



revista remetallica

departamento de ingeniería metalúrgica • facultad de ingeniería • universidad de santiago de chile

AÑO 24, N° 11 DICIEMBRE 2004

SANTIAGO - CHILE

ISSN 0714-391X



Editorial

En este nuevo número de la "Revista Remetallica" les presentamos artículos que cubren un amplio espectro del área de la Metalurgia y la Ciencia de los Materiales. Nuevamente contamos con la valiosa colaboración de profesores del Departamento a los cuales se unen profesores de otros Departamentos académicos y alumnos del Programa de Doctorado en Ciencias de la Ingeniería.

Es preciso destacar la colaboración de profesionales de otras instituciones, como es el caso del Sr. Víctor Poblete de la Comisión Chilena de Energía Nuclear y los Sres. Nicolás Valencia y Renán Morales de la Academia Politécnica Aeronáutica de la Fuerza Aérea de Chile.

En este número, y por primera vez en esta nueva etapa de publicación, nos llegan publicaciones de fuera de Chile. La primera de ellas se trata de una entretenida mirada filosófica a la ciencia entregada por el Dr. en Materiales y Metalurgia Carlos Alfredo Lamy del COPPE / UFRJ de Río de Janeiro, Brasil. El otro artículo trata sobre el procesamiento de aceros al silicio para usos eléctricos y es una colaboración entre el Dr. Yvan Houbaert, Director del Departamento de Metalurgia y Ciencia de Materiales de la Universidad de Gante, Bélgica, la Dra. Tanya Ros-Yanez, perteneciente a dicho Departamento y los profesores de nuestro departamento Alberto Monsalve y Alfredo Artigas

Esperamos seguir contando con la valiosa y desinteresada colaboración de todos aquellos que se sienten parte del mundo de la metalurgia, invitamos a nuestros lectores a compartir sus conocimientos y experiencias, sólo de esta manera podremos seguir adelante con el desafío que supone editar nuestra "Revista Remetallica".

Revisión de las Transformaciones Microestructurales y Mécanicas que Ocurren Durante el Recocido Continuo de Aceros de Bajo Contenido de Carbono

Alfredo Artigas

Departamento de Ingeniería Metalúrgica, Universidad de Santiago de Chile



RESUMEN

Se revisan las variables de procesamiento propias de recocido continuo, incluyendo las etapas previas al recocido (empape, laminado en caliente, bobinado y laminado en frío). Se estudia la influencia de dichas variables sobre las propiedades mecánicas y microestructurales finales del producto (límite elástico, UTS, elongación a rotura, relación de índices I_{111}/I_{100} , índices de anisotropía normal y plano, índice de endurecimiento por deformación e índice de envejecimiento por deformación, el tamaño y forma del grano). Además de estas propiedades se revisan aspectos microestructurales tales como el tamaño, forma y distribución de partículas de segunda fase (carburos y nitruros) y su influencia sobre el proceso de recocido. Se comparan algunos datos experimentales con los reportados por otros autores en aceros recocidos en continuo encontrándose resultados razonablemente similares en las propiedades analizadas.

Palabras claves: Recocido, acero, microestructuras, texturas.

1.- INTRODUCCIÓN.

Una de las técnicas actuales de fabricación de productos planos de acero la constituye el recocido continuo. En la figura 1 se muestran las etapas del proceso.

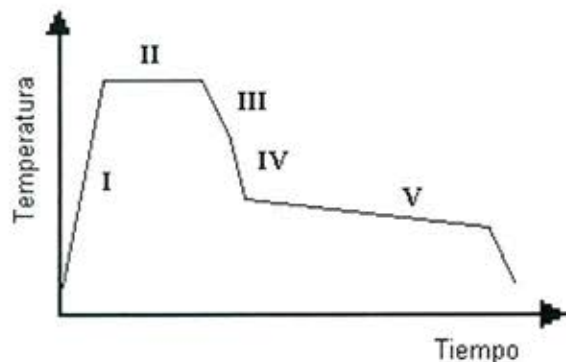


Figura 1.- Esquema de un ciclo de recocido continuo.-

Las variables tanto de fabricación como de recocido continuo pueden resumirse en las siguientes: composición química, temperatura de empape, temperaturas de laminado en caliente (inicio y fin), temperatura de bobinado, porcentaje de deformación en frío, velocidad de calentamiento (I), temperatura y tiempo de mantenimiento (II), velocidades de enfriamiento (III y IV), temperatura y tiempo de sobre-envejecimiento (V).

Se han realizado algunos estudios tendientes a aclarar la influencia que ejercen las distintas variables de fabricación en las propiedades finales del material recocido. Dichas propiedades finales están relacionadas con las propiedades mecánicas típicas como límite elástico, UTS, porcentaje de elongación a rotura, índice de endurecimiento por deformación (n), y dureza. También son importantes propiedades microestructurales tales como tamaño y forma del grano recristalizado además del tamaño, forma y distribución de partículas de segunda fase [1,2].

Sin embargo, dada la aplicación específica de estos materiales al campo de los envases y de carrocerías de automóviles, también son interesantes propiedades tales como el índice r (anisotropía normal) y el índice Δr (anisotropía plana). Estas dos últimas propiedades están asociadas a la direccionalidad de las propiedades encontrada en este tipo de materiales, lo que tiene su origen en la existencia de orientaciones cristalográficas preferenciales, lo que a su vez se relaciona con las texturas.

2.- INFLUENCIA DE LAS VARIABLES DE FABRICACIÓN SOBRE LAS PROPIEDADES FINALES DEL MATERIAL.

2.1.- COMPOSICIÓN QUÍMICA.

Los principales elementos que influyen en las propiedades finales del material recocido en continuo son C, Al, N y Mn.

a) Influencia del carbono.

En la figura 2 se muestra la influencia del contenido de carbono en las principales propiedades mecánicas y microestructurales [3].

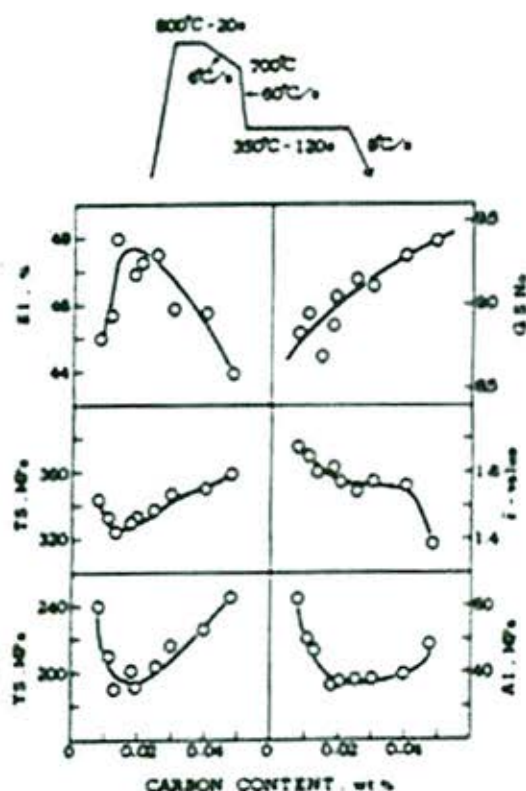


Figura 2.- Influencia del contenido de carbono en las propiedades mecánicas y microestructurales [3].

La máxima elongación a rotura se obtiene para un contenido de carbono entre 0.01 y 0.02%. A su vez este contenido de carbono es el que entrega los mínimos valores para el UTS y el límite elástico. En cuanto al tamaño de grano, se observa que disminuye con el aumento en el contenido de carbono.

El índice de anisotropía normal r , disminuye al aumentar el contenido de carbono. Este es un hecho generalizado en el acero. Mientras menor contenido de elementos en solución, mayores son los valores de r . Esto debido a la mayor presencia de fibra y en las componentes de texturas.

Finalmente, el valor del índice de envejecimiento se encuentra que disminuye en una primera etapa al aumentar el contenido de carbono. Posteriormente, para contenidos de carbono por sobre 0.04%, este índice vuelve a aumentar.

Los resultados anteriores fueron obtenidos para el ciclo de recocido continuo mostrado en la Figura 2. No obstante, utilizando otros ciclos, se llega a los mismos resultados en aceros calmados al Al [4].

También es posible la utilización de aceros libres de intersticiales (IF), aunque su uso es más restringido debido al incremento de los costos (estos aceros son colados en vacío) y a problemas de acabado superficial. Además, es necesaria la utilización de temperaturas de recocido más altas. Usualmente se agrega Ti para formar carburos y/o nitruros aunque también puede agregarse Nb, o bien ambos. [5].

b) Influencia del Manganese.

El Mn tiene tendencia a combinarse con el S presente en el acero para formar MnS. Para describir la influencia del Mn es costumbre utilizar un factor K definido por:

$$K = [\text{Mn}] - (55/32)[\text{S}] \quad (1)$$

En la figura 3, se muestra la variación en las principales propiedades mecánicas y microestructurales con el parámetro K.

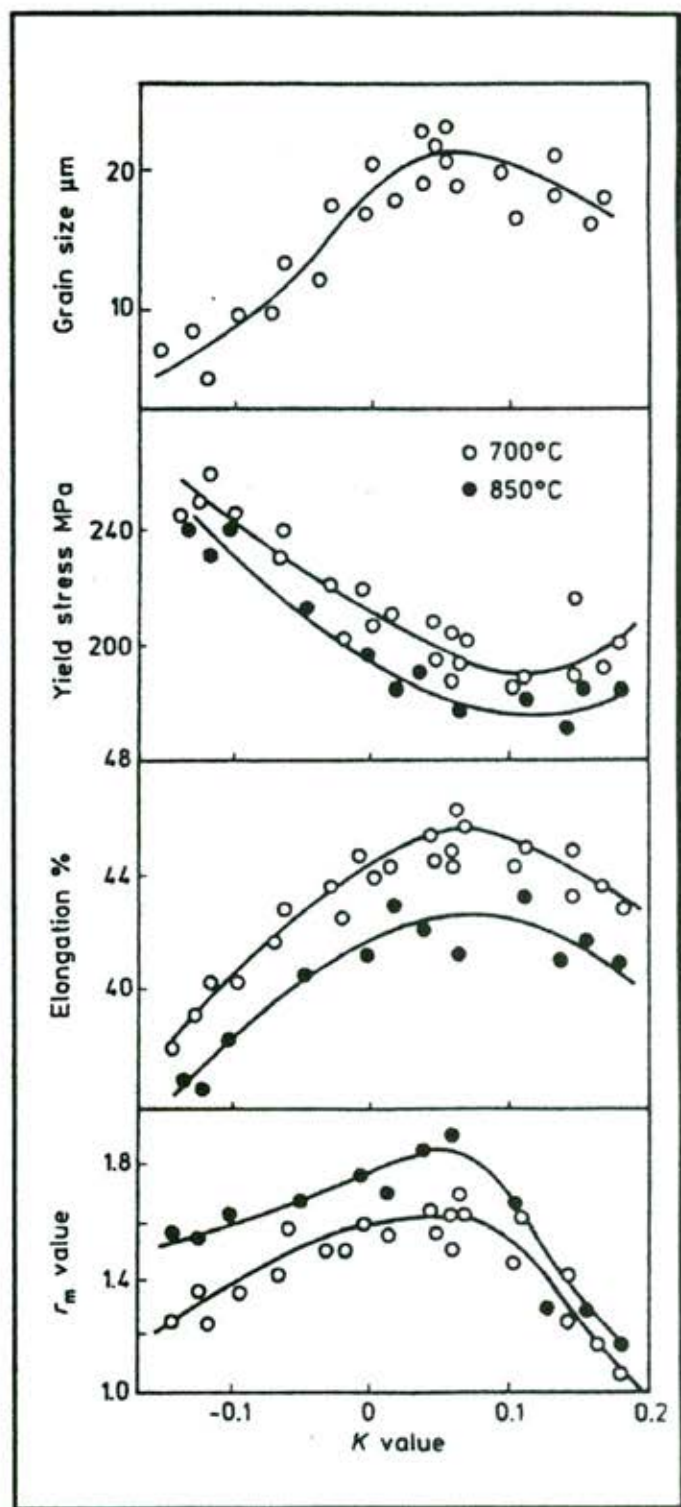


Figura 3.- Influencia del contenido de Mn sobre las propiedades mecánicas. [6].

