Ley de Fick

La segunda ley establece que en estado transiente la concentración varía con el tiempo proporcionalmente a la variación del flujo en cada punto.

$$\frac{\partial c}{\partial t} - D\nabla^2 c = 0$$

2a Ley de Fick

Pero la verdad es que las leyes de Fick no se aplican sólo a las diversas situaciones físicas que nos resultan familiares; también se aplican a la fisiología, y sorprendentemente para nosotros, en

realidad su determinación proviene de la necesidad de aclarar la difusión en sistemas biológicos. Fick fue, de hecho, probablemente el mayor matemático y físico dedicado a la fisiología. Su determinante trabajo, encontrado en libros y citado en publicaciones científicas, ha impactado muchos campos, incluyendo medicina, ingeniería, vulcanología, climatología y botánica. Fue en realidad un investigador transversal, mucho antes que ésta fuera una actividad consolidada. A través de su vida, Fick generó un flujo continuo y focalizado de información, siempre en la frontera del conocimiento en las tres disciplinas de su dominio.

Adolf Eugene Fick nació en Kassel, Alemania el 03 de septiembre de 1829. Fue el menor de cinco hijos de un ingeniero civil, Friedrich Fick, superintendente de construcción de edificios. Tempranamente, mostró un notable talento para la matemática y la física, y durante la secundaria se impresionó especialmente con el trabajo de **Siméon Denis Poisson** (1781-1840). Fue así que, con el propósito expreso de adquirir las credenciales apropiadas en estas dos disciplinas relacionadas, en la primavera de 1847 se matriculó en la Universidad de Marburg, donde uno de sus hermanos era profesor de anatomía y otro, docente privado de leyes. Sin embargo, pronto se cambió a medicina, convencido por su hermano mayor, quien consideraba que ese campo se vería beneficiado por las habilidades en matemática y física de su hermano menor. Fick fue ocasionalmente tutorado por Carl E. W. Ludwig (1816-1895), quien entonces era un docente privado en anatomía y fisiología (ciencia biológica que estudia las

funciones de los seres orgánicos). Ludwig creía seriamente que la medicina, y la vida misma, debían poseer una base en matemática, física y química. Esta actitud debe haber sido especialmente atractiva a Fick, quien vio la ocasión de combinar su real pasión, matemática y física, con su profesión elegida, medicina.

Su relación con Ludwig fue providencial. Su asociación generó una vida de amistad académica y social. Ludwig fue famoso como profesor de más de 200 científicos eminentes, y gran parte de su trabajo fue publicado bajo el nombre de sus pupilos. Las carreras de Fick y Ludwig abarcaron una era luego de las guerras Napoleónicas, en las cuales Otto von Bismarck unificó los estados Germánicos y estableció las relaciones del nuevo país con sus vecinos, Rusia, Austria, y Francia. Esta unión marcó el comienzo de la era dorada de la ciencia, medicina y estética alemanas. Durante este tiempo, Fick se asoció con varias universidades en Alemania occidental y Suiza, todas en un radio de varios cientos de kilómetros.

En el otoño de 1849, Fick se transfirió temporalmente a Berlín, en donde realizó un considerable trabajo clínico. Aquí asistió a clases con luminarias tales como el doctor Johann Schönlein (quien describió varios estados purpúreos, enfermedad de Schönlein, y descubrió causales parasitarias de enfermedades como la tiña). Además, estudió con, Johannes Müller (quien contribuyó a incrementar el entendimiento de la voz, el habla y el oído, así como las propiedades del sistema linfático y la sangre), Emil Heinrich Du Bois Reymond (padre de la electrofisiología experimental) y **Hermann von Helmholtz** (quien, entre otras numerosas contribuciones, descubrió el principio de conservación de la energía mientras estudiaba el metabolismo muscular, intentando demostrar que no se pierde energía en los músculos en movimiento, lo que significa que no existen "fuerzas vitales" para mover un músculo, rechazando, así, la tradición especulativa de la filosofía natural, que era en aquel tiempo un paradigma dominante en la fisiología alemana). En 1850, con 21 años, publicó un artículo científico sobre músculos. Ya en ese entonces, su materia favorita era el estudio del cuerpo humano usando leyes físicas y matemáticas.

En 1851, Fick retornó a Marburg, donde el 27 de agosto obtuvo su doctorado, a la edad de 22 años, con la tesis "Tractatus de errore quodam optico asymmetria bulbi effecto", sobre errores visuales causados por el astigmatismo, dolencia que él mismo padecía, y que ilustra su determinación de combinar ciencia y medicina. Permaneció en Marburg como asistente de su hermano Franz, hasta que en la primavera de 1852 siguió a Carl Ludwig a Zúrich, donde trabajaron juntos durante tres años en el campo de la anatomía.

En 1855, Ludwig se mudó a Viena, pero Fick permaneció en Zúrich hasta 1868. Allí fue profesor asociado (1855-1861) en anatomía y ciencias auxiliares de fisiología y profesor titular (1862) de fisiología. En 1868 se trasladó al Instituto Fisiológico de la Universidad de Würzburg, como profesor titular de fisiología, permaneciendo por los siguientes 31 años hasta su retiro en 1899; llegó a ser Decano de Medicina por varios periodos.

Fick era un tranquilo intelectual, cuyos pasatiempos incluían filosofía y literatura. Tal como lo previera su hermano, realizó muchas contribuciones como científico versado en matemática, física, y fisiología, debiéndose la mayor parte de sus logros científicos a la aplicación de las dos primeras en sus investigaciones en fisiología. Mientras permaneció en Zúrich, reconoció tempranamente que la difusión era uno de los eventos más esenciales dentro de los organismos vivos. Así, su primera contribución como físico la realizó a los 26 años, cuando, considerando que aplicaba tanto a fisiología como a física, publicó doblemente (Poggendorff's Annalen der Physik und Chemie 94, 59-86, 1855; Phil. Mag. J. Sci. 10, 30-39, 1855) "Ueber Diffusion", en donde describió el proceso de difusión molecular y derivó su ley.

En 1856 escribió una obra considerada como el primer texto de biofísica: "Die medizinische Physik ("Física Médica"). Ahí, por primera vez, introdujo sus ideas sobre ciertos problemas fisiológicos tales como el mezclado del aire en los pulmones, la medición de la producción de dióxido de carbono en humanos, la economía de calor del cuerpo, y el trabajo del corazón. Además de una discusión detallada de la mecánica de la contracción muscular y la física molecular de los gases y agua, óptica, visión en color, calor animal, y la conservación de energía, trató sobre hidrodinámica de la circulación fortificada con registros de eventos circulatorios. Fue el primer libro de su tipo.

Gran parte del trabajo de Fick consistió en la invención de instrumentos de precisión para mediciones fisiológicas (como un manómetro mejorado para medir presión sanguínea, un neumotacógrafo—usado en pletismografía, método de obtención del volumen absoluto de aire en los pulmones—, un miógrafo para determinar la contracción muscular, y un oftalmotonómetro, para medir presión intraocular), pero lo fundamental es que su trabajo promulgó conceptos fisiológicos. Además, aplicó la mecánica al funcionamiento de los músculos, trabajó en hidrodinámica y hemorreología (ciencia que trata del estudio de la circulación sanguínea y de los factores que influyen en sus propiedades), y en el funcionamiento visual (contribuyó decisivamente al diagnóstico del glaucoma —ley de

Imbert-Fick) y térmico del cuerpo humano.

Aunque muy dedicado a los estudios metabólicos, su mayor interés en 48 años de investigación, aprendizaje y producción, fue la mecánica de los músculos esqueléticos (aquellos unidos al esqueleto). En este campo, escribió 37 publicaciones e inició 16 tesis de doctorado. Los términos isotónico e isométrico relacionados a la contracción muscular fueron conceptualizados y definidos por él. En sus estudios concluyó que, durante la contracción muscular, la energía química es transformada directamente a energía cinética, y que la potencia de contracción está relacionada, dentro de ciertos límites, a la longitud de la fibra. Esta proposición, conocida como Ley de Fick del músculo esquelético, fue utilizada por Otto Frank, en sus clásicos experimentos con el músculo cardíaco de ranas en 1895, en donde reconoce que la diferencia en los recorridos de las curvas isométrica e isotónica, descubiertas por Fick, también existen en el músculo cardíaco. En 1865, Fick llevó a cabo un importantísimo experimento para investigar la fuente de energía de la potencia muscular. Estaba la interrogante sobre qué materiales permiten la actividad muscular. Puesto que los músculos están hechos de proteínas, se pensaba que las proteínas entregaban la energía a los músculos. Fick determinó la cantidad de urea (compuesto orgánico formado por C, N, O e H; ésta se disuelve en la sangre y es excretada por los riñones en la orina, junto con agua y sales) excretada durante y después de escalar una montaña alta, a partir de lo cual demostró que la fuente de la potencia muscular estaba formada por compuestos de carbono libres de nitrógeno, revelando que las proteínas no podían "alimentar" los músculos.

A pesar de ser la fisiología de la contracción muscular su campo principal, utilizó el conocimiento ganado en esta actividad para desarrollar la primera técnica para medir cuantitativamente el gasto cardíaco (volumen de sangre bombeada por el corazón en un minuto) en humanos, aunque sin llegar a experimentar él mismo. El gasto cardíaco es importante para evaluar pacientes con falla cardíaca. En hipertensión, es importante para comprender la hemodinámica y el modo de acción de drogas. Midiendo el gasto cardíaco y la presión sanguínea se puede estimar la resistencia periférica. Fick habría quedado sorprendido de que nadie hubiese llegado a lo que a él le pareció un método obvio para medir el gasto cardíaco. Por esto, Fick ha sido immortalizado en cardiología debido a una publicación de 1870, donde describe cómo el balance másico podría usarse para medir el gasto cardíaco. Era un concepto matemático tan puro en su lógica que contenía en sí mismo su propia prueba intrínseca para su validez. Fick postuló que la cantidad de oxígeno absorbido por la sangre al pasar por los pulmones debe ser igual a la cantidad

de oxígeno capturado por los pulmones durante la respiración. Entonces, si se pudiese medir el volumen de oxígeno capturado por el cuerpo durante la respiración y la diferencia en las concentraciones de oxígeno entre la sangre venosa y arterial, la cantidad de sangre bombeada a través de los pulmones podría calcularse y sería igual al gasto cardíaco. Es decir que esta técnica, denominada Principio Indirecto de Fick, permite calcular el gasto cardíaco a partir del volumen de oxígeno consumido en la respiración cada minuto dividido por la diferencia en contenido de oxígeno entre las cámaras cardíacas izquierda y derecha (gasto cardíaco (l/min) = consumo de oxígeno (ml/min)/diferencia arteriovenosa de oxígeno en la sangre mezclada (ml/min)). Posteriormente, y como aplicaciones especiales del principio de Fick, se ha estimado el flujo sanguíneo de determinados órganos, a partir de métodos de dilución de un "indicador". Los métodos indirectos de estudio del flujo sanguíneo cerebral se basan en este principio.