Para valores de K ligeramente mayores que 0, se obtienen los mejores valores del límite elástico, la elongación a rotura y del índice r. En cuanto al tamaño de grano, se observa que éste aumenta a medida que aumenta K. El Mn interacciona con el C de acuerdo a lo

reportado por Hudd [6]. Al aumentar el contenido de Mn, disminuye el valor de r, aunque esta disminución se hace menos significativa a medida que disminuye el contenido de C. Además, cuando los carburos son finos, la disminución de r con el contenido de Mn es mayor. Se ha intentado explicar esta interacción a través de la formación de dipolos [7, 8] entre el átomo de Mn y el de C que serían capaces de anclar las dislocaciones a alta temperatura [9].

c) Influencia del P y del S.

Al disminuir el P y el S, aumenta la elongación a rotura y el tamaño de grano y aumenta levemente el índice r. El UTS se mantiene aproximadamente constante excepto para un contenido de P de 1000 ppm en que se produce un aumento significativo del mismo, tal como se muestra en la Figura 4.

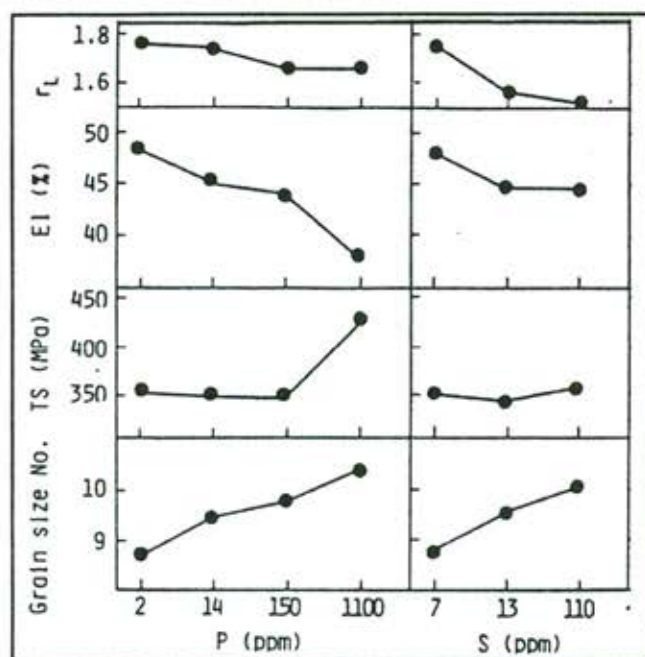


Figura 4.- Influencia del contenido de P y S para aceros con 0.05%C, 0.16%Mn y 0.08%Al, bobinados a 700°C, recocidos a 820°C durante 40 s y sobreenviejidos por 2 min. [10].

d) Influencia del nitrógeno.

En aceros calmados al Al, el nitrógeno tiende a combinarse para formar AlN que interacciona con las juntas de grano que crecen durante el crecimiento de grano tras la recristalización. Existen al menos tres formas de controlar el efecto inhibitor del crecimiento de grano de las partículas de AlN.

Uno consiste en disminuir el contenido de N en el acero bien sea por disminución de la cantidad de N o bien por la adición de elementos que fijen dicho N (B, Zr o Ti). La segunda forma consiste en utilizar una baja temperatura de empape para evitar la disolu-

ción de los AlN que estén presentes en el material antes de laminar en caliente. En tercer lugar puede actuarse sobre su tamaño de tal manera de hacerlos lo suficientemente grandes como para que sean incapaces de interactuar con la junta de grano que crece, lo que se logra con una temperatura de bobinado alta.

En la figura 5 se muestra la influencia que ejerce el contenido de aluminio sobre el esfuerzo de fluencia, a distintas temperaturas de bobinado [10].

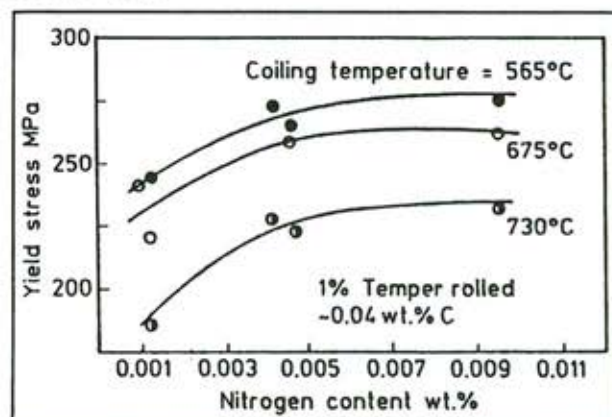


Figura 5.- Efecto del contenido de N y la temperatura de bobinado en el límite elástico de un acero calmado al Al y recocido en continuo a 760°C. 0.03 a 0.05%Al, 0.20 a 0.30%Mn, 0.015 a 0.018%S y 0.04%C [10].

Las bajas temperaturas de bobinado, aumentan el esfuerzo de fluencia. Esto se debe a que una baja temperatura de bobinado favorece la formación de precipitados finos de AlN, lo que a su vez impide el crecimiento de grano. En la misma figura se muestra que para una temperatura de bobinado constante, se aprecia un aumento del límite elástico a medida que aumenta el contenido de N lo que es una consecuencia del efecto endurecedor que como elemento intersticial posee el N.

2.2.- CONDICIONES DE CONFORMADO EN CALIENTE.

Para obtener las mejores propiedades en recocido continuo, el material de partida (antes de recocido) debe ser lo más limpio posible. El carbono debe ser lo más bajo posible y el nitrógeno debe estar precipitado [11].

a) Temperatura de empape.

La temperatura de empape debe ser baja para evitar la disolución de las partículas de AlN.

La relación que gobierna la solubilidad de AlN en la fase austenita es [12]:

$$\log [Al][N] = -(6770/T) + 1.033 \quad (2)$$

Las curvas de solubilidad de AlN en función de la temperatura, muestran el aumento de la solubilidad de AlN en austenita al subir la temperatura.

b) Temperatura de acabado de laminado en caliente.

La laminación por debajo de A_3 produce una textura en la que la componente principal es la {011}. Esta textura hace que tras la recristalización, la componente {111} sea débil. Si la última pasada de laminación se verifica por encima de A_3 , la transformación posterior a ferrita induce una textura al azar y al final del recocido continuo, se potencia la formación de la componente {111}.

c) Temperatura de bobinado.

En recocido continuo, al contrario que en recocido convencional, la temperatura de bobinado debe ser alta para promover la precipitación de Al. En la Figura 6, se muestra el aumento del índice r y de la elongación a rotura con la temperatura de bobinado. Además se puede apreciar en la misma figura la disminución en el límite elástico y en el UTS conforme aumenta la temperatura de bobinado.

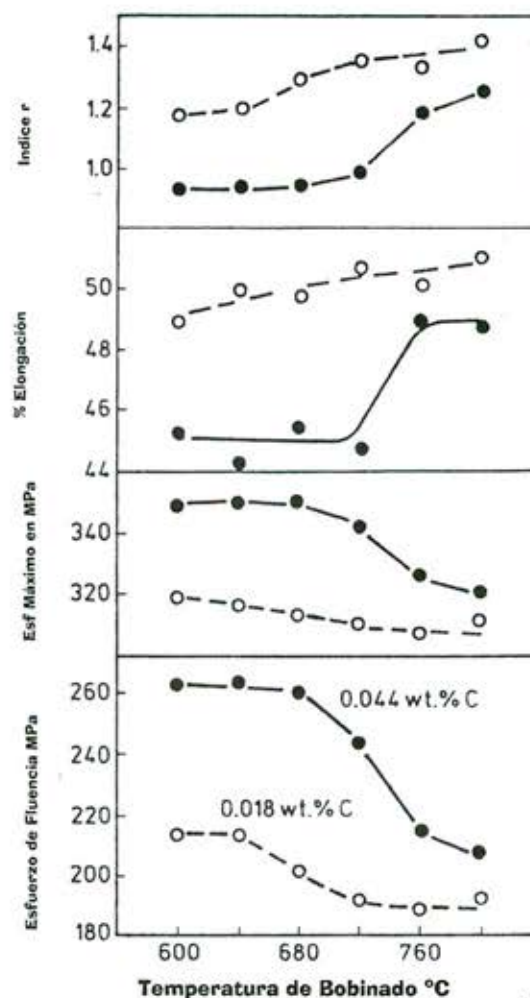


Figura 6.- Influencia de la temperatura de bobinado sobre las propiedades mecánicas de aceros recocidos en continuo a 700°C durante 1.5 min. [4]

Por otro lado, en la misma figura se aprecia cómo la disminución en la cantidad de C, acentúa estas tendencias, mejorando así las propiedades finales del material.

El aumento de la temperatura de bobinado está limitado por la tendencia del material a oxidarse y además por heterogeneidades en la velocidad de enfriamiento de los distintos puntos de la bobina.

La densidad de carburos también se ve afectada por la temperatura de bobinado. Al subir la temperatura de bobinado, los carburos tienden a precipitar más gruesos. Esto es importante ya que la morfología de los carburos tiene influencia sobre las propiedades finales del material recocido, debido a que al precipitar carburos gruesos durante el bobinado, éstos tenderán a disolverse durante el calentamiento, generando una zona de influencia alrededor de ellos [13-14]. Cuando los carburos son finos, habrá una mayor cantidad de zonas afectadas por la disolución de los mismos, haciendo que la ferrita que está recrystalizando posea más carbono en solución. Esta última situación se aleja de la situación ideal planteada anteriormente, en el sentido que las mejores propiedades en materiales recocidos en continuo se obtienen cuando la recrystalización se efectúa en una ferrita lo más limpia posible.

2.3.- CANTIDAD DE DEFORMACIÓN EN FRÍO

El aumento de la deformación en frío favorece la conformabilidad de los aceros tras recocido continuo, tal como se muestra en la Figura 7.

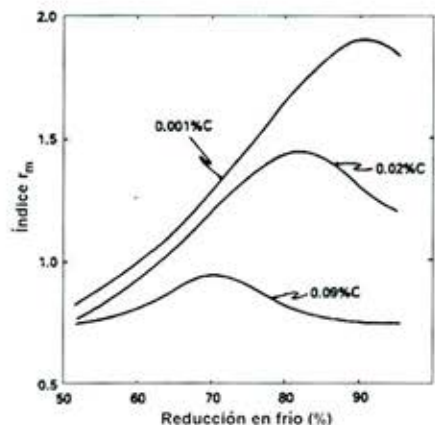


Figura 7.- Influencia de la deformación en frío en la conformabilidad de aceros recocidos en continuo. [14].

En la misma figura se muestra que para menores contenidos de C, el aumento en la cantidad de deformación en frío mejora el índice r , en tanto que para mayores contenidos de C, parece existir una

cantidad óptima de deformación en frío, que en este caso es del orden de 80%.

2.4.- VARIABLES PROPIAS DE RECOCIDO CONTINUO.

a) Velocidad de calentamiento.

La influencia de la velocidad de calentamiento durante el recocido continuo está relacionada con la temperatura de bobinado, como se mencionara anteriormente. Para aceros calmados al Al y bajas temperaturas de bobinado, los valores más altos de r se obtienen para bajas velocidades de calentamiento, es decir, condiciones de recocido convencional (en campana). En cambio, para aceros efervescentes y calmados al Al con alta temperatura de bobinado, los mayores valores del índice r se obtienen con una alta velocidad de calentamiento, es decir, condiciones de recocido continuo.

b) Temperatura y tiempo de mantenimiento.

En la figura 8 se muestra que al aumentar la temperatura de recocido, aumenta el índice r . La elongación a rotura aumenta al aumentar la temperatura de recocido para el acero con 0.044% de C y no resulta afectada en el caso del acero de 0.018% C. Al mismo tiempo se produce una disminución en el límite elástico y el UTS, circunstancia que se ve acentuada al disminuir el contenido de C.

c) Velocidad de enfriamiento intermedia.

Tras la recrystalización y crecimiento de grano debe disminuirse la cantidad de C en solución. En esta etapa es especialmente importante la velocidad de enfriamiento, que como es sabido [15-16], es lo que ha determinado la diferencia entre las tecnologías actualmente en uso en el mundo. La velocidad de enfriamiento permite controlar la textura del material cuando el recocido es intercrítico. En efecto, altas velocidades de enfriamiento producen un gran sobreenfriamiento de la austenita lo que hace que precipite ferrita cuyos granos no guardan relación con la austenita original. En cambio, para bajas velocidades de enfriamiento, la ferrita que precipita lo hace a partir de la austenita, conservando relaciones de orientación, fortaleciéndose así las texturas originales.

d) Temperatura y tiempo de sobre-envejecimiento.

El objetivo de la etapa de sobre-envejecimiento es la de rebajar la cantidad de carbono disuelto en la ferrita para evitar el fenómeno de envejecimiento por deformación (strain-ageing), durante el conformado posterior del acero. Dado que la difusividad de carbono aumenta con la temperatura y la solubilidad de C en ferrita disminuye con la temperatura, el tratamiento de sobre-envejecimiento no suele ser isotérmico, realizándose éste entre 400°C y 350°C.

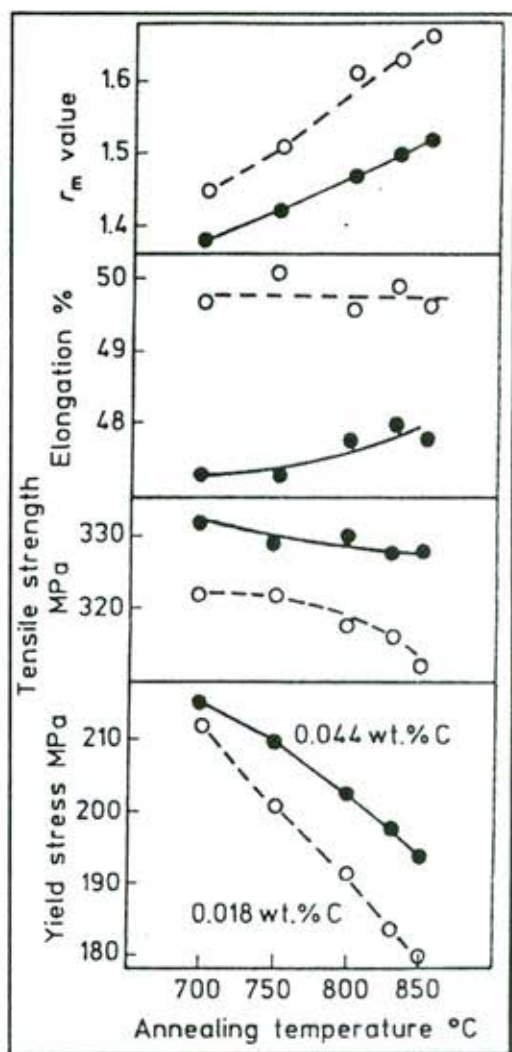


Figura 8.- Influencia de la temperatura de recocido en las propiedades mecánicas de acero calmado al Al, recocido durante 1.5 min. [4].

El tiempo de envejecimiento depende de la velocidad de enfriamiento. En la Figura 9 se muestra que para altas velocidades de enfriamiento, disminuye el tiempo de sobre-envejecimiento, debido a que en este caso aumenta la sobresaturación de C de la ferrita.

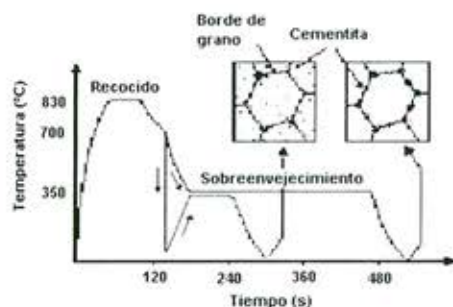


Figura 9.- Efecto de la velocidad de enfriamiento sobre el tiempo de sobre-envejecimiento y sobre la morfología de la cementita [13]

El tamaño crítico de grano para que se produzca la precipitación de los carburos dentro del mismo depende de la velocidad de enfriamiento y de la temperatura de sobre-envejecimiento. Al aumentar la velocidad de enfriamiento, disminuye el tamaño mínimo de grano para producir la precipitación de los carburos dentro del grano. Por otro lado, a medida que aumenta la temperatura de sobre-envejecimiento, aumenta el tamaño crítico de grano para producir la precipitación en el interior del grano.

Durante el recocido se produce la recrystalización y por consiguiente la aparición de nuevos granos. Además, en este caso se produce una precipitación más fina de los carburos. En cambio, para velocidades de enfriamiento menores, es menor la sobresaturación de C en ferrita, por lo que se requiere de tratamientos de sobre-envejecimiento más largos.

Finalmente, en la Tabla 1 se resumen las relaciones planteadas en la presente revisión

Tabla 1.- Resumen de las relaciones entre variables de proceso en recocido continuo y propiedades finales. [14].

Parámetro	Aceros de bajo carbono		Aceros IF
	BA	CA	BA/CA
Contenido de Carbono	bajo (*)	bajo (**)	bajo (***)
Contenido de Manganeso	bajo (*)	bajo (**)	()
Microaleantes (Al, Ti o Nb)	Al (***)	()	Ti/Nb (***)
Temperatura de Empape	alta (***)	baja (*)	baja (*)
Temperatura final de laminado en caliente	> A ₃ (**)	> A ₃ (**)	≥ A ₃ (*)
Temperatura de bobinado	baja, <600°C (***)	alta, 700°C (***)	alta (*)
Reducción en frío	≅70%	≅85%	≅90%
Velocidad de calentamiento en el recocido	20-50°C/hr (***)	5-20 °C/seg (**)	()
Máxima temperatura de recocido	≅720°C	≅850°C	≅900°C
() no crítica	(*) significativo	(**) importante	(***) vital

3.- CONCLUSIONES

Las variables más importantes en el proceso de fabricación de productos planos de acero por recocido continuo son la composición química, las temperaturas de empape, de laminado en caliente y de bobinado, el porcentaje de deformación en frío, la velocidad de calentamiento, la temperatura de recocido, las velocidades de en-

friamiento intermedio, la temperatura y el tiempo de sobrevejecimiento.

La mejor combinación de estas variables en el caso de recocido continuo no son siempre útiles para el caso de recocido convencional. Esto se deriva del hecho que en el caso de recocido continuo se requiere que el material a recocer esté lo más limpio posible, es decir, no posea elementos disueltos, al contrario de lo que se requiere en el caso de recocido convencional. En efecto, en este último, para lograr buenas propiedades de conformado, es preciso que durante el calentamiento se produzca la precipitación de AlN. Esto explica que en el caso de recocido continuo se requieran bajas temperaturas de empape y altas temperaturas de bobinado, al revés del caso de recocido convencional.

4.- REFERENCIAS

- 1.- V. Lanteri, H. Gaye, F. Moliexe, La Revue de Métallurgie, Sept. 1991, pp. 879-893.
- 2.- H.J. Bunge, Texture Analysis in Materials Science, Mathematical Methods, Butterworths & Co., 1982.
- 3.- T. Obara, S. Satoh, M. Nishida, T. Irie, Scandinavian Journal of Metallurgy, 13, 1984, pp. 201-213.
- 4.- S. Ono; O. Nozoe, T. Shimomura, K. Matsudo, De. Bramfitt and Mangonon, Met. Soc, AIME, Warrendale, Pennsylvania, 1982, pp. 99-115.
- 5.- B. Hutchinson, International Metals Reviews, Vol. 29 N°1, 1984, pp. 25-42
- 6.- R.C. Hudd, Material Science and Technology, De. F.B. Pickering, Vol. 7, 1991, pp. 219-284.
- 7.- R.K. Ray, J.J. Jonas and R.E. Hook, International materials reviews, 1994, Vol.39, N°4, pp.129-172.
- 8.- H. Abe, T. Suzuki, and S. Sodaka, J. of Iron and Steel Institute, 1983, 69, S1415.
- 9.- W.B. Hutchinson and K. Ushioda in Proc. 7th Int. Conf. On "Texture of Materials" , 409, 1984, Noordwijkerhout, Netherlands Society for Materials Science.
- 10.- Pradhan R., Metallurgy of continuous-annealed sheet steel, Ed. Bramfitt and Mangonon, Met. Soc. AIME Warrendale, Pennsylvania.
- 11.- A. Okamoto, Scandinavian Journal of Metallurgy, 13, 1984, pp. 283-288.
- 12.- M. Petite, Tesis Doctoral, Universidad de Navarra, San Sebastián, España. 1999.
- 13.- W.C. Leslie, R.L. Rickett, C.L. Dotson, C.S. Walton, Trans. ASM, 46, 1954, pp. 1470-1497.
- 14.- M. Abe, Materials Science and Technology, De. F.B. Pickering, 7, 1991, pp. 285-333.
- 15.- W.B. Hutchinson, Practical Aspects of Texture Control in Low Carbon Steel, 10th International Conference of Textures of Materials, Clausthal-Zellerfeld, Germany, sept. 1993.
- 16.- B. Seter, U. Bergstrom, B.W. Hutchinson, Scandinavian Journal of Metallurgy 13, 1984, pp. 214-219.
- 17.- I. Gutiérrez, Curso de Recocido de Aceros Laminados en Frío, CEIT, San Sebastián, España, 1994.
- 18.- P.R. Mould, De. Bramfitt and Mangonon, Met. Soc. AIME, Warrendale Pennsylvania, 1982, pp. 3-34.
- 19.- T. Obara, K. Sakata, M. Nishida, T. Irie, Kawasaki Steel Technical Report, N°12, July, 1985, pp. 25-35.

ENSAYO DE CORROSIÓN ACELERADA EN CÁMARA DE NIEBLA SALINA

G. Cifuentes^(*), C. Vargas^(*), J. Simpson^(*) y C. Henríquez^(**).

^(*)Departamento de Ingeniería Metalúrgica, Universidad de Santiago de Chile

^(**) Tecno Tip Top (Chile) S.A.



RESUMEN

Como los metales pueden experimentar corrosión cuando se encuentran expuestos a la atmósfera, esto es, reaccionan con O_2 , H_2O , CO_2 u otros componentes del aire y también por un ambiente salino, es necesario contar con adecuados revestimientos anticorrosivos, que deben ser lo más inertes posibles a las condiciones ambientales y poseer propiedades mecánicas como la adherencia al sustrato.