Además, Fick es parte de la historia del desarrollo de los lentes de contacto. Se dice que éstos habrían sido inicialmente concebidos por Leonardo da Vinci, en 1508, y sugeridos en esquemas por René Descartes en 1636, pero fue Fick en 1888, quien tras experimentar en ojos de conejo y de cadáver, toma moldes del ojo humano y produce lentes de contacto escleral (*kontaktbrille*) que podían ser usadas y toleradas, recomendándolas para la corrección del astigmatismo irregular.

Además de sus numerosas publicaciones científicas, y su clásico Física Médica (*Die medicinische Physik*) de 1856, Fick escribió sobre otras materias: Un compendio de fisiología (*Compendium der Physiologie des Menschen mit Einschluss der Entwicklungsgeschichte*) escrito entre 1860 y 1890; contribución a la fisiología comparada de sustancias irritables (*Beiträge zur vergleichenden Physiologie der irritablen Substanzen*) de 1863; un handbook de anatomía y fisiología de órganos sensoriales (*Lehrbuch der Anatomie und Physiologie der Sinnesorgane*) de 1864; Investigaciones sobre conexiones eléctricas nerviosas (*Untersuchungen über elektrische Nervenreizung*) de 1864; y un texto sobre circulación sanguínea de 1872.

Adolf Fick fue honrado en varias ocasiones por algunas de las principales Universidades Europeas. Después de su retiro, continuó activo en asuntos públicos, pero falleció luego de su cumpleaños 70 en Blankenberghe, Flandes, Bélgica, el 21 de agosto de 1901. En 1929, dos de sus hijos nacidos en la época de Zúrich, fundaron la Fundación Adolf Fick, que concede un premio cada cinco años por contribuciones sobresalientes a la fisiología.

## SOBRE DIFUSIÓN

En la primera mitad del siglo 19, no estaba claro el concepto de difusión en líquidos, y había opiniones confusas sobre el fenómeno de disolución de sales. Progresivamente surgió la distinción entre mezcla física de fases, soluciones y compuestos. Por otra parte, los fisiólogos estaban interesados en membranas a través de las cuales ocurrían procesos de difusión y ósmosis (la ósmosis consiste en el paso del solvente de una disolución desde una zona de baja concentración de soluto a una de alta concentración del soluto, separadas por una membrana semipermeable; es muy importante en biología, ya que las células están rodeadas por membranas semipermeables, a través de las cuales se produce el transporte de agua desde o hacia la célula. La membrana semipermeable debe ser permeable al solvente, pero no al soluto, resultando en un gradiente de presión a través de la membrana.).

El descubrimiento de la difusión es acreditado a Thomas Graham (1805-1869), un químico escocés quien, fundamentalmente entre los años 1828 y 1833, estudió experimentalmente la difusión de gases en gases. Graham realizó sus investigaciones en un "tubo de difusión" que consistía en un tubo recto de vidrio, con un extremo cerrado por un tapón de estuco denso. El tubo se llenaba con un gas, resultando que el gas difundía por el tapón hacia fuera, mientras que el aire difundía por el tapón hacia dentro del tubo. Midió experimentalmente la rapidez de difusión de varios gases como el hidrógeno ( $H_2$ ), el metano ( $CH_4$ ), el nitrógeno ( $N_2$ ), el dióxido de carbono ( $CO_2$ ) y el oxígeno ( $O_2$ ) en aire. Con estas mediciones, Graham reconoció que la velocidad de difusión variaba con la temperatura, y que había una correlación con las sustancias en solución. Enunció, así, la que hoy se conoce como Ley de Graham (de efusión – proceso en que moléculas individuales fluyen a través de un orificio sin colisionar con otras, lo que ocurre si el diámetro del orificio es considerablemente menor que el camino libre medio de las moléculas– o difusión de los gases): "la velocidad de efusión de un gas es inversamente proporcional a la raíz cuadrada de la masa molar de sus partículas". Esta ley es más precisa para la efusión molecular, que involucra el movimiento de un gas a la vez a través de un orificio, pero se aproxima bien a la difusión de un gas en otro o en aire, en el cual hay movimiento de más de un gas a la vez, razón por la cual la ley de Graham se expresa también como "la rapidez de difusión de un gas en otro es inversamente proporcional a la raíz cuadrada de sus densidades". Este resultado le valió a Graham ingresar a la Royal Society a la edad de treinta años.



Thomas Graham

Graham estudió también la difusión de líquidos, pero fracasó al intentar formular una relación, ya que imaginaba que sería tan compleja como lo era para los gases. Además no logró establecer las bases elementales del proceso. Poisson había sugerido que la razón para la difusión a través de una membrana era la capilaridad, mientras que Becquerel la atribuyó a algún fenómeno eléctrico. Ambas teorías fueron abandonadas, y Brucke y Ludwig desarrollaron un abordaje molecular. En 1842, Carl Ludwig había intentado confirmar algunos conceptos sobre el funcionamiento de los riñones en una serie de experimentos sobre "imbibición y endósmosis" (estos términos se relacionan al transporte por ósmosis a través de membranas), que Fick redefinió en 1854.

Fue así como, en 1855, Fick comenzó a estudiar la difusión. Meditó sobre la analogía de la difusión de agua a través de una membrana con la propagación de una sal disuelta en agua. Pensó que sería mejor comenzar con este último proceso más simple para deducir leyes cuantitativas, lo cual fue de una notable intuición. En su publicación "Sobre Difusión" de 1855, Fick codificó los experimentos de Graham a través de una impresionante combinación de teorías cualitativas, analogías casuales y experimentos cuantitativos.

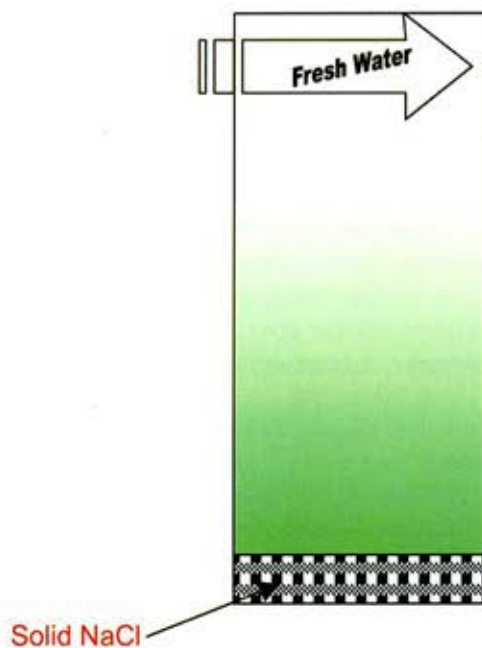


Figura 1: En este experimento clásico, Fick usa un aparato cilíndrico y mantiene fija la concentración tanto en la superficie superior como en el fondo. Específicamente la concentración en el fondo se llevó a saturación y la concentración en la parte superior se mantuvo en cero.

Su proclividad hacia las matemáticas y de cara al naciente conocimiento de la física molecular, lo condujo a introducir sus ideas básicas de forma casi casual: "La difusión del material disuelto... es dejada completamente a la influencia de las fuerzas moleculares, según la misma ley... para la propagación de calor en un conductor y que ya ha sido aplicada con gran éxito a la propagación de electricidad" (Fick, 1855, p. 65). En otras palabras, la difusión puede ser descrita con las mismas bases matemáticas que la ley de Fourier para la transferencia de calor en conductores sometidos a una diferencia de temperaturas, y la ley de Ohm en conductores eléctricos sometidos a una diferencia de potencial. Esta analogía continúa siendo una útil herramienta pedagógica. Con esta afirmación dio la clave para la formalización matemática de la difusión, que se ajustaba a una descripción muy exacta de algunos de los experimentos de la difusión, señalando que "la intensidad del flujo de difusión en cualquier punto en cualquier momento es proporcional al cociente diferencial de la densidad de la solución con respecto al camino del flujo válido en este punto y este tiempo". Es decir, que si la concentración de la sustancia que se difunde varía con la distancia en forma tal que el equilibrio del sistema no se perturbe fuertemente, el flujo de la sustancia que se difunde, es proporcional a dicho gradiente de concentración. El coeficiente de proporcionalidad es el coeficiente de difusión.

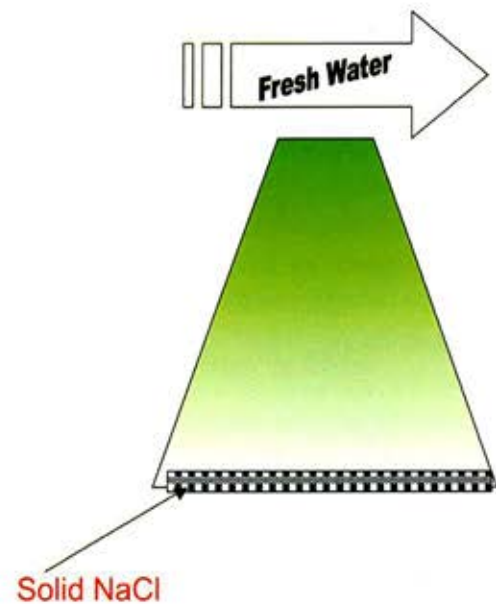


Figura 2: Experimento para demostrar la 2ª Ley de Fick.

Su hipótesis generó inicialmente en Fick una gran incertidumbre. En su texto de biofísica de 1856 la reforzó con argumentos basados en teoría cinética, que aunque hoy están superados, muestran ideas físicas excepcionales. Por ejemplo, reconoce ahí a la difusión como un proceso de dinámica molecular. Comprendió la diferencia entre equilibrio verdadero y estado estacionario, como probable resultado de su trabajo con músculos.

Pero después de todo, su triunfo no fue completo, porque surgió una dificultad relacionada con los datos obtenidos por Graham, los cuales seguían un comportamiento no lineal, y mostraban que la analogía de la difusión con la conductividad térmica no era muy exacta. Para aclarar este punto, motivo de polémica, Fick se puso a trabajar de nuevo en el laboratorio repitiendo los experimentos de Graham e, ideando un nuevo método para demostrar dónde estaba la discrepancia descubrió que residía en la geometría de los dispositivos experimentales que usó Graham, los cuales introducen efectos de fronteras (efectos de paredes), desvirtuando la relación lineal válida para un medio homogéneo. Con lo anterior, el camino para la aceptación plena de la Ley de Fick quedaba establecido. La presentación de los trabajos de Fick causó conmoción inmediata en la comunidad científica. Sus trabajos fueron realizados con tal discreción que cuando los dio a conocer se encontró de súbito con que el tratamiento cuantitativo de la difusión ya estaba hecho.