Para poder observar como responde un revestimiento anticorrosivo sobre un sustrato en un ambiente determinado, como lo puede ser un ambiente salino, existe el ensayo de corrosión acelerado realizado en una cámara de niebla salina.

Este ensayo se encuentra disponible en el Laboratorio de Electrometalurgia y Corrosión del Departamento de Ingeniería Metalúrgica de la USACH, ensayo que está reglamentada bajo la norma ASTM B-117, por ser la más aceptada internacionalmente. Esta cámara proporciona un ambiente corrosivo controlado que es utilizado para producir información relativa a la resistencia de corrosión de muestras de metal y recubrimientos superficiales sobre distintos metales expuestos a las condiciones de operación de la cámara.

Palabras claves: Recocido, acero, microestructuras, texturas.

INTRODUCCIÓN

El hombre en su afán de lograr mejores condiciones de vida, ha usado constantemente su ingenio durante su larga historia. Para lograr tal objetivo, mucho lo ha debido al uso de los metales que ahora forman parte de la vida cotidiana y, casi sin quererlo, se ha creado una dependencia tal que sería imposible de hablar del desarrollo y avance de la civilización moderna sin el uso de metales y aleaciones. Por lo tanto se puede decir, que se vive en una civilización basada en los metales requiriéndose que los materiales metálicos sean estables en la atmósfera terrestre y que al menos duren en uso varios años.

Sin embargo se sabe que los metales se degradan inexorablemente con el tiempo de muy diversas formas, dejan de ser funcionales, perdiendo sus propiedades mecánicas y decorativas. Algunos se disuelven en su totalidad en el medio que los envuelve. Esto involucra

el concepto de corrosión, que en un sentido amplio se refiere al deterioro de los materiales por el medio en que son usados.

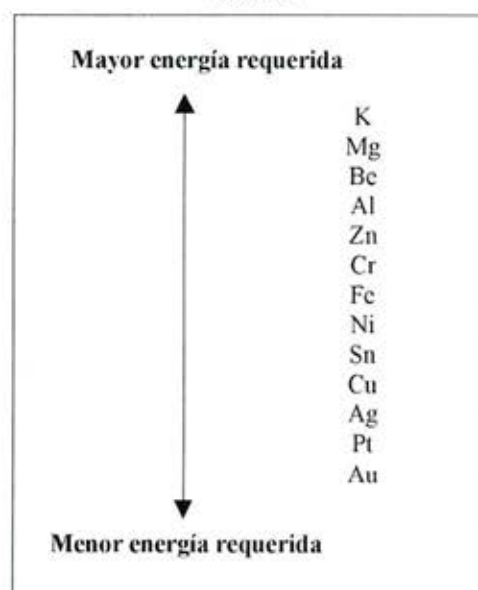
Esta definición establece que pueden corroerse materiales distintos de los metales, por ejemplo, el deterioro de la madera, cerámicas, plásticos, etc..

El fenómeno de la corrosión, para el caso de los metales, es la respuesta a la tendencia natural que tienen estos de regresar a su estado nativo (mineral, oxisal). Este regreso a su estado natural esta acompañado de un cambio en la energía libre (ΔG) del sistema, lo que corresponde al trabajo realizado o absorbido durante el proceso. Es máximo cuando el proceso se verifica reversiblemente.

La fuerza conductora que causa que un metal se oxide es consecuencia de su existencia natural en forma combinada (oxidada). Para alcanzar este estado metálico, a partir de su existencia en la

naturaleza en forma de diferentes compuestos químicos (minerales), es necesario que el metal absorba y almacene una determinada cantidad de energía. Esta energía le permitirá el posterior regreso a su estado original a través de un proceso de oxidación (corrosión). La cantidad de energía requerida y almacenada varía de un metal a otro (tabla 1). Es relativamente alta para metales como el magnesio, el aluminio y el hierro, y relativamente baja para el cobre y la plata.

Tabla 1. Lista de algunos metales ordenados respecto a la cantidad de energía requerida, para convertirlos desde su estado mineral a metálico.



De las diversas operaciones que deben realizarse para extraer el metal del mineral, la primordial se puede resumir en una sola palabra: reducción. Inversamente, las transformaciones sufridas por el metal que retorna a su estado original, también pueden resumirse en: oxidación.

El proceso de corrosión, por lo tanto, supone un retroceso de los metales refinados a sus minerales de partida. La causa está ligada a la diferencia de energía libre entre el metal refinado y el mineral de donde se ha extraído o de los compuestos que se forman como resultado de la corrosión.

El cambio en la energía libre tipo para la transformación de casi todos los óxidos metálicos es negativo, esto es, son termodinámicamente estables en atmósferas de oxígeno, mientras que los metales no lo son.

Por lo tanto, se puede decir que en medios ambientes normales, no necesariamente agresivos, la mayoría de los metales en

contacto con el medio "forman un sistema termodinámicamente inestable". A excepción de los nobles todos los demás metales en contacto con el aire deberán formar óxidos con una disminución de la energía libre.

En términos generales, la termodinámica anticipa que los metales no pueden ser usados en una atmósfera como la terrestre. La termodinámica proporciona la información de si el proceso puede o no puede ocurrir y sin mencionar la velocidad a la que éste podría ocurrir.

La cinética química o electroquímica según sea el tipo de corrosión presente, en cambio, proporciona la información sobre velocidad de desarrollo del proceso, razón por la cual resulta de mayor utilidad en los estudios de corrosión orientado sobre las formas en que la velocidad de deterioro de los metales puede ser controlada.

IMPORTANCIA DE LA CORROSIÓN

Evaluaciones llevadas a cabo por comités de expertos en corrosión y protección contra la corrosión, fijan las pérdidas anuales causadas por la corrosión en los países industrializados y en vías de desarrollo, en torno al 3,5% del producto nacional bruto. Cualquiera puede imaginarse, a partir de este dato la elevadísima cuantía de los costos originados por la corrosión, responsable de que, de 1/4 a 1/3 de la producción mundial de acero se dedique a la reposición de las estructuras metálicas deterioradas.

Estas cifras pueden considerarse todavía como excesivamente conservadoras, pues, en la mayoría de los casos, incluyen sólo los costos directos ocasionados por las medidas preventivas, de mantenimiento, o por la sustitución de las partes corroídas, siendo así que una evaluación más real debería incluir las ramificaciones primarias, como pérdida de producción, costos de las plantas durante el paro, coeficientes de seguridad en el diseño para prevenir los desgastes provocados por la corrosión, o disminución de la calidad en la producción a consecuencia de la contaminación por los productos de la corrosión, entre otras.

Por una parte la trascendencia de la corrosión, desde los enfoques técnico y económico, es enorme y, por otra, aparece como un fenómeno inevitable, en cierto sentido, al ser una respuesta de los metales a una ley natural, a una imposición termodinámica, características ambas que parecen conducir inexorablemente a una situación sin salida.

Sin dejar de ser cierto cuanto antecede, también lo es el hecho de que los daños por corrosión pueden reducirse y, a veces, evitarse incluso, por métodos de protección sancionados por la práctica y rentables económicamente, lo que, por desgracia, es mucho menos conocido de lo que debiera.

No es previsible que los mayores ahorros potenciales en los costos de la corrosión provengan de nuevos avances o descubrimientos, sino de un mejor uso de los conocimientos ya adquiridos.

En este aspecto los ensayos de corrosión acelerada pueden dar información relevante respecto del comportamiento de los diferentes materiales metálicos con sus respectivos revestimientos anticorrosivos y dar, de esta manera, la respuesta necesaria según sea el caso.

CORROSIÓN ELECTROQUÍMICA

La corrosión electroquímica, forma más común de ataque de los metales, ocurre cuando los átomos de metal pierden electrones y se convierten en iones, en presencia de un medio acuoso. Tal corrosión es un proceso espontáneo que denota la existencia de una zona anódica (que sufre la corrosión), una zona catódica y un electrolito. En este proceso se crea un circuito eléctrico y el sistema se conoce como una celda electroquímica.

La corrosión más frecuente es toda de naturaleza electroquímica y es producto de la formación de multitud de zonas anódicas y catódicas sobre la superficie metálica, siendo el electrolito, caso de no estar el metal sumergido o enterrado, el agua de condensación de la atmósfera, para lo cual se necesita que la humedad relativa del aire sea del orden del 70% o superior.

Una celda electroquímica consta de cuatro componentes principales:

- El término ánodo, se emplea para describir aquella porción de una superficie metálica (figura 1) en la que tiene lugar la corrosión (disolución) y en la cual se liberan electrones como consecuencia del paso del metal en forma de iones, al electrolito.
- El término cátodo, se aplica a la porción de una superficie metálica (figuras 2 y 3) que recibe los electrones del circuito mediante una reacción catódica.
- Conexión eléctrica. El ánodo y el cátodo deben estar conectados eléctricamente, por lo general por contacto físico, para permitir el flujo de electrones del ánodo al cátodo.

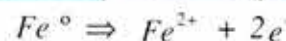
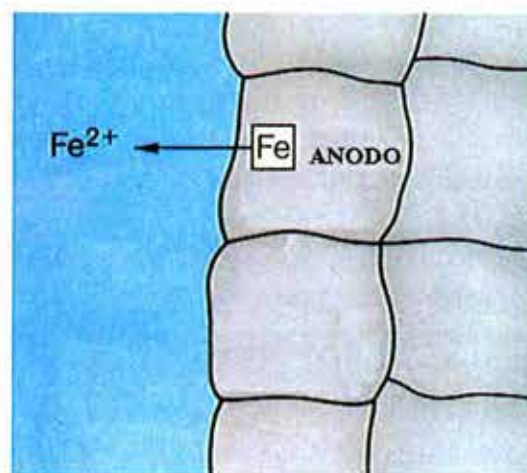


Figura 1. Proceso Anódico del Fe.

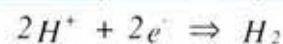
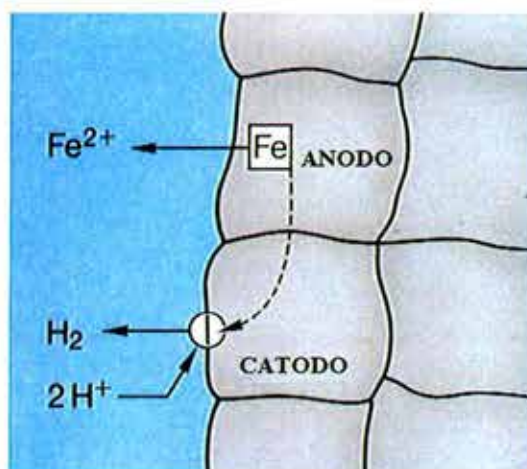


Figura 2. Proceso Catódico Ácido

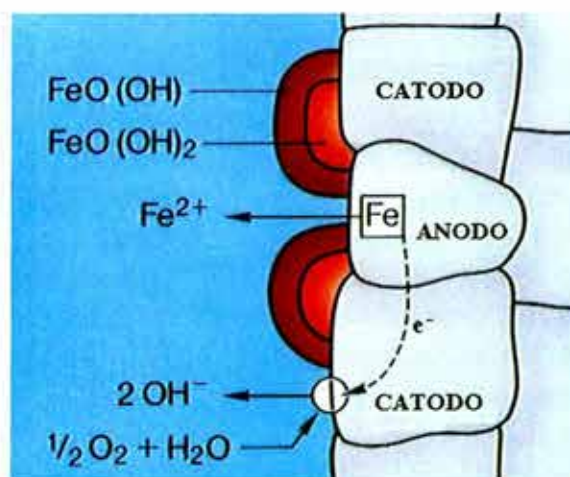


Figura 3. Proceso Catódico Alcalino.