Fick verificó sus hipótesis a través de dos experimentos de difusión de sal que describió sin mucho detalle en su publicación. El primero, consiste en un cilindro una capa de sal al fondo y agua.

La sal sólida mantiene saturada la parte inferior, mientras que en la parte superior, una corriente continua de agua, permite mantener la concentración en cero. Las mediciones del perfil de concentración vía densitometría, mostraron una variación lineal de densidad versus distancia. Al utilizar en iguales condiciones un embudo cónico, obtuvo un gráfico no lineal (cóncavo) de la densidad versus distancia, validando la segunda ley. Además, realizando comparaciones cuantitativas de estos experimentos con teoría, Fick introdujo el concepto de interdifusión.

No obstante estos progresos, tanto los experimentos de Graham como los conceptos derivados del tratamiento de Fick no quedaban aclarados del todo debido a que el concepto mismo de *flujo de difusión* era impreciso y provocaba grandes confusiones cuando se relacionaba con experimentos donde había agitación masiva de un gas o de un líquido. Este asunto fue vivamente discutido en 1860 por toda la comunidad científica interesada, y fue J. C. Maxwell (1831-1879) quien dio la clave de la solución al problema, al señalar que la difusión se debe tanto al movimiento de translación de las moléculas como a la agitación masiva en un movimiento convectivo; así, Maxwell introdujo el concepto de velocidad relativa, donde el flujo de difusión debe definirse.

## REFERENCIAS:

- [http://pt.wikipedia.org/wiki/D%C3%A9bito\\_card%C3%ADaco](http://pt.wikipedia.org/wiki/D%C3%A9bito_card%C3%ADaco)
- <http://www.dec.ufcg.edu.br/biografias/AdolEuge.html>
- <http://www.oftalmo.com/secoir/secoir2005/rev05-2/05b-04.htm>
- [http://www.jovenclub.cu/libros/Libros\\_1/ciencia2/36/htm/sec\\_10.htm](http://www.jovenclub.cu/libros/Libros_1/ciencia2/36/htm/sec_10.htm)
- <http://www.revistaneurocirugia.com/web/artics/artic4/artic4.htm>
- <http://www.contactlensdocs.com/History%20of%20Contact%20Lenses.htm>
- VIAS Enciclopedia: [http://www.vias.org/encyclopedia/bio\\_fick.html](http://www.vias.org/encyclopedia/bio_fick.html)
- Vandam, Leroy D. MD; Fox, John A. MD, Adolf Fick (1829-1901), Physiologist: A Heritage for Anesthesiology and Critical Care Medicine. *Anesthesiology*, 88(2):514-518, February 1998.
- Adolf Eugene Fick, Wikipedia, the free encyclopedia.
- [www.novamatrix.com](http://www.novamatrix.com)
- <http://opus.utah.edu/~smith/Classes/666/lectures/lecture4/fick.html>
- [www.sv.vt.edu/classes/MSE2034\\_NoteBook/MSE2034\\_kriz\\_NoteBook/diffusion/analytic/anal1.html](http://www.sv.vt.edu/classes/MSE2034_NoteBook/MSE2034_kriz_NoteBook/diffusion/analytic/anal1.html) - 4k
- <http://www.bioinformaticsservices.com/bis/resources/cybertext/chapter7.html>
- [http://www.intersolinc.com/newsletters/newsletter\\_30.htm](http://www.intersolinc.com/newsletters/newsletter_30.htm)
- <http://homepages.uel.ac.uk/M.S.Meah/bs250page4blec2.htm>
- Arq Bras Cardiol, volume 73, (no 3), 1999, Gottschall CAM, The greatest medical discovery of the millennium. <http://www.scielo.br/pdf/abc/v73n3/73n3a08.pdf>
- Historia del descubrimiento de la ósmosis: [http://omega.ilce.edu.mx:3000/sites/ciencia/volumen1/ciencia2/16/html/sec\\_4.html](http://omega.ilce.edu.mx:3000/sites/ciencia/volumen1/ciencia2/16/html/sec_4.html)
- Richard DiDomizio, Afina Lupulescu, Martin E. Glicksman, "Simulation of Fick's Verification of the 2nd Law", *Diffusion Fundamentals* 4 (2006) 2.1 - 2.14.
- T.W. Patzak, "Fick's Diffusion Experiments Revisited", unpublished. Available at URL (<http://petroleum.berkeley.edu/papers/patzek/Fick%20Revisited%202.pdf>)

# LA IMPORTANCIA DE LOS REACTIVOS ORGANICOS EN EL DESARROLLO DEL PROCESO DE EXTRACCION POR SOLVENTES DE COBRE

Patricio Navarro Donoso, Jorge Manriquez Fica  
Departamento de Ingeniería Metalúrgica – Universidad de Santiago de Chile

## INTRODUCCIÓN

La Extracción por Solventes de Cobre en Chile tiene más de 35 años de existencia como proceso industrial desde la primera oxima propuesta para esta tecnología. Los extractantes comerciales se basan en dos tipos de moléculas muy similares, las Aldoximas y Cetoximas. La evolución y desarrollo de dichos reactivos ha permitido tener procesos más eficientes, lo cual se ha traducido en menores costos de producción a través de la vía Lixiviación-Extracción por Solventes-Electroobtención.

Este nuevo proceso de concentración y purificación de soluciones acuosas, sumado a la producción masiva de ácido sulfúrico creó

las condiciones ideales para la producción masiva de Cobre a través de Lixiviación-Extracción por Solventes-Electroobtención, lo cual permitió explotar minerales de baja ley.

## DESARROLLO DE LAS OXIMAS EXTRACTANTES

El desarrollo del proceso de Extracción por Solventes estuvo asociado al nacimiento de ligantes específicos para el cobre (aldoximas), posteriormente se introdujeron otras formulaciones basadas en las cetoximas los cuales mejoraron las propiedades a través de los años. En la figura 1, se muestran moléculas de extractantes usados en el proceso de Extracción por Solventes del cobre.

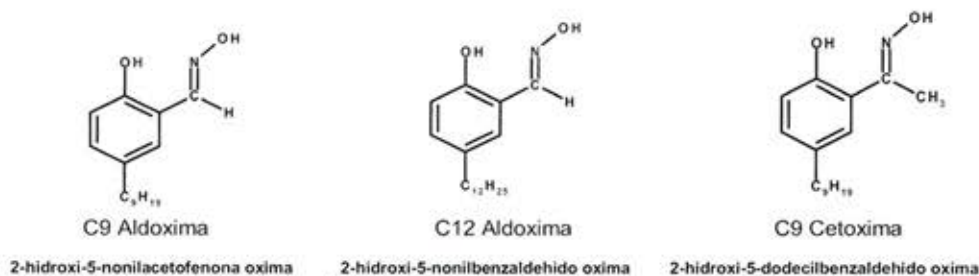


Figura 1. Actuales moléculas extractantes utilizadas en Extracción por Solventes.

El uso de reactivos tipo aldoximas produjo un gran impulso a la tecnología de Extracción por Solventes del cobre, sin embargo, presentaron problemas en la etapa de reextracción debido a los elevados requerimientos de ácido. Por otra parte las cetoximas presentaron problemas debido a su baja capacidad de carga y su pobre desempeño a bajos niveles de pH, lo cual requería más etapas de operación para una mejor recuperación de cobre.

La adición de modificadores a las aldoximas mejoraron sus propiedades de reextracción, no afectando su elevada capacidad de extracción, lo que incrementó significativamente la capacidad de transferencia del reactivo, dando lugar al desarrollo de nuevas formulaciones que contienen aldoximas y modificadores ó aldoximas con cetoximas débiles. En tabla 1 se presenta un cuadro comparativo de principales propiedades de estos reactivos.

Tabla 1. Cuadro comparativo entre extractantes

PROPIEDAD	ALDOXIMA	CETOXIMA	MEZCLA
Capacidad de Extracción	Alta	Moderada	Ajustable a medida
Capacidad de Reextracción	Moderada	Alta	Ajustable a medida
Cinética de Extracción y Reextracción	Muy rápida	Rápida	Rápida
Selectividad Cu/Fe	Alta	Moderada	Excelente
Separación de fases	Buena	Buena	Muy buena
Generación de Crud	Moderada	Moderada	Baja

Los primeros modificadores utilizados fueron del tipo alquil fenol, siendo agregados a los extractantes ACORGA P5100 y P5300 los que fueron introducidos al mercado a inicios de los años 80. Alcoholes alifáticos tales como el tridecanol, fueron introducidos al LIX 622 en la misma época, logrando un mejor rendimiento del extractante en climas fríos.

El uso de modificadores ha tenido un fuerte impacto en las propiedades físicas y químicas del extractante. Por ejemplo, una aldoxima con un modificador tipo Ester mejora la selectividad del Cobre sobre el Hierro, aumentando la transferencia y la recuperación de Cobre a bajos pH, en comparación a mezclas aldoxima / cetoxima. En la tabla 2 se comparan las capacidades de selectividad Cu/Fe y la degradación hidrolítica de diferentes mezclas de reactivos.

Tabla 2. Mezcla de extractantes y modificadores

MEZCLA	SELECTIVIDAD CU/FE	DEGRADACIÓN HIDROLÍTICA
Aldoxima+Tridecanol	Moderada	Alta
Aldoxima+Ester	Alta	Moderada
Cetoxima+Tridecanol	Moderada	Intermedia

## LOS EXTRACTANTES EN LA PRODUCCIÓN DE COBRE EN CHILE

En la tabla 3 se presentan las principales plantas productoras de cobre que utilizan el proceso de Extracción por Solventes y los respectivos extractantes usados (nombre comercial y sustancia activa).

Tabla 3. Principales Compañías productoras de Cobre

EMPRESA	EXTRACTANTE	SUSTANCIA ACTIVA
Cerro Colorado	Lix860 NIC - Lix 84 IC	Aldoxima/Cetoxima
Codelco	M 5774	Aldoxima
Collahuasi	M 5640	Aldoxima
El Abra	Lix 984 NC	Aldoxima/Cetoxima
Lomas Baya	Lix 84 IC	Aldoxima
Mantos Blancos	M 5640	Aldoxima
Michilla	Lix 984 NC	Aldoxima/Cetoxima
Quebrada Blanca	Lix 984 N	Aldoxima/Cetoxima
El Tesoro	Lix 84 IC	Cetoxima
Zaldívar	Lix 984 NC	Aldoxima/Cetoxima

En las figuras 2 y 3 se muestra la distribución del uso de extractantes en el mercado chileno en términos de aldoximas y cetoximas, como así mismo, la distribución de los distintos reactivos comerciales. El 69% del mercado actual utiliza aldoximas mientras que el 31% restante cetoximas.

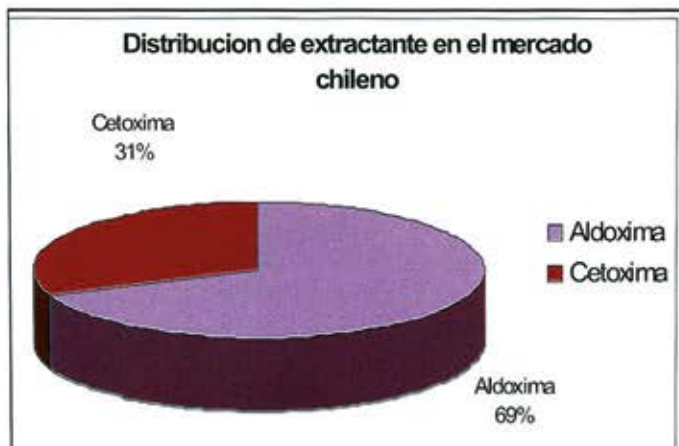


Figura 2: Distribuciones de extractantes en Mercado



Figura 3: Preferencia de los extractantes en el mercado chileno

De la figura 2 se desprende que el extractante más usado es el M 5640 con un 28% de la preferencia, seguido del LIX 84 IC con un 21%, LIX 984 NC con un 20%, M 5774 con un 19% y el LIX 860 NIC con un 9%. Los otros reactivos son mucho menos usados a nivel industrial y representan el 3%.

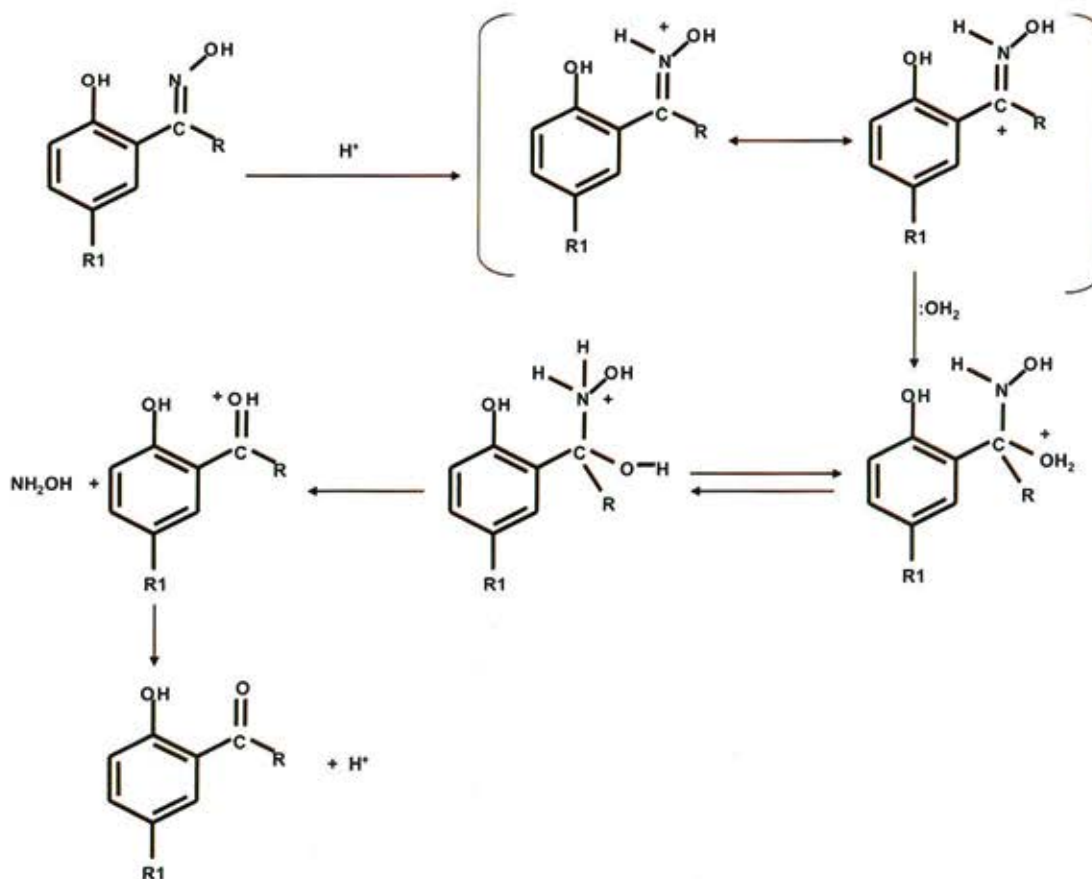


Figura 4. Mecanismo de hidrólisis de la oxima.  $-\text{R}=\text{H}, \text{CH}_3$ ;  $-\text{R}_1=\text{C}_9\text{H}_{19}, \text{C}_{12}\text{H}_{25}$

## CONSUMO DE EXTRACTANTE EN LA OPERACIÓN INDUSTRIAL.

Los costos operacionales asociados a las pérdidas del extractante durante el proceso de Extracción por Solventes de Cobre constituyen uno de los costos más importantes en la producción de cobre a través de la vía hidrometalúrgica Lixiviación-Extracción por Solventes-Electroobtención. Las pérdidas de extractante durante el proceso pueden ser a través de las siguientes vías: atrapamiento físico, degradación, formación de crud y borras en los reactores. Debido a esto es importante preocuparse en forma especial por la degradación química (hidrólisis, oxidación directa) y por la formación de crud.

## HIDRÓLISIS

La hidrólisis de oximas es la reacción de degradación más importante. Esta descomposición es favorecida por la elevada acidez de los electrolitos y la temperatura. En la figura 4 (ver página anterior), se presenta el mecanismo de hidrólisis de una oxima.

## NITRACIÓN

La nitración de oximas es una típica reacción de sustitución aromática y ocurre en circuitos industriales cuando la concentración de nitratos en la solución de lixiviación es alta, como así mismo la acidez. El mecanismo de nitración de oximas se muestra en la figura 5.

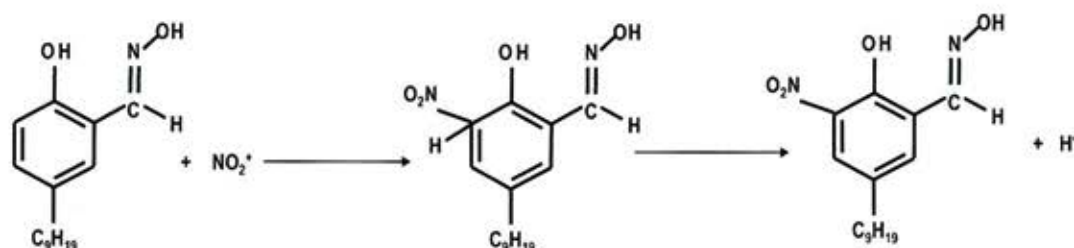


Figura 5. Clásico mecanismo de nitración para las aldoximas

## OXIDACIÓN DIRECTA

El Manganese presente en una solución de lixiviación puede ser arrastrada físicamente hacia el electrolito que entra a electrodeposición, pudiendo ser oxidado anódicamente a  $MnO_4^-$  y este fuerte agente oxidante puede degradar a la oxima de acuerdo a la reacción propuesta en la figura 6.

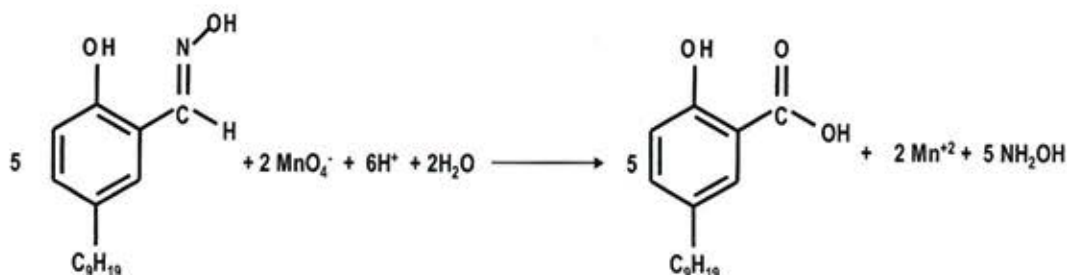


Figura 6. Oxidación de una nonilsalicilaldoxima por acción del permanganato

## FORMACIÓN DE TERCERAS FASES Y CRUD

En ocasiones ocurren problemas de solubilidad del complejo extraído en la fase orgánica. Esta situación puede producirse cuando se usan elevadas concentraciones de extractante en la fase orgánica y cuando existe una elevada concentración de cobre en dicha fase, lo que se puede traducir en la formación de una tercera fase en el sistema.

Para corregir esta situación se utilizan los modificadores, los que pueden actuar de diversas maneras, por ejemplo, los alcoholes de cadena larga suelen disminuir la viscosidad y al diluir el extractante, hacen más solubles los referidos complejos. Es el caso de la adición de tridecanol, o de nonilfenol, para facilitar la acción de los reactivos de cobre (salicilaldoximas). En general, los modificadores tienden a disminuir los tiempos de separación de fases, en otras ocasiones, se puede añadir un segundo reactivo, por ejemplo de cinética mas lenta, que no participa protagónicamente en la extracción directa del metal desde la fase acuosa, sino que en la propia fase orgánica lo recibe transferido desde el primer reactivo, formando otro complejo organometálico, lo que aumenta la disponibilidad del primer reactivo para continuar la extracción y reducir la concentración del primer complejo organometálico, restableciendo su solubilidad primitiva.

Pero además de los problemas de viscosidad y de solubilidad hasta aquí analizados, en la situación real de casi todas las plantas industriales de Extracción por Solventes de cobre, se ha observado la formación de una sustancia que se ubica en la interfase entre la fase acuosa y orgánica. Esta sustancia recibe el nombre de Crud y

corresponde a una pequeña emulsión de aspecto gelatinoso compuesto de acuoso, orgánico y de una pequeña cantidad de sólidos finos (sean arcillas provenientes de la lixiviación o como precipitados propios del sistema). Entre esos sólidos, es frecuente encontrar sílice coloidal y bacterias. Lo curioso es que las borras o crud de una planta son normalmente diferentes a las de la otra que en apariencia opera bajo condiciones muy similares. El crud formado debe ser sacado de los reactores de Extracción por Solventes y tratado para recuperar el orgánico atrapado en esta emulsión.

## CONCLUSIONES

En el desarrollo de la aplicación industrial de las tecnologías de Lixiviación-Extracción por Solventes-Electroobtención de cobre se puede destacar los siguientes objetivos fundamentales en relación al desarrollo de los reactivos orgánicos.