- Un electrolito debe estar en contacto tanto con el ánodo como con el cátodo. El electrolito es un conductor y por tanto cierra el circuito. Así, éste proporciona el medio para que los iones metálicos salgan de la superficie del ánodo y a la vez asegura que estos se muevan hacia el cátodo para aceptar electrones.

Esta descripción de una celda electroquímica define la corrosión electroquímica. Los componentes esenciales se presentan en la figura 4. Las flechas representan corrientes eléctricas (no electrones) fluyendo a la solución por conducción iónica desde el ánodo (-) al cátodo (+) y regresando desde cátodo al ánodo a través del metal conductor electrónico.

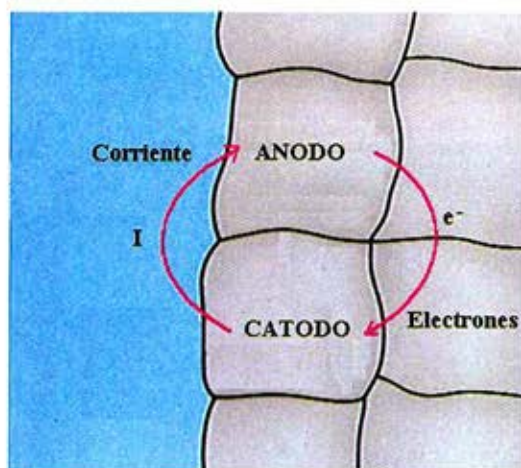


Figura 4. Flujo de electrones y de la corriente en el proceso de corrosión metálica del tipo electroquímica.

ENSAYO EN CÁMARA DE NIEBLA SALINA

Como se mencionó anteriormente, las pérdidas económicas resultantes de la corrosión son cuantiosas. Tales pérdidas no son sólo directas, sino también indirectas, como interrupciones de producción en las operaciones de producción.

Como los metales pueden experimentar corrosión cuando se encuentran expuestos a la atmósfera, esto es, reaccionan con O_2 , H_2O , CO_2 u otros componentes del aire y también por un ambiente salino como ocurre en zonas costeras o por la acción directa del agua de mar. Es necesario contar con adecuados revestimientos anticorrosivos, que deben ser lo más inertes posibles a las condiciones ambientales y poseer propiedades mecánicas tan importantes como la adherencia al sustrato.

Es por esto que la industria se preocupa de contar con las técnicas adecuadas de control de calidad y desarrollar nuevas formulaciones para sus productos.

Para observar como responde un revestimiento anticorrosivo aplicado sobre un sustrato en un ambiente determinado, tal como un ambiente salino, existe el ensayo de corrosión acelerada, que se realiza en una cámara de niebla salina.

Esta cámara da la posibilidad de observar rápidamente si las piezas protegidas superficialmente presentan fenómenos de penetración bajo la capa de protección. Y si en los puntos de difícil acceso de la pieza, se alcanza una cobertura suficiente del recubrimiento, con la calidad de protección superficial prevista.

Su construcción, instalación y operación, está reglamentada bajo la norma ASTM B-117, que es la más utilizada internacionalmente. Esta cámara, provee un medio corrosivo controlado que permite recabar información relativa a la resistencia a la corrosión de muestras metálicas y recubrimientos superficiales sobre distintos metales expuestos a las condiciones de operación de la cámara.

Condiciones de Operación

- *Cantidad de niebla salina:* La solución salina atomizada no deberá incidir directamente en las muestras a ensayar y la cantidad de niebla será tal que por cada 80 cm^2 de área horizontal de recolección, se recoja en cada recipiente de 1 a 2 ml de solución por hora, basando en un promedio de 16 horas. Al menos 2 colectores de niebla serán colocados en la zona de exposición donde no gotee solución desde las muestras.
- *Concentración de la solución y pH:* La concentración de NaCl será de $5 \pm 1\%$ en peso, el pH de la solución deberá ser 6,5 a 7,2.
- *Temperatura:* La zona de exposición deberá mantenerse a 35°C . La temperatura dentro de la zona de exposición de una cámara cerrada deberá ser controlada a lo menos dos veces al día con una diferencia de 7 horas.

Componentes de la Cámara de Niebla Salina

Tiene varios componentes, pero ciertos accesorios pertinentes son requeridos para un buen funcionamiento y proporcionar un control consistente de los resultados.

El gabinete o cuba interior consiste en una sola pieza de metacrilato (acrílico) transparente inatacable por la atmósfera salina. Su tejado forma un ángulo de 90° (ángulo recto), asegurando que todas las gotas condensadas en ella discurren, naturalmente, hacia las paredes interiores, evitando el goteo sobre las muestras en proceso de ensayo. Además, su reducido peso permite una fácil apertura sin necesidad de útiles o equipo auxiliar. La tapa cierra sobre

un borde acanalado (sello de agua) el cual asegura un cierre adecuado para el desarrollo del ensayo. (ver figura 6).

El acrílico es elegido por su permeabilidad al paso de la luz, su resistencia a la intemperie, su resistencia a los golpes, unidos a su sencilla mecanización, que lo hacen muy aplicable para la construcción del gabinete de la cámara. Además sus propiedades (tabla 2) lo hacen estable en un ambiente corrosivo severo. Las propiedades más importantes de los acrílicos son:

- (a) Atacado solamente por alta concentración de ácidos oxidantes
- (b) Atacado por NH_3
- (c) Soluble en acetona, ésteres, aromatizantes e hidrocarburos

Atomizador: Este es el encargado de producir la pulverización de la solución para así obtener la niebla salina al interior de la cámara.

El principio del atomizador es una aplicación directa de la ecuación de Bernoulli, cuyo fenómeno opera de la forma descrita en la figura 5, donde la corriente de aire que pasa por encima de un tubo abierto reduce la presión en la parte superior del tubo. La disminución de la presión provoca que el líquido suba hasta donde pasa la corriente de aire. Ahí el líquido es dispersado en forma de rocío de gotas finas.

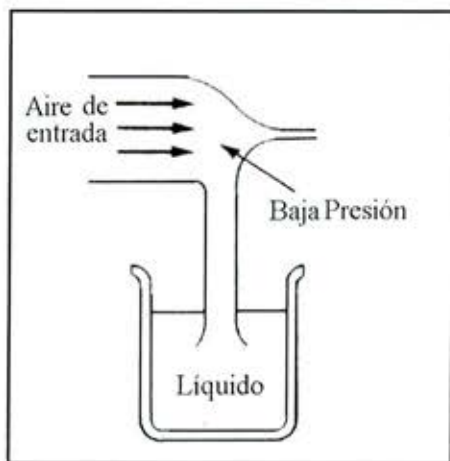


Figura 5. Una corriente de aire que pasa sobre un tubo inmerso en un líquido provocará que el líquido suba como se muestra en la figura

La densidad, finura y uniformidad de la pulverización son factores de gran importancia que se debe procurar mantener constantes. Para tal fin, ha resultado extremadamente útil la instalación de deflectores que filtran las gotas grandes que puedan salir de la boquilla del atomizador.

Otros factores muy importantes de tener en cuenta en el uso y

manejo de estos atomizadores, son las impurezas que pueda contener el aire y la posible cristalización de la solución salina, las cuales pueden bloquear los surtidores si no se adoptan las debidas precauciones. La solución salina debe filtrarse antes de ser admitida en el depósito, y el aire comprimido debe pasar por un filtro para dejarlo libre de grasa, aceite y polvo.

Calefactor: Este es el encargado de entregar la energía necesaria para lograr la temperatura requerida del ensayo. El calefactor por lo general está confeccionado de acero inoxidable.

Todos los aceros inoxidables contienen el cromo suficiente para darles sus características de inoxidables. Muchas aleaciones inoxidables contienen además níquel para reforzar aun más su resistencia a la corrosión. Estas aleaciones son añadidas al acero en estado de fusión para hacerlo "inoxidable en toda su masa". Por este motivo, los aceros inoxidables no necesitan ser chapeados, ni pintados, ni de ningún otro tratamiento superficial para mejorar su resistencia a la corrosión. En el acero inoxidable no hay nada que se pueda pelar, ni desgastar, ni saltar y/o desprenderse.



Figura 6. Vista exterior de la cámara de niebla salina.

Las probetas con recubrimientos protectores tipo pinturas ensayadas en la cámara de niebla salina, son evaluadas periódicamente según las normas ASTM D-610 y ASTM D-714. La primera norma nos indica el grado de corrosión existente en la probeta ensayada, la segunda norma en cambio, se utiliza para determinar la formación de ampollas en probetas pintadas. La figura 7 presenta el interior de la cámara con la disposición de las probetas en ángulos de 45° respecto de la horizontal con el fin de permitir que la solución escurra libremente por sobre la superficie de la probeta.

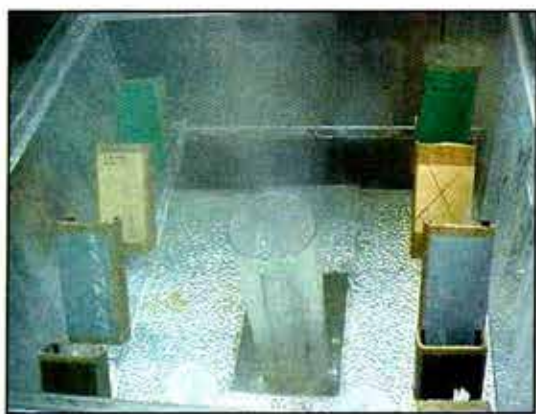


Figura 7. Vista interior de la cámara de niebla salina en funcionamiento.

Las figuras 8 y 9 presentan el estado de probetas pintadas con diferentes pinturas de terminación, obsérvese la cruz de Evans (rayaduras en forma de equis) que tienen las probetas, este rayado está de acuerdo a las normas antes mencionadas.



Figura 8. Acero al carbono recubierto con pintura del tipo alquídica como terminación.

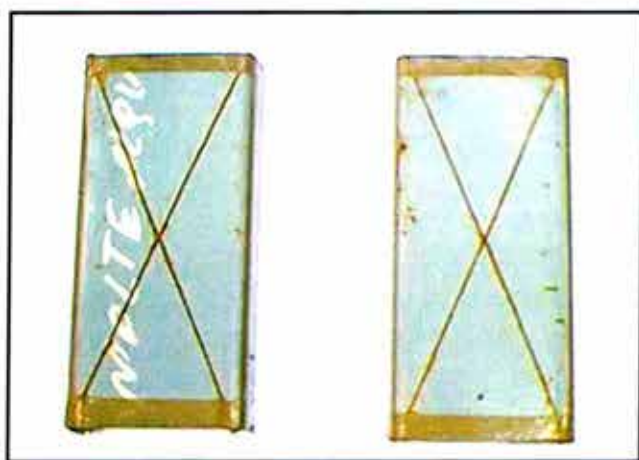


Figura 9. Acero al carbono recubierto con esmalte de poliuretano como pintura de terminación.

COMENTARIOS GENERALES

La cámara de niebla salina representa un método de ensayo acelerado de corrosión que permite evaluar el comportamiento a la corrosión de metales, aleaciones y sus recubrimientos protectores en períodos de tiempo que van desde 100 hasta las 350 horas en ensayos típicos de recubrimientos con pinturas por ejemplo. Los tiempos empleados en este tipo de ensayo contrasta con la realidad en varias órdenes de magnitud, ya que para el caso específico de recubrimientos con pinturas los tiempos normales de respuesta en condiciones de uso en el ambiente atmosférico son del orden de años y/o décadas.