- Incremento de la selectividad del Cobre sobre el Hierro.
- Desarrollo de una molécula de fuerza de extracción mediana entre la cetoxima y la aldoxima.
- Desarrollo de extractantes que puedan tratar soluciones de elevados contenidos de ácido sulfúrico (30-50gr/l) y elevadas concentraciones de cobre (superiores a 29gr/l).

La continua implementación de los extractantes es una historia realmente exitosa y significativa en la evolución de la industria del cobre. La apropiada selección del tipo de modificador y la proporción usada ofrece una importante herramienta para obtener un reactivo apropiado a los requerimientos operacionales.

# REFRACTARIOS Y REPARACIONES EN HORNOS Y CONVERTIDORES DE FUSION DE COBRE

Ricardo Castillo B.<sup>1</sup>, Cristian Vásquez V.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Departamento de Ingeniería Mecánica, Universidad de La Serena.

<sup>2</sup> Instituto de Innovación en Minería y Metalurgia, IM2-Codelco.

## RESUMEN

Una importante fracción de los costos de la reparación de los reactores pirometalúrgicos de fusión de cobre, tales como los hornos y convertidores CT y CPS, proviene del reemplazo de los ladrillos refractarios, particularmente en sus zonas críticas de mayor desgaste. Lo anterior justifica estudios continuos de las características físicas, químicas y mecánicas de estos materiales. Además, en forma complementaria se requiere optimizar los métodos de mantención de estos reactores pirometalúrgicos, en cuanto al reemplazo de los refractarios. Estos son los temas abordados en este artículo, proveniente de la experiencia en terreno y comparación con la literatura. Particularmente, se avanza en la caracterización de los diferentes tipos de fallas asociadas con choque térmico, erosión, abrasión, escoriación. Además, se cubren los métodos alternativos y complementarios de reparación usados comúnmente para optimizar los procesos de fusión, aumentando los periodos de sus campañas operacionales, asociados a la reducción del desgaste en las zonas críticas.

## INTRODUCCIÓN

Los ladrillos refractarios son muy importantes en equipos que trabajan a altas temperaturas, tales como calderas, hornos de vidrio, cerámica, fusión de metales tales como el acero, cobre, níquel, etc. Esto es debido a que proporcionan aislación térmica, estabilidad estructural de los equipos y en los casos de fusión proporcionan protección contra los ataques químicos de las escorias y del metal fundido. Los materiales refractarios tienen grandes propiedades,

tales como alta refractariedad, porosidad, baja conductividad térmica. Además deben resistir choques térmicos, erosión, abrasión y deformación en caliente. Se clasifican en Básicos, Ácidos y Neutros (tabla N°1). La tabla N°2 muestra las propiedades de los refractarios según su clasificación. Las condiciones de servicio de los materiales refractarios son muy exigentes (Santander, 1989) (Piderit, 1983) y las fallas pueden ser debido principalmente a esfuerzos térmicos, esfuerzos mecánicos, impregnación y erosión. Esto último, puede provenir de la acción del baño metálico, las escorias, la inyección de sólidos y fluidos o por los polvos y humos. Todo lo anterior muestra la complejidad de los fenómenos de daños físicos, químicos, metalúrgicos y mecánicos que pueden ocurrir en servicio en forma independientes o complementarios y generalizada o local, con énfasis en los equipos pirometalúrgicos.

**Tabla N°1:** Clasificación de los refractarios.

CLASIFICACION	TIPO DE LADRILLO
Refractarios Ácidos	Magnesita (MgO) Magnesita-Cromo (Mg-Cr) Cromo-Magnesita (Cr-Mg) Forsferita (MgO y Si) Dolomita (MgO y Ca)
Refractarios Neutros	Cromita (CrO) Grafito (Carbón) Alta Alumina (Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> ) [ es neutra segun Normas Alemanas]
Refractarios Básicos	Silice (Cuarzos) Silico-Aluminosos (Arcillas) Alta Alumina [es ácida segun Normas Americanas]

Palabras Claves: Ladrillos refractarios, fallas, reparación, hornos, convertidores, fusión, cobre.

**Tabla N°2:** Propiedades de los refractarios según su clasificación.

Tipo de Ladrillo	Composición	Propiedades
Acido de Arcilla	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> : 31-38 % Si O <sub>2</sub> : 55-63 %	Refractariedad Normalizada. Buena estabilidad volumétrica en altas temperaturas. Baja porosidad. Alta temperatura de vitrificación. Gran resistencia al choque térmico.
Acido o Neutro de Alta Alúmina	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> : 45-99 % Si O <sub>2</sub> : 45 %	Gran resistencia a la desintegración. Gran resistencia mecánica. Gran resistencia al impacto, abrasión, choque térmico y carga. Gran resistencia a la corrosión a altas temperaturas. Baja permeabilidad y alta antiabrasividad.
Acido de Silice	Si O <sub>2</sub> : 45 %	Gran refractariedad. Gran fortaleza mecánica en frío y caliente. Gran resistencia al choque térmico a altas temperaturas. Gran resistencia al ataque químico ácido
Básico liga directa	Mg O : 63,4 % Cr <sub>2</sub> O <sub>3</sub> : 16 %	Baja sílice y elevado punto de fusión. Alta porosidad y Alta densidad. Gran resistencia a ambientes erosivos y corrosivos.
Básico liga convencional	-	Gran resistencia mecánica en caliente. Gran resistencia al ataque de escorias. Buena estabilidad dimensional.
Básico liga química	-	Elevada resistencia mecánica. Gran capacidad para desarrollar sinterización en servicio. Alta resistencia al choque térmico.
Especiales	-	Excelentes propiedades para un determinado servicio especializado.
Aislantes	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> : 21-23 % Si O <sub>2</sub> : 59-61 %	Alta porosidad. Capacidad calórica y conductividad menor que refractarios comunes.

**REVESTIMIENTO REFRACTARIO POR EQUIPOS ESTUDIADOS**

**Tabla N°3:** Características del revestimiento del manto del Convertidor Teniente.

Tipode ladrillo	Posición	Forma	Espesor [m]
Básico Mg-Cr	Manto	Cuña	0.381
Básico Mg-Cr	Zona de Toberas	Cuña	0.457
Básico Mg-Cr	Culatas y Sangrías	Recto	0.457

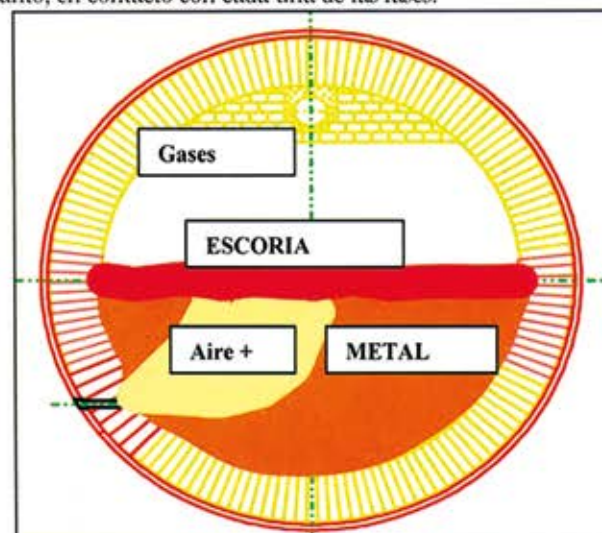
**Tabla N°4:** Características del revestimiento del manto del Horno Eléctrico.

Tipode ladrillo	Posición	Forma	Espesor [m]
Básico Mg-Cr	Manto zona superior	Recto y Llave	0.3429
Básico Mg-Cr	Manto zona inferior	Recto y Llave	0.3429

**Tabla N°5:** Características del revestimiento del manto del Horno Basculante.

Tipode ladrillo	Posición	Forma	Espesor [m]
Básico Mg-Cr	Manto zona superior	Cuña	0.381
Básico Mg-Cr	Manto zona inferior	Cuña	0.457
Básico Mg-Cr	Culatas	Recto	0.3048
Arcilla	Manto y Culatas	Recto	0.0762
Aislante	Manto y Culatas	Recto	0.0635

La figura N°1 muestra los elementos presentes en un reactor de fusión de cobre, tal como es el caso del Convertidor Teniente. Además se puede apreciar la distribución del revestimiento refractario en el manto, en contacto con cada una de las fases.



**Fig. N°1:** Esquema de productos generados en un Convertidor.

**Tabla N°6:** Resumen de los mecanismos de desgaste en ladrillos refractarios.

MECANISMO DE DESGASTE	CARACTERÍSTICAS
Temperatura	Cambio lineal permanente (contracción excesiva y expansión excesiva) Fusión (cambio del estado sólido a líquido)
Escorificación	Reacción química entre el refractario y otro material (formación de otro material nuevo con punto de fusión más bajo) Mezcla entre el refractario y otro material (Impregnación por los poros del ladrillo)
Desgajamiento	Térmico (Choque térmico) Estructural (Cambio a estructura vitrificada o vidriosa - penetración de carga, escoria o gases en el ladrillo) Mecánico (Problemas de albañilería-Reparaciones)
Deformación bajo carga en caliente	Deformación plástica del refractario (carga mayor a la temperatura de operación del horno)
Desgaste mecánico	Erosión (Gases - Llenado o vaciado de líquidos - Turbulencia en Zona de Toberas - Agitación del Baño de Líquido) Abrasión (Ingreso de Circulante al baño)
Atmósferas de hornos	Atmósfera reductora Desintegración por acción del monóxido de carbono Atmósfera oxidante Hidratación Vapores alcalinos Cloro o ácido clorhídrico Fluor o ácido fluorhídrico Anhídrido sulfuroso o anhídrido sulfúrico

## TIPOS DE FALLAS EN REFRACTARIOS

Los mecanismos de desgaste de los revestimientos refractarios en servicio se presentan en la siguiente tabla N°6.

De acuerdo a todos los mecanismos de desgaste que afectan a los refractarios, se puede decir que el que más afecta su estructura es la impregnación de metal líquido o escoria por sus poros internos. Este mecanismo provoca cambios en las propiedades del refractario, ya sea físicas, químicas y mecánicas.

La reparación de los reactores de fusión de cobre (Convertidores Teniente y Peirce Smith) se suele generalmente realizar en la zona de toberas debido a que es donde se produce el mayor desgaste del revestimiento refractario.

Con el fin de optimizar el cambio del revestimiento refractario en los Hornos y Convertidores de fusión de cobre se han planteado modelos matemáticos que predicen el desgaste del ladrillo en base a la temperatura de carcasa (Castillo et al., 2005).

## REPARACIÓN DE LOS HORNOS DE FUSIÓN DE COBRE

La reparación de los equipos pirometalúrgicos se realiza en base principalmente al desgaste de su revestimiento refractario. Existen reparaciones totales, donde se reemplaza todo el refractario, reparaciones parciales, donde se reemplaza el refractario sólo en las zonas donde existe desgaste crítico, y trasplantes, donde se reemplaza el refractario en la zona de toberas. Las figuras N°2 y N°3 muestran una mantención total y un trasplante realizados a un Convertidor Teniente.



**Fig. N°2:** Reparación general realizada al CT.



Fig. N°3: Transplante realizado al CT.

Las zonas críticas de un equipo pirometalúrgico se ubican generalmente en la zona inferior del manto y en la zona de toberas para el caso de los Convertidores. Son en estas zonas donde se produce el mayor desgaste del ladrillo refractario, sobre todo en la zona de toberas, debido al efecto fluidodinámico que se produce a causa del soplado de aire mas oxígeno.

### DISCUSIÓN

En base a la experiencia obtenida en terreno, se puede decir que para poder determinar el real estado en que se encuentran los ladrillos es necesario obtener muestras de ellos desgastados y luego realizarles un análisis microscópico para poder determinar las fases presentes en el y concluir sobre los cambios en sus propiedades físicas, químicas y mecánicas.

A continuación se presenta el análisis de un ladrillo desgastado impregnado con escoria de la zona del manto de un Horno Eléctrico (fig N°4 y N°5).



Fig. N°4: Muestra de un ladrillo desgastado.

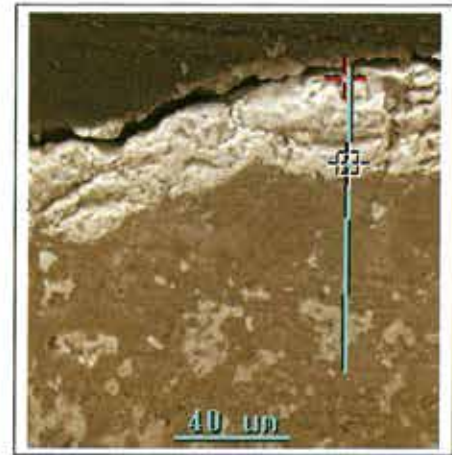


Fig. N°5: Zona analizada del ladrillo

En la figura N°5 se puede apreciar la zona analizada con impregnación de escoria. En este caso la profundidad de infiltración fue de 2 pulgadas. La figura N°6 muestra el detalle de las cantidades presentes de cada elemento en la zona analizada.

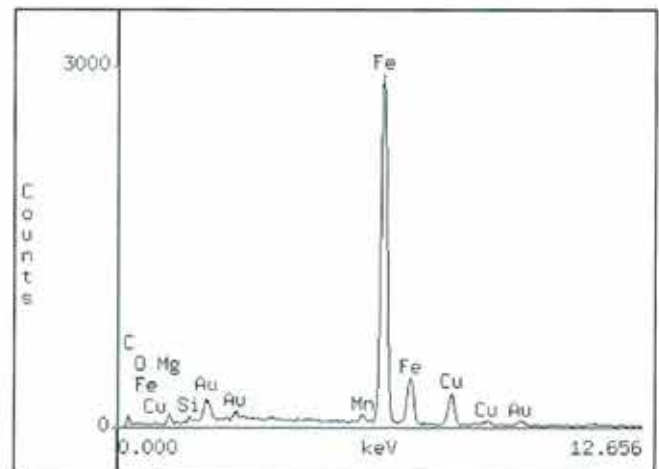


Fig. N°6: Gráfico de cantidades presentes de cada elemento.

### CONCLUSIONES

Los mayores incrementos de temperatura están asociados a la zona de ubicación de la escoria dentro del Horno o Convertidor (zona intermedia), lo que indica el efecto de desgaste mayor de la escoria respecto al metal líquido. El mayor desgaste del revestimiento refractario se produce en la zona de toberas del Convertidor Teniente y Convertidor Peirce Smith. El menor desgaste del revestimiento refractario se produce en el Horno Eléctrico, debido al sistema de refrigeración de la carcasa.

## AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen la colaboración brindada para llevar a cabo el estudio por parte de la Fundición y Refinería ENAMI Ventanas, además de la colaboración de Fabricante de Ladrillos Refractarios RHI Chile, Fundición Caletones División El Teniente Codelco Chile e Instituto de Innovación en Minería y Metalurgia IM2, Codelco Chile.

## REFERENCIAS

- Santander; N., 1989, "Refractarios en Fundiciones de Cobre". Departamento de Ingeniería Metalúrgica, USACH.
- Piderit; G., 1983, "Refractarios: Aplicaciones en la Industria del Cobre". Universidad de Chile, auspiciado por Refractarios Lota Green S.A.
- Holman, J.P., 1980, "Transferencia de Calor", 8ª Edición.
- RHI, 2004, "Tablas Conductividad Térmica Ladrillos Refractarios", Empresa de refractarios RHI Chile.
- Borger; A. y Glaría; J., 2000, "Estimación de temperaturas y niveles de fases en el Convertidor Teniente mediante mediciones sobre el manto del Convertidor utilizando técnicas no invasivas". XI Congreso CONAMET, La Serena, Chile.
- Ruz; P, Rosales; M. y Moyano; A., 2000, "Fenómenos de Impregnación en Materiales Refractarios". XI Congreso CONAMET 2000, La Serena, Chile.
- Castillo; R., Vasquez; C, Aguirre; E., Moraga; N, Puz; P, Rojas; L y Moyano; A, 2005, "Correlación entre las Temperaturas de Carcaza y Espesores de Revestimientos Refractarios en Hornos y Convertidores de Cobre". X Congreso Latinoamericano de Transferencia de Calor y Materia, LATCYM, Caracas, Venezuela.
- Ruz, P., Fuentes R., Rosales M., Moyano A., Soto., "Physical simulation of refractory wear". Copper 2003 International Conference, 2003.



# pimasa




**37 AÑOS  
AL SERVICIO DE LA  
MINERÍA Y LA INDUSTRIA**

**ÁREA METALÚRGICA**

- **Ferroaleaciones**
- **Metales**
- **Arenas y Varios para Fundición**
- **Equipos de Granallado**

Más de 100 productos para entrega inmediata, representaciones para ventas de importación directa, asesorías técnicas metalúrgicas y oficina comercial en Brasil

**Calle Nueva 1725, Huechuraba, Santiago, Chile**  
**Tel: (56-2) 499 10 05 • Fax: (56-2) 499 10 10**  
**e-mail: metalurgica@pimasa.com**  
**www.pimasa.com**

# INFLUENCIA DE LA OXIDACIÓN EN LAS PROPIEDADES MECÁNICAS DE $\text{Si}_3\text{N}_4$ SINTERIZADO CON ADICIONES DE ITRIA, ALÚMINA Y MAGNESIA.

\*S. Ordoñez, \*\*I. Iturriza, \*\*J. Echeberría y \*\*F. Castro.

\*Departamento de Ingeniería Metalúrgica, Universidad de Santiago de Chile.

\*\*Centro de Estudios e Investigaciones Técnicas de Guipúzcoa (CEIT), San Sebastián, España

## RESUMEN:

En el presente trabajo se han estudiado los efectos de la oxidación y posterior eliminación de la capa oxidada sobre las propiedades mecánicas (módulo elástico, tensión de rotura y tenacidad) de dos composiciones de nitruro de silicio con adiciones de itria-magnesia e itria-alúmina, a temperatura ambiente y 1200 °C. Mediante observación de las superficies de fractura se han examinado los cambios que la oxidación produce en el tipo de defecto origen del fallo.

## 1. INTRODUCCIÓN

Las cerámicas basadas en  $\text{Si}_3\text{N}_4$  pertenecen al grupo de las denominadas cerámicas avanzadas que han sido fabricadas con la intención de ser utilizadas como materiales estructurales, fundamentalmente a elevadas temperaturas.

La consolidación de nitruro de silicio a temperaturas y presiones técnicamente interesantes es sólo posible, en general, mediante la inclusión de aditivos formadores de una pequeña fracción de fase líquida durante el sinterizado (1, 2). Esta fase secundaria juega un papel muy importante en las propiedades mecánicas a elevada temperatura.

A temperatura ambiente la resistencia a la fractura está controlada principalmente por dos parámetros microestructurales: la relación de aspecto de los granos de  $\text{Si}_3\text{N}_4$ - $\beta$ ,  $a$ , ( $a \uparrow \rightarrow \sigma_f \uparrow$ ) y el tamaño de los mismos,  $d$ , ( $d \uparrow \rightarrow \sigma_f \downarrow$ ); este último ejerce un efecto menor sobre la resistencia a la fractura (3, 4). El tipo, carácter y continuidad de la fase intergranular tienen menos importancia para el nivel de aditivos de los materiales utilizados en el presente trabajo.

Las propiedades mecánicas a elevada temperatura están fuertemente influenciadas por la fase intergranular. De hecho, a elevadas temperaturas, la pérdida de resistencia mecánica y rigidez del ma-

terial depende de la cantidad y tipo de fase intergranular generada durante la densificación.

Cuando la fase intergranular que se obtiene después de sinterización es amorfa, se ablanda al aumentar la temperatura, con la consecuente degradación de las propiedades mecánicas (5). Queda claro que cuanto más elevado sea el punto de ablandamiento de la fase intergranular, mayor será la temperatura a la que el material pueda trabajar.

El punto de ablandamiento de estas fases amorfas está relacionado con el tipo de aditivos y el contenido de impurezas de los polvos, de tal manera que polvos más puros muestran una menor degradación de las propiedades mecánicas con la temperatura. Además del efecto perjudicial de disminuir la temperatura de líquidos de la fase intergranular, las impurezas impiden la cristalización de la misma.

Es evidente que se pueden lograr mejoras en la respuesta mecánica mediante eliminación de impurezas y cristalización de la fase intergranular; ambos hechos se producen durante oxidación a temperaturas adecuadas y posterior eliminación de la capa oxidada (6).

Después de oxidación la resistencia a temperatura ambiente puede aumentar, disminuir o mantenerse invariante, debido a que muchos factores opuestos pueden hacerse efectivos dependiendo de las condiciones de oxidación y de la microestructura del material. Los principales efectos que se producen son:

- enroscamiento y cierre de grietas internas y poros, produciendo un incremento en la resistencia.
- debido al gran aumento de volumen y cambios en los coeficientes de expansión térmica durante la conversión de  $\text{Si}_3\text{N}_4$  en  $\text{SiO}_2$ , se introducen tensiones compresivas que en general provocan un aumento en la resistencia.

Sin embargo, cuando estas tensiones son muy elevadas se produce agrietamiento en el interior del material con la consiguiente disminución de la resistencia.