Esto es debido fundamentalmente a que la pintura es una protección anticorrosiva que trata de impedir o mitigar el proceso corrosivo del sustrato metálico por alguno de los efectos que se discuten a continuación:

- **Efecto Barrera:** Con la aplicación de un recubrimiento de pintura se trata de aislar la superficie metálica del medio corrosivo (evitar la presencia de un electrolito), rara vez se consigue plenamente. Todas las películas orgánicas son permeables en cierto grado al oxígeno y al agua, elementos fundamentales para el desarrollo de la corrosión metálica. Sin embargo, una buena selección de la pintura puede dar lugar a bajas velocidades de transmisión.
- **Resistencia Iónica:** La corriente de las pilas de corrosión puede reducirse a niveles muy bajos por el impedimento (polarización de concentración) que la película de pintura ofrece al movimiento de los iones del electrolito que se forma en la interfase metal/pintura. Este efecto actúa suprimiendo, la conducción iónica entre los ánodos y los cátodos.
- **Efecto inhibidor:** Los inhibidores pueden actuar sobre el proceso de corrosión de modo directo o indirecto. La acción directa corresponde a los inhibidores llamados solubles que promueven el mantenimiento de una película pasiva superficial protectora de óxido sobre el metal. La acción indirecta la efectúan los inhibidores llamados básicos, vía la formación de compuestos insolubles por su reacción con los productos o subproductos como resina o pigmentos contenidos en la pintura. Mediante cualquiera de estas acciones se consigue polarizar los ánodos y/o los cátodos de las pilas de corrosión que se forman, una vez que el electrolito ha difundido a través del recubrimiento, reduciéndose por tanto la intensidad del proceso corrosivo.
- **Efecto de protección catódica:** Ciertas pinturas están formuladas a base de pigmentos metálicos (usualmente cinc) que actúan como ánodo en beneficio del soporte metálico que actúa como cátodo. En el caso de los aceros, la disolución metálica se produce en los ánodos mientras que los cátodos permanecen inalterados. Es este el mecanismo básico de la protección catódica, en que toda la superficie metálica se protege por hacerla actuar como cátodo.

ANÁLISIS TERMOFLUIDODINÁMICO-MICROESTRUCTURAL DE PROCESO DE SOLIDIFICACIÓN DE FUNDICIONES GRISES*

Diego Celentano¹, Bernd Schulz² y Marcela Cruchaga¹

¹Depto. de Ing. Mecánica, Universidad de Santiago de Chile, Santiago, Chile. dcelenta@lauca.usach.cl

²Depto. De Ing. Metalúrgica, Universidad de Santiago de Chile, Chile. bschulz@lauca.usach.cl

*Trabajo presentado en las JORNADAS SAM/CONAMET/SIMPOSIO MATERIA 2003



RESUMEN

En este trabajo se presenta un análisis numérico de los fenómenos interdependientes de convección natural, balance térmico y evolución de microestructuras que tienen lugar en el proceso de solidificación de fundiciones grises hipoeutécticas. El análisis incluye modelos clásicos de formación de la austenita primaria y de la solidificación eutéctica de grafito y cementita. Se estudia en particular la influencia de la convección natural y del valor del coeficiente de transferencia de calor pieza-molde en la respuesta térmico-microestructural de una pieza cilíndrica fundida en un molde de arena. Se comparan curvas de enfriamiento y evolución de las distintas variables microestructurales: fracciones volumétricas de las fases, densidad y radio de grano eutécticos.

Palabras claves: fundición y solidificación

1. INTRODUCCIÓN

Las condiciones de transferencia de calor en la interfaz pieza-molde de un sistema de fundición juegan un rol fundamental en el proceso de solidificación. La determinación experimental de los coeficientes de transferencia h en dicha interfaz es una tarea compleja que normalmente se lleva a cabo a través de un análisis inverso que, en general, requiere de una cuidadosa instrumentación con numerosos termopares a posicionarse tanto en la pieza como en el molde. Es común en dicho análisis inverso realizar un balance térmico que desprecia el fenómeno de convección natural que pudiera producirse en el material en estado líquido. Es bien sabido, sin embargo, que el efecto de convección del material fundido puede, bajo ciertas condiciones, llegar a provocar aumentos considerables en las tasas de transferencia de calor de la pieza al molde. En este caso, entonces, la medición de h aplicando la técnica antes mencionada no proporcionaría valores confiables para esa variable ya que los mismos dependerían del campo de velocidades existente en la pieza.

En este trabajo se simulan los fenómenos interdependientes de convección natural, balance térmico y evolución de microestructuras

que tienen lugar en el proceso de solidificación de fundiciones grises hipoeutécticas. Se analiza la influencia de la convección y del valor del coeficiente de transferencia de calor pieza-molde en la respuesta térmico-microestructural de una pieza cilíndrica fundida en un molde de arena a través de la comparación de las curvas de enfriamiento y evolución de las distintas variables microestructurales.

2. FORMULACIÓN MATEMÁTICA

El modelo que aquí se presenta sigue los lineamientos generales de [1]. El mismo ha sido cualitativamente validado en el análisis de la solidificación de una cavidad. Por otro lado, es importante destacar que dicho modelo ha sido experimentalmente validado en forma cuantitativa para diversos problemas en donde no se ha considerado el efecto de convección natural [2,3].

El análisis termofluidodinámico-microestructural del proceso de solidificación de fundiciones grises hipoeutécticas que tiene lugar en la cavidad de un molde puede ser descrito por las siguientes ecuaciones [1]:

- balance de la cantidad de movimiento:

$$\rho \frac{Dv}{Dt} + \nabla p - \nabla \cdot (2\mu\epsilon) = \rho b \quad (1)$$

- continuidad (fluido incompresible):

$$\nabla \cdot v = 0 \quad (2)$$

- balance de energía:

$$\rho c \frac{DT}{Dt} + \rho L \frac{Df_{pc}}{Dt} = \nabla \cdot (k\nabla T) + \rho r \quad (3)$$

junto con adecuadas condiciones de contorno, condiciones iniciales y una apropiada relación constitutiva microestructural para la función de cambio de fase f_{pc} . En estas ecuaciones, ρ es la densidad, v es el vector de velocidad, p es la presión, μ es la viscosidad dinámica, ϵ es el tensor tasa de deformación, ∇ es el operador gradiente y $D(\cdot)/Dt = \partial(\cdot)/\partial t + \nabla(\cdot) \cdot v$ representa el símbolo de derivada material. Se supone que la fuerza de volumen viene dada por la conocida aproximación de Boussinesq: $b = g[1 - \alpha(T - T_{ref})]$, donde g es el vector de gravedad, α es el coeficiente de dilatación volumétrica, T es la temperatura y el subíndice *ref* indica valores de referencia. Además, c es el calor específico, L es el calor latente específico, k es el coeficiente isotrópico de conducción y r es una fuente de calor específica.

Las ecuaciones (1)-(3) deben resolverse en el dominio ocupado por la fundición. En el molde, sólo se considera a la ecuación (3) suponiendo que $v=0$ y $f_{pc}=0$. La solución de ambos grupos de ecuaciones se lleva a cabo en el contexto del método de elementos finitos (ver [1,4] para más detalles) para el intervalo de tiempo que dura la solidificación de la pieza.

A continuación se presenta en forma sucinta el modelo microestructural adoptado para la obtención de la evolución de f_{pc} y de las distintas variables microestructurales que se suponen gobiernan el fenómeno de cambio de fase de la fundición gris hipoeutéctica.

3. MODELO MICROESTRUCTURAL

Se adopta la siguiente expresión para el término de cambio de fase [1]:

$$\rho L \frac{Df_{pc}}{Dt} = -\rho_a L_a \frac{Df_a}{Dt} - \rho_g L_g \frac{Df_g}{Dt} - \rho_c L_c \frac{Df_c}{Dt} \quad (4)$$

donde los subíndices a , g y c aplicados a la densidad, calor latente específico y fracción volumétrica se refieren a la austenita primaria, grafito eutéctico y cementita eutéctica, respectivamente. En este contexto, la fracción líquida se define como:

$$f_l = 1 - f_a - f_g - f_c \quad (5)$$

El cálculo de las fracciones volumétricas se divide en dos etapas: a) desarrollo de la austenita primaria entre el rango de temperaturas dado por las temperaturas líquidas y eutéctica estable y b) desarrollo de los eutécticos de grafito y cementita por debajo de las respectivas temperaturas de equilibrio. Las leyes para la determinación de f_a , f_g y f_c se presentan en los apartados 3.1 y 3.2.

Se supone que la viscosidad de las fases líquida y pastosa viene dada por:

$$\mu = \frac{\mu_l}{f_l} \quad (6)$$

donde μ_l es la viscosidad dinámica de la fundición en estado líquido. Se acepta normalmente que esta expresión es adecuada para describir el comportamiento de la zona pastosa sólo para el caso de solidificación equiaxial [1]. Dicha morfología, sin embargo, es la que mayoritariamente se produce en fundiciones coladas en moldes de arena como la que se pretende analizar en este trabajo.

3.1. SOLIDIFICACIÓN DE LA AUSTENITA PRIMARIA

La fracción volumétrica de austenita primaria puede ser calculada a través de la regla de la palanca:

$$f_a = \frac{1}{1 - k'} \frac{T - T_l}{T - T_{gs}} \quad (7)$$

donde k' es el coeficiente de partición en equilibrio del diagrama *Fe-C*, T_l es la temperatura líquida y T_{gs} es la temperatura correspondiente a la intersección de la extrapolación de las curvas de temperatura líquidas y sólidas. Dichos parámetros vienen dados por:

$$k' = \frac{2.1 - 0.2165 \%Si}{4.26 - 0.3167 \%Si} \quad (8)$$

$$T_l = 1569^\circ C - 97.3(\%C + 0.25 \%Si) \quad (9)$$

$$T_{gs} = 1618^\circ C - 15.0332 \%Si \quad (10)$$

donde $\%Si$ y $\%C$ se refieren a los contenidos iniciales de silicio y carbono, respectivamente. De acuerdo a las justificaciones dadas en [1], se supone que dichos contenidos no cambian durante la solidificación. Además, es importante resaltar que en el presente modelo f_a depende exclusivamente de la temperatura y de la composición de la fundición ya que la ecuación (7) es insensible a la velocidad de enfriamiento.

3.1. SOLIDIFICACIÓN EUTÉCTICA

La determinación de las fracciones eutécticas f_g y f_c se determinan por medio de la siguiente expresión:

$$f_{g/c} = \frac{4}{3} \pi N_{g/c} R_{g/c}^3 \quad (11)$$

donde N es la densidad de grano y R es su radio. Para un volumen representativo de la microestructura, en este modelo se supone que los granos o celdas eutécticas nuclean al mismo tiempo y crecen posteriormente en forma de esferas que no se chocan entre sí. Las leyes de nucleación y crecimiento se detallan a continuación.