En el presente trabajo se presentan las propiedades mecánicas de dos composiciones de  $\text{Si}_3\text{N}_4$  (6% $\text{Y}_2\text{O}_3$ -4% $\text{Al}_2\text{O}_3$  y 6% $\text{Y}_2\text{O}_3$ -4%MgO), obtenidas por sinter-HIP, antes y después de oxidación.

## 2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

Los materiales se prepararon por sinterización de compact con las siguientes composiciones en peso:

$\text{Si}_3\text{N}_4 + 6\%\text{Y}_2\text{O}_3 + 4\%\text{Al}_2\text{O}_3$	denominada KYt
$\text{Si}_3\text{N}_4 + 6\%\text{Y}_2\text{O}_3 + 4\%\text{MgO}$	denominada KY6

Se utilizó polvo de  $\text{Si}_3\text{N}_4$  suministrado por Kemanord (Sueci con un área superficial específica de 12 m<sup>2</sup>/g y cuya composición química es: 0.48 wt% C, 1.5 wt% O, 0.08 wt% Fe, 0.04 wt% Al, 0.0 wt% Ca y el resto  $\text{Si}_3\text{N}_4$  (95.5 %  $\text{Si}_3\text{N}_4$ - $\alpha$  y 4.5%  $\text{Si}_3\text{N}_4$ - $\beta$ ). Los aditivos utilizados poseen purezas superiores al 99%.

Los polvos fueron mezclados en seco, compactados uniaxialmente y densificados mediante sinter-HIP a 1750 °C, 100 MPa de Ar y 15 minutos de mantenimiento conjunto de presión y temperatura. La densidad de las muestras sinterizadas se midió utilizando el método de Arquímedes.

Las muestras de geometría prismática (45x4x3 mm) fueron pulidas hasta diamante de 1 $\mu\text{m}$ , parte de ellas fueron oxidadas a 1300 °C durante 72 horas con enfriamiento lento. Finalizado el ciclo de oxidación se procedió a la eliminación de la capa oxidada, puliendo nuevamente hasta diamante de 1 $\mu\text{m}$ .

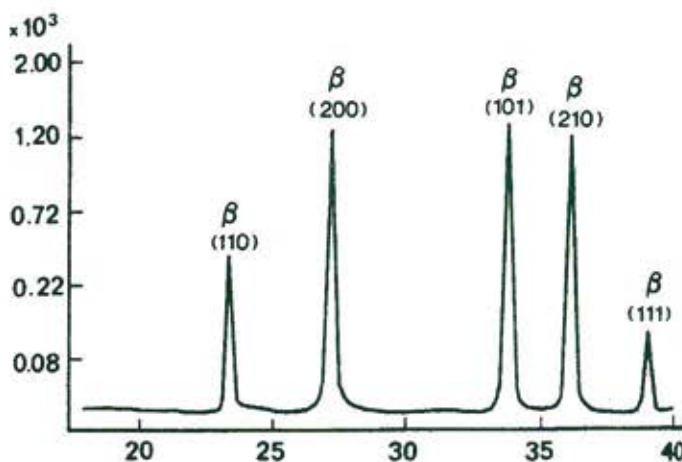
Las fases cristalinas presentes antes y después de oxidación se determinaron mediante difracción de rayos-X.

Las probetas oxidadas y sin oxidar fueron ensayadas en flexión en 4 puntos a temperatura ambiente y a 1200 °C. Las superficies de fractura generadas en dichos ensayos se examinaron en un microscopio electrónico de barrido.

La tenacidad a la fractura se midió mediante indentación Vickers con una carga de 2 kg y se calculó utilizando la expresión:  $K_{IC} = 0.016 (E/Hv)^{1/2} (P/c^{3/2})$

## 3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

Tras la sinterización la densidad media de ambos materiales fue del 98% de la densidad teórica. Mediante difracción de rayos-X se constató la transformación completa de  $\text{Si}_3\text{N}_4$ - $\alpha$  a  $\text{Si}_3\text{N}_4$ - $\beta$  además de la inexistencia de otras fases cristalinas, esto puede observarse en el difractograma de la **figura 1**.



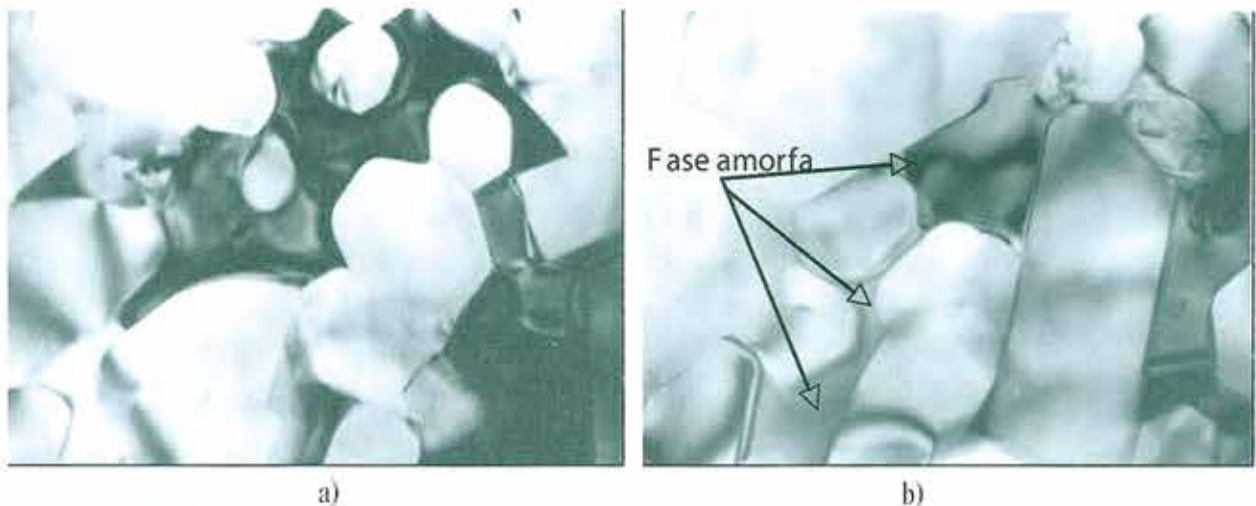
**Figura 1:** Difractograma correspondiente a una muestra de KY64.

La oxidación conduce a la cristalización parcial de la fase intergranular en determinados sistemas de aditivos. Únicamente en los materiales con  $\text{Y}_2\text{O}_3$  como aditivo principal se produce dicha cristalización, pero es el segundo aditivo el que determina la extensión de la misma, así como en el tipo de fase cristalina que se forma.

De esta manera en la composición KY64 se obtiene el polimorfo  $\delta$  del silicato de itrio, mientras que en el material KY604 la fase cristalina formada es un silicato de itrio y magnesio. Esta fase sólo ha podido ser identificada mediante XRD y el análisis realizado por EDAX indica que su composición química es próxima a  $\text{Mg}_2\text{Y}_3\text{Si}_5\text{O}_{16.5}$ .

La **figura 2** muestra la microestructura del sustrato de los materiales después de oxidación. Se puede observar que en KY604 (**figura 2.a**) prácticamente la totalidad de la fase intergranular ha cristalizado, mientras que en KY64 (**figura 2.b**) existen zonas con fase vítrea residual enriquecida en Al.

En la **tabla 1** se resumen los valores de tenacidad, resistencia a la fractura y módulo de Young obtenidos para las dos composiciones antes y después de oxidar.



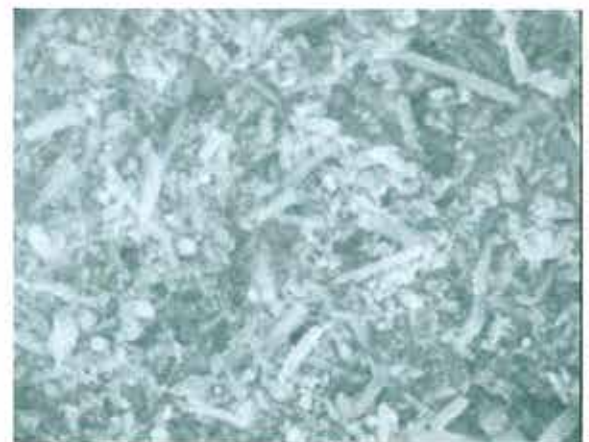
**Figura 2:** Micrografía del sustrato después de la oxidación; (a) KY604 (45000x) y (b) KY64 (35000x).

Tabla 1. Valores de tenacidad, resistencia a la fractura y módulo de Young para las composiciones y tipo de fase intergranular indicadas.

Composición	Fase intergranular	$K_{IC}$ (MPa $\sqrt{m}$ )	$\sigma_{RT}$ (MPa)	$E_{RT}$ (GPa)	$\sigma_{1200^\circ C}$ (MPa)	$E_{1200^\circ C}$ (GPa)
KY64	amorfa	$5.18 \pm 0.06$	$546 \pm 40$	$266 \pm 5$	$262 \pm 20$	$158 \pm 12$
KY64	$\delta$ - $Y_2Si_2O_7$	$4.70 \pm 0.10$	$578 \pm 40$	$269 \pm 14$	$421 \pm 36$	$194 \pm 22$
KY604	amorfa	$6.95 \pm 0.15$	$560 \pm 29$	$270 \pm 11$	$365 \pm 23$	$162 \pm 13$
KY604	$Mg_2Y_4Si_5O_{16}$	$5.87 \pm 0.08$	$580 \pm 18$	$285 \pm 13$	$475 \pm 46$	$241 \pm 16$

Como puede observarse no existen diferencias entre los valores de resistencia y módulo de Young medidos a temperatura ambiente para muestras oxidadas y sin oxidar. Esto es razonable ya que, aunque parte o la totalidad de la fase intergranular haya cristalizado, la microestructura no se ha visto modificada y a temperatura ambiente es ésta la que determina la resistencia mecánica. En todos los casos las muestras presentan una estructura fibrosa de granos entrelazados de  $Si_3N_4$ - $\beta$  con relaciones de aspecto próximas a 8. En la **figura 3** puede apreciarse una microestructura típica en la que se ha eliminado la fase intergranular atacando con NaOH a 400 °C durante 10 minutos.

Los resultados confirman que, debido a la cristalización de la fase intergranular, se producen mejoras en las propiedades mecánicas a elevada temperatura. Como puede observarse en la **figura 4** las muestras sin oxidar presentan una degradación de las propiedades mecánicas con la temperatura, este empeoramiento debido al ablandamiento de la fase intergranular vítrea provoca a 1200 °C disminuciones en la resistencia a la fractura de un 50 % para KY64 y de un 35 % para KY604, y en el módulo de Young del 40 % para ambas composiciones.