Modelo de nucleación

Se ha observado experimentalmente que la nucleación se completa en intervalos pequeños de subenfriamientos. Por lo tanto, es necesario plantear un modelo de nucleación heterogénea casi-instantánea que reproduzca dicho efecto. Así, la evolución de N , válida tanto para la nucleación del grafito como de la cementita, puede escribirse como:

$$\frac{DN_{g/c}}{Dt} = A_{g/c} n_{g/c} \langle T_{g/c} - T \rangle^{(n_{g/c}-1)} \left\langle -\frac{DT}{Dt} \right\rangle \quad (12)$$

donde $A_{g/c}$ y $n_{g/c}$ son parámetros de nucleación, $T_{g/c}$ indica las temperaturas de equilibrio correspondientes al grafito y cementita y $\langle \cdot \rangle$ son los paréntesis de Macaulay ($\langle x \rangle = x$ si $x > 0$ and $\langle x \rangle = 0$ si $x \leq 0$) [1]. Las correlaciones para dichas temperaturas son:

$$T_g = 1135.06^\circ\text{C} + 13.89\%Si - 2.05\%Si^2 \quad (13)$$

$$T_c = 1138.2^\circ\text{C} - 6.93(2.5\%C + \%Si) - 1.717(\%Si + 2.5\%P)^2 \quad (14)$$

donde $\%CE = \%C + 0.33(\%Si + \%P)$ es el carbono equivalente ($\%P$ es el contenido inicial de fósforo). Debe notarse que la ecuación (12) depende explícitamente del grado de subenfriamiento $\langle T_{g/c} - T \rangle$ y de la velocidad de enfriamiento. Además, esta ecuación indica que el grano sólo puede crecer y esto únicamente es posible para subenfriamientos positivos y velocidades de enfriamiento negativas.

Con esta definición, la nucleación termina (es decir, $\frac{DN_{g/c}}{Dt} = 0$) en el punto de recalescencia. También debe notarse que entre T_g y T_c sólo nuclea grafito eutéctico mientras que por debajo de T_c ambos eutécticos pueden nuclearse.

Modelo de crecimiento

La evolución de los radios eutécticos se puede definir como:

$$\frac{DR_{g/c}}{Dt} = B_{g/c} \langle T_{g/c} - T \rangle^{m_{g/c}} \quad (15)$$

donde $B_{g/c}$ y $m_{g/c}$ son parámetros de crecimiento. Se ha observado experimentalmente que la tasa de crecimiento de la cementita es bastante mayor que la del grafito. Por lo tanto, para similares subenfriamientos, se tiene que $B_g \approx 0.1 B_c$.

4. SIMULACIÓN DEL PROCESO DE SOLIDIFICACIÓN DE UNA FUNDICIÓN GRIS

El objetivo de este análisis es la cuantificación de la influencia de la convección natural y del valor del coeficiente de transferencia de calor pieza-molde en la respuesta térmico-microestructural de una pieza cilíndrica fundida en un molde de arena (la descripción completa de la situación física del problema puede encontrarse en [5]). Para tal fin se realizan básicamente dos tipos de análisis denominados TS y TFS:

- 1) TS: análisis térmico-microestructural, es decir, se desprecia el acoplamiento existente entre las ecuaciones (1,2) y (3). En este caso, entonces, sólo se resuelve la ecuación 3 junto con el modelo microestructural considerando que no hay convección natural en el líquido fundido ($v=0$).
- 2) TFS: análisis termofluidodinámico-microestructural. Este caso contempla la resolución acoplada del modelo completo descrito anteriormente.

Además, para ambos casos se realizan simulaciones para dos valores distintos del coeficiente de transferencia de calor b de la interfaz pieza-molde: $b_1 = 1000 \text{ W/m}^2\text{C}$ y $b_2 = 340 \text{ W/m}^2\text{C}$.

A continuación se muestran curvas de evolución de distintas variables para un punto del eje de la pieza situado aproximadamente a la mitad de su altura. Para facilitar la comparación de respuestas, se toma como referencia a la solución del análisis TS con b_1 .

En la Figura 1 se grafica la evolución de la temperatura. Se aprecia que la respuesta correspondiente a TFS- b_1 presenta velocidades de enfriamiento mayores que en el caso TS- b_1 , ya que aquella se ve considerablemente afectada por la convección natural. En este caso, por lo tanto, se tiene que el acoplamiento entre las ecuaciones (1,2) y (3) es importante (dicho acoplamiento está cuantificado por

el número de Rayleigh que en este problema es del orden de 10^5). Nótese, sin embargo, que el comportamiento obtenido para TFS- b_2 es similar al de referencia. Esta situación pone de manifiesto la importancia de la transferencia de calor para el caso TS- b_2 que, como era de esperar, es mucho más lenta.

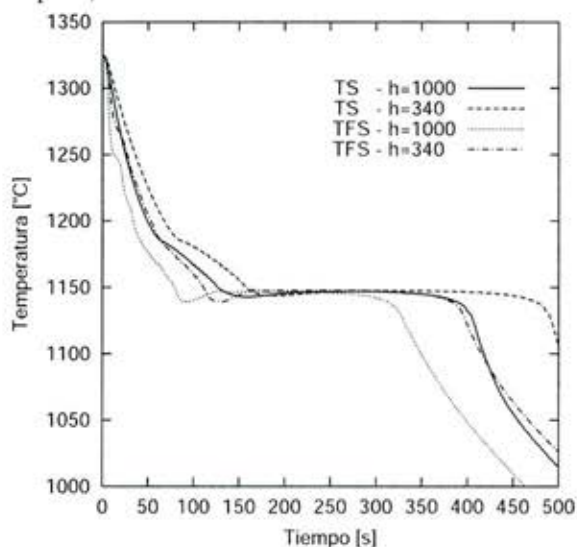


Figura 1: Evolución de la temperatura.

Las Figuras 2, 3 y 4 muestran la evolución de las fracciones f_r , f_a y f_g , respectivamente (f_c es nula para los cuatro casos estudiados). Una vez más, se aprecia la similitud entre las respuestas dadas por TS- b_1 y TFS- b_2 . En particular, el tiempo de solidificación no se ve prácticamente afectado para estos dos casos mientras que en las respuestas de TS- b_2 y TFS- b_1 es posible observar un respectivo aumento y disminución del mismo.

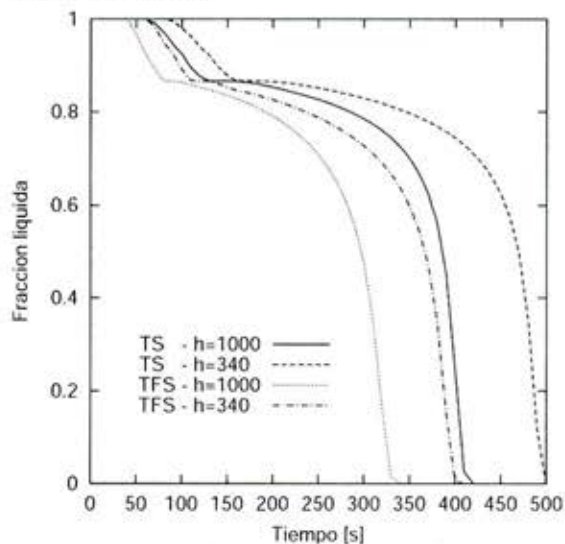


Figura 2: Evolución de la fracción líquida.

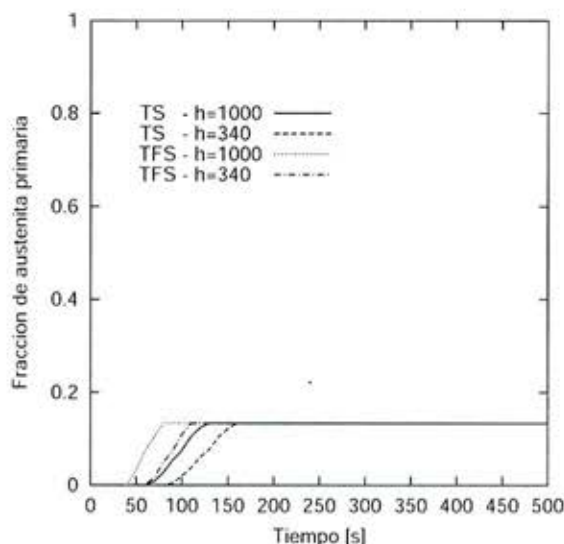


Figura 3: Evolución de la fracción de austenita primaria.

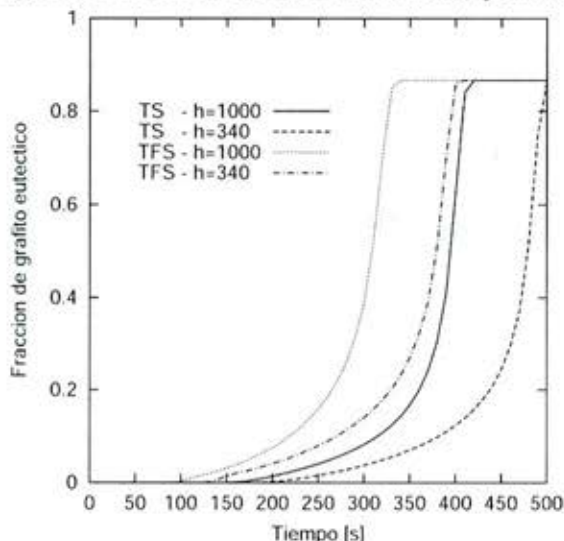


Figura 4: Evolución de la fracción de grafito eutéctico.

En las Figuras 5 y 6 se presenta evolución de N_g y R_g , respectivamente. Si bien la densidad de núcleos obtenidos con TS- b_1 y TFS- b_2 son diferentes, los respectivos radios de grano finales son muy similares entre sí confirmando nuevamente las tendencias mostradas en las curvas anteriores. En la Figura 5 se aprecia además que los análisis que incorporan el efecto de convección natural (TFS- b_1 y TFS- b_2) predicen un subenfriamiento mayor al comienzo de la nucleación que el correspondiente a los análisis simplificados (TS- b_1 y TS- b_2). Este último hecho también es observable en la Figura 1.

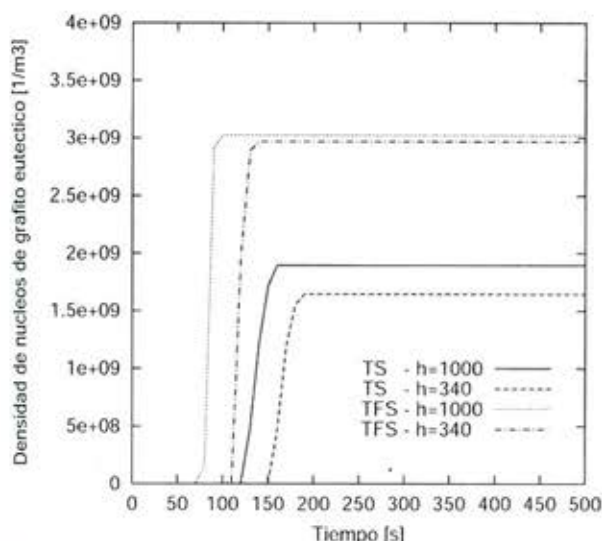


Figura 5: Evolución de la densidad de grano de grafito eutéctico.

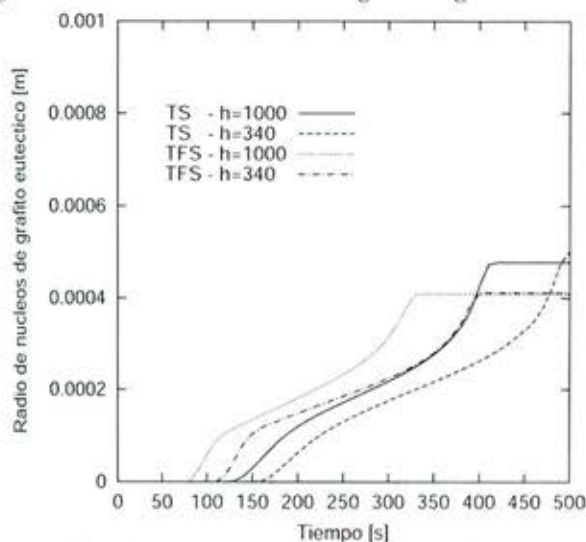


Figura 6: Evolución del radio de grano de grafito eutéctico.