**Figura 3:** Microestructura típica de las composiciones tratadas. (1250x)

En el caso de las muestras oxidadas, aunque persiste el empeoramiento de las propiedades mecánicas con la temperatura debido a que se retiene fase vítrea, éste es mucho menos acentuado. Así para la resistencia mecánica se tienen disminuciones del 25 % para KY64 y del 20 % para KY604, mientras que el valor del módulo de Young decrece un 25 % para KY64 y sólo un 15% para KY604. Este hecho

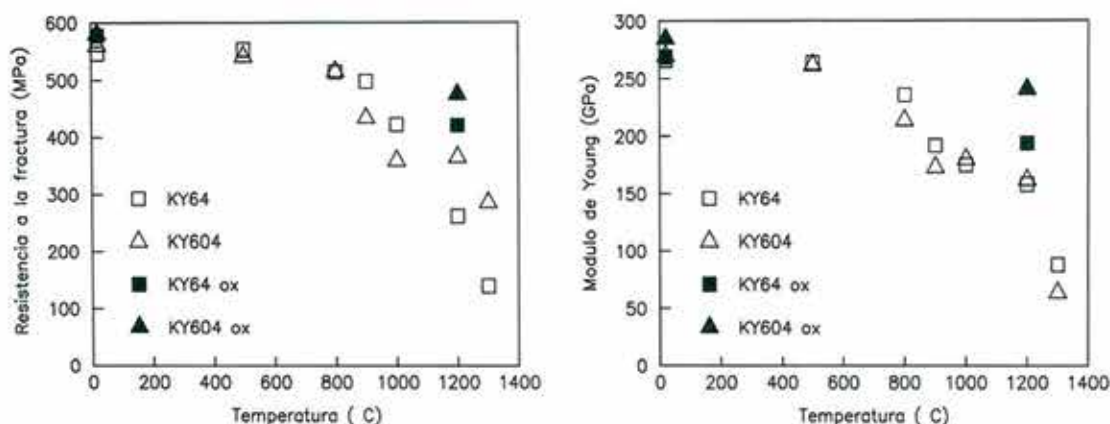


Figura 4: Influencia de la temperatura sobre la resistencia a la fractura y el módulo de Young.

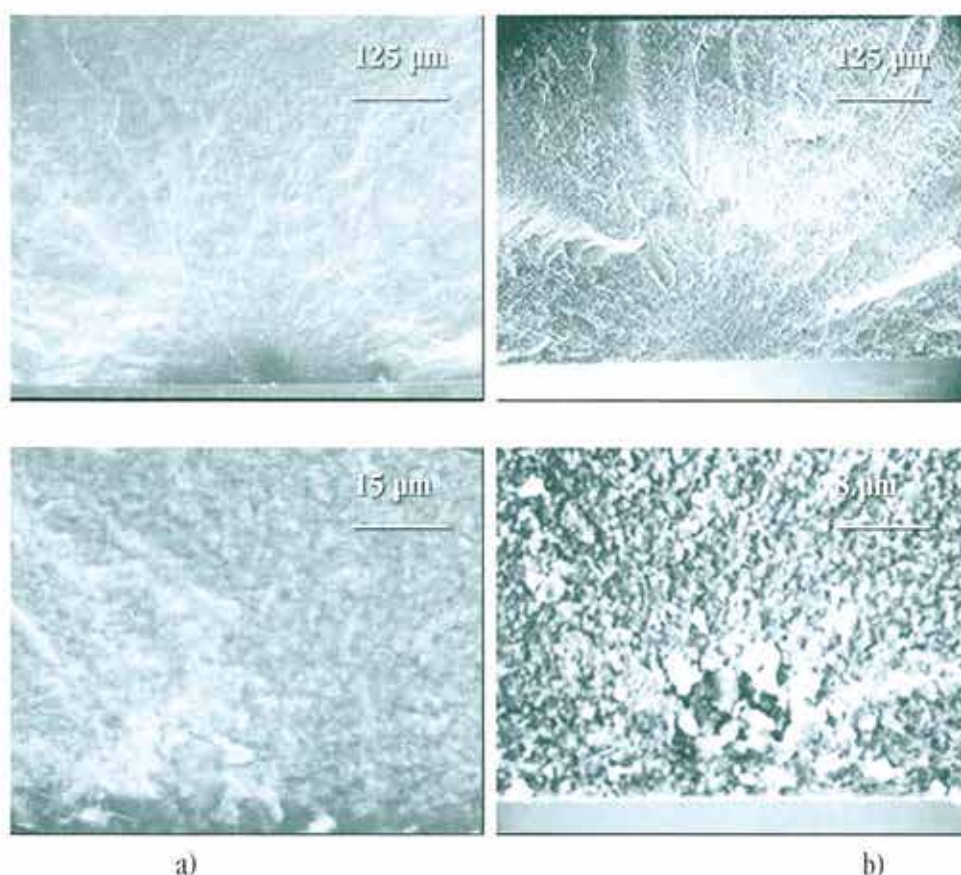


Figura 5: Superficies de fractura correspondientes a la composición KY64, a) sin oxidar y b) oxidada.

refleja claramente la mayor extensión alcanzada en la cristalización de la fase intergranular en el caso de KY604.

Para la composición KY64, en las muestras sin oxidar (*figura 5.a*) los orígenes de fallo correspondían a granos de  $\text{Si}_3\text{N}_4$ - $\beta$  de gran tamaño ( $\sim 50$ - $60 \mu\text{m}$ ), mientras que en las muestras oxidadas (*figura 5.b*) los defectos que causan la fractura son poros cercanos a la superficie con tamaños de  $\sim 30 \mu\text{m}$ .

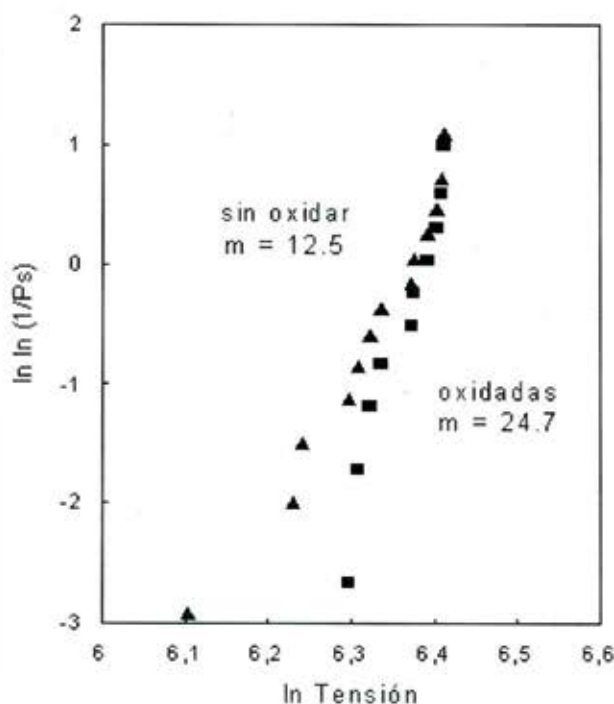
Es importante destacar que el tamaño del defecto, origen de fractura, es menor para las muestras oxidadas por lo que sería razonable esperar un aumento en los valores de resistencia. Sin embargo, como ya se mencionó esto no ocurre y se debe a que las muestras oxidadas son menos tenaces ( $K_{Ic} \approx 4.7 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  frente a  $K_{Ic} = 5.18 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ ); por lo tanto para el mismo valor de tensión el tamaño de defecto crítico será menor.

En la composición con KY604 los defectos causantes de la fractura, tanto en muestras sin oxidar como oxidadas, son poros generados en el pulido por arranque de granos.

Para las muestras sin oxidar el rango de tamaño de defecto correspondiente a los valores de resistencia medidos oscila entre  $2c=120\ \mu\text{m}$  como valor mínimo y  $2c=240\ \mu\text{m}$  como tamaño máximo, mientras que para las muestras oxidadas varía entre  $2c=90\ \mu\text{m}$  y  $2c=120\ \mu\text{m}$ . Nuevamente el menor tamaño de los poros haría esperar un aumento en la resistencia a la fractura pero esto no ocurre debido a la disminución en los valores de tenacidad que presentan las muestras oxidadas ( $K_{IC} = 5.87\ \text{MPa}\sqrt{\text{m}}$  frente a  $K_{IC} = 6.9\ \text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ ).

Esta variación en los tamaños de los poros generados por pulido, puede deberse a un cambio en la cohesión  $\text{Si}_3\text{N}_4$ - $\beta$ -fase intergranular por la cristalización de esta última.

La nueva distribución de poros superficiales da como resultado una menor dispersión en los valores de la resistencia a la fractura a temperatura ambiente que se traduce, como puede apreciarse en la **figura 6**, en un notable aumento del módulo de Weibull que pasa de 12.5 para las muestras sin oxidar a 24.7 para las probetas oxidadas.



**Figura 6:** Weibull-plot de muestras de la composición KY604 oxidadas y sin oxidar.

#### 4. CONCLUSIONES

- La oxidación no produce mejoras en las propiedades mecánicas a temperatura ambiente. La resistencia mecánica no se ve afectada por la cristalización de la fase intergranular ya que en estas condiciones los parámetros controlantes son la morfología y el tamaño de los granos.
- La cristalización de la fase intergranular provoca disminuciones en la tenacidad a la fractura de ambas composiciones.
- En la composición KY604, debido a la cristalización de la fase intergranular, se produce un cambio en la cohesión  $\text{Si}_3\text{N}_4$ - $\beta$ -fase intergranular que modifica la distribución de la porosidad superficial causante de la fractura lo que se traduce en un importante aumento del módulo de Weibull.
- A  $1200\ ^\circ\text{C}$  la oxidación y posterior eliminación de la capa oxidada produce una mejora sustancial de las propiedades mecánicas, siendo esta mayor cuanto mayor sea la fracción de fase intergranular cristalizada.

#### 5. REFERENCIAS

1. I. Iturriza, E. Castro, M. Fuentes, J. Mat. Sci., vol. 24 (1989) p.p. 2047-2056.
2. I. Iturriza, J. Echeberría, I. Gutierrez, E. Castro, J. Mat. Sci., vol. 25 (1990) p.p. 2539-2548.
3. G. Ziegler, J. Heinrich, G. Wötting, J. Mat. Sci., vol. 22 (1987) p.p. 3041-3086.
4. W. Sanders, D. Mieskowski, Ceram. Bull., vol. 64, nro. 2 (1985) p.p. 304-309.
5. C. Quackenbush, J. Smith, J. Neil, K. French, "Progress in Nitrogen Ceramics", editado por E. Riley, M. Nijhoff publishers (1983) p.p. 669-682.
6. Y. Gogotsi, A. Gogotsi, O. Shcherbina, Powder-Met. Mat., Prod. and Coatings, vol. 25 (1986) p.p. 388-391.