En general, la similitud existente entre las respuestas $TS-b_1$ y $TFS-b_2$ pone de manifiesto que, si bien el análisis $TFS-b_2$ es más realista al tener en cuenta el fenómeno de convección natural, es posible también realizar una adecuada descripción del comportamiento térmico-microestructural de la fundición a través del análisis simplificado $TS-b_1$ considerando un valor ficticiamente alto para el coeficiente de transferencia de calor que incorpore intrínsecamente el efecto del transporte de energía causado por el campo de velocidad en el material en estado líquido.

5. CONCLUSIONES

En el presente trabajo se ha llevado a cabo la simulación de los fenómenos interdependientes de convección natural, balance térmico y evolución de microestructuras que tienen lugar en el proceso de solidificación de fundiciones grises hipoeutécticas. Se ha analizado en particular la influencia de la convección y del valor del coeficiente de transferencia de calor pieza-molde en la respuesta térmico-microestructural de una pieza cilíndrica fundida en un molde de arena. De dicho análisis se concluye que si bien la consideración del fenómeno de convección natural es relevante, es posible lograr una adecuada descripción del comportamiento térmico-microestructural de la fundición a través de un análisis simplificado que, despreciando el efecto de la velocidad, considere un valor ficticiamente alto para el coeficiente de transferencia de calor que incorpore intrínsecamente dicho efecto.

6. AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen los apoyos brindados por DICYT-USACH y por CONICYT (Proyecto Fondecyt 1020026) para el desarrollo de este trabajo.

7. REFERENCIAS

- [1] Celentano D. and Cruchaga M.: "A thermally coupled flow formulation with microstructural evolution for hypoeutectic cast iron solidification", *Metallurgical and Materials Transactions B*, Vol. 30B, 731-743 (1999).
- [2] Jansson M., Parada Á., Celentano D., Schulz B., Bustos Ó. y Monsalve A.: "Análisis de la solidificación de la fundición gris bajo distintas velocidades de enfriamiento", *anales de XI CONAMET*, 15-20 (2000).
- [3] Bermúdez R., Schulz B. y Celentano D.: "Estudio térmico-microestructural de la solidificación de fundiciones grises", *anales de CONAMET/SAM-SIMPOSIO MATERIA 2002* (2002).
- [4] Celentano D. and Cruchaga M.: "Vulcan: Coupled Thermomechanical Finite Element Analysis for Solidification Problems". User's Manual (2003).
- [5] Jansson M.: "Simulación de la solidificación de fundiciones grises", Informe de avance de memoria de titulación (1999).

¿LAS VERDADES CIENTÍFICAS SON VERDADERAS?*

Carlos Alfredo Lamy

D.Sc. en Materiales y Metalurgia por la COPPE / UFRJ, Río de Janeiro, Brasil

carloslamy@ibest.com.br

**(Parte de este artículo pertenece al libro "Com tempo pra segurar embrulho")*



Un artículo de Marie-Louise von Franz, en el libro *El Hombre y sus Símbolos*, publicado en 1964, muestra como algunos conceptos de la Ciencia son extremadamente semejantes a los conceptos de las líneas psicoterapéuticas. Ella relata:

"Como observó el psicólogo norteamericano William James, la noción de inconsciente puede ser comparada al concepto de "campo", en física. Podríamos decir que, así como en un campo magnético las partículas se distribuyen en un cierto orden, también los contenidos psicológicos aparecen ordenados dentro del área psíquica a la que llamamos inconsciente".

¿Por qué algunos hechos son significativos para algunas personas y para otras son completamente insignificantes? Podemos imaginar, por ejemplo, que la mente de las personas que fueron marcadas por algún hecho, es un campo magnético y que el hecho ocurrido era un dipolo magnético que sufría influencia del campo magnético. El norte se alinearía con el sur del campo y el sur se alinearía con el norte del campo. Entretanto, el mismo hecho, esto es, el mismo dipolo magnético, no sufriría la misma influencia en un campo gravitacional (mente); esto es, su comportamiento ahora no dependería de su polaridad, pero sí de su distribución de masa. De la misma forma, personas con diferentes mentes (diferentes campos) son marcadas de formas diferentes por el mismo hecho (dipolo magnético).

Parece que tenemos modelos internos, ya predeterminados, que utilizamos para intentar entendernos a nosotros mismos y al medio que nos rodea. Así, cuando queremos entender la naturaleza utilizamos uno de esos modelos. Decimos, en este caso, que existe el campo magnético, el campo eléctrico, el campo gravitacional o el campo de tensiones, los cuales actúan sobre el comportamiento de las partículas o de un cuerpo que entren en ese campo, y que ese campo también es influenciado por ese cuerpo. Utilizamos este concepto bruto, que ya tenemos internamente, para intentar entender la naturaleza. Nosotros lo enriquecemos con ecuaciones matemáticas y varios detalles, dirigiéndolo de forma bien enfocada para explicar, para ayudarnos a comprender y hasta prever fenómenos que ocurren, adaptando este concepto que ya existe internamente en

nosotros, en estado bruto, a los fenómenos que observamos y así lo refinamos.

Este mismo concepto bruto, interno, puede ser utilizado para intentar entender lo que ocurre con nosotros. Podemos llamarlo inconsciente, o tal vez de una manera más amplia, mente. Después de asociarlo a nosotros, también lo refinamos, lo llenamos de detalles, dirigiéndolo para nuestro objetivo de intentar entendernos. La percepción de un hecho sufre influencia de nuestra mente, esto es, cada uno de nosotros percibe un mismo hecho de manera diferente conforme sea nuestra mente. Y la dinámica de este hecho, es decir, como este hecho influirá en nuestra mente, o la "distorsionará", varía de individuo en individuo. Podemos también más o menos prever cómo ciertos hechos pueden influir a alguien si conocemos como actúa su mente; científicamente diríamos "si conocemos la "función de formación" de la mente en cuestión".

Freud, inconscientemente, utilizó el concepto de campo, que surgió en la Grecia antigua, para hablar sobre el inconsciente. Y Einstein utilizó el mismo concepto en la teoría de la Relatividad General donde dice que un cuerpo distorsiona el espacio, haciendo que un rayo de luz, proveniente de una estrella distante, rodee este cuerpo debido a esta distorsión, y así la luz simplemente recorre el camino de menor energía que sería una curva y no una recta.

El psicoanalista francés Jacques Lacan percibió que la topología, una rama de la matemática, posee características que pueden ser relacionadas a algunos comportamientos humanos. Él explica, por ejemplo, que podemos comportarnos como que recorriendo la superficie de un toroide al intentar vivir algún deseo nuestro. Sería como si el deseo estuviese en el centro del toroide, en el espacio vacío, y en vez de ir al encuentro de este centro, para vivir nuestro deseo de forma plena, a veces recorremos la superficie del toroide en espiral, aproximándonos y alejándonos de la parte central, pero nunca alcanzándolo verdaderamente, es decir, nunca viviendo en plenitud nuestro deseo. Es interesante observar que conceptos matemáticos, que utilizan incluso fórmulas matemáticas, pueden ser asociados a aquello que podemos estar vivenciando.

Es una indicación más de que en la Ciencia utilizamos mode-

los internos que también son usados en las líneas psicoterapéuticas, pero con nombres diferentes. Es como si la Ciencia y las líneas psicoterapéuticas fuesen mitologías, es decir, formas diferentes de vernos y ver el mundo externo, pero utilizando los mismos modelos brutos, no trabajados, que ya poseemos.

Podemos creer que la Ciencia se aproxima cada vez más a la verdad; tal vez no sea la Ciencia, sino el ser humano. La Ciencia es un reflejo de la percepción humana, se considera al ser humano como el ser vivo más complejo de la Tierra. A medida que el ser humano evoluciona en su complejidad, la relación entre sus "dioses" se aproxima a la relación entre los seres vivos e inanimados de la naturaleza. Su percepción aumenta, enriqueciendo sus teorías, haciendo que la relación entre sus "dioses" se torne cada vez más semejante a las relaciones que existen en la naturaleza.

Son grandes las semejanzas entre la estructura de las líneas psicoterapéuticas, la estructura de la Ciencia y la estructura de las mitologías que existieron y que aún hoy existen. Parece que vivimos inmersos en una gran mitología que está hecha de partes de otras mitologías, esto nos ayuda a guiar nuestra vida.

Hasta donde nuestra ciencia es capaz de descifrar, todas las razas, culturas y etnias de los últimos milenios poseían ritos donde expresaban sus mitos que a su vez mostraban sus angustias, deseos, alegrías, etc. Esos ritos servían como base de cura de las enfermedades que surgían en aquella cultura, pero podían proporcionar agresiones al cuerpo y/o mente, y también ser usados como fuente de poder por aquellos que se autodefinían como aquellos que poseían contacto con los dioses de aquella mitología.

Hoy, en nuestra cultura occidental, tenemos como proceso de cura psíquica diferentes líneas psicoterapéuticas con una base verdadera y profunda, mas parece que sus rituales aún no son capaces de actuar en el inconsciente de forma amplia. Tal vez porque las líneas psicoterapéuticas son una mitología aún en formación. Aún no son tan completas como las mitologías que existen desde hace varios siglos, como el candomblé, el budismo, etc., pero poseen las mismas características que aquellas: poseen sus dioses que se relacionan, pueden servir como proceso de cura, pero también pueden producir agresiones al cuerpo y/o mente, y ser usadas como fuente de poder por aquellos que se dicen conocedores de los dioses de esa mitología en formación.

Freud dijo que no pretendía crear una mitología. Posiblemente hizo esta afirmación porque percibió que el psicoanálisis era una forma de percibir el mundo interior humano y cómo este mundo ve el mundo externo, exactamente como son las mitologías. Él debe haber sentido que el psicoanálisis, inclusive por estar surgiendo en aquel momento y ser aún muy nuevo, no era todavía tan completo como las mitologías que ya habían atravesado algunos siglos.

Las líneas psicoterapéuticas tienen varios dioses y semidioses

que se relacionan entre sí de la misma forma como ocurre en todas las mitologías. Dioses como el Deseo, el Ego, el Inconsciente, el Consciente, la Libido, etc., y varias diosas como la Represión, la Neurosis, etc. Esos dioses se relacionan como en todas las mitologías. Podemos decir que cuando el Deseo se casa con la Represión genera una hija llamada Neurosis. La Neurosis parece que puede ser generada también cuando la Represión y la Libido se vuelven muy amigos. El Inconsciente sabe que la Neurosis existe y la alimenta regularmente. Uno de los mayores enemigos de la Neurosis es el Consciente que, cuando se encuentra con el Inconsciente, acostumbra a reducirla casi a cero. De ahí que la Neurosis deteste que los dos se encuentren, por lo que crea varias armadillas para impedir que conversen entre sí. Cuando la Neurosis percibe que no conseguirá impedir que el Consciente se encuentre con el Inconsciente, aún intenta un último recurso: se esconde en la Coraza Corporal. Así, la Neurosis no es más amenazada.

Como ésta, podemos crear varias otras historias con los dioses de las diferentes líneas psicoterapéuticas (freudiana, reichiana, junguiana, lacanianiana, etc.) como en las mitologías griegas, romanas, candomblé, budismo, tribus indígenas, etc. Estamos tan inmersos en esta mitología emergente, que está siendo formada por las diferentes líneas psicoterapéuticas, que podemos creer que el inconsciente, libido, coraza corporal, inconsciente colectivo, realmente existen y no son dioses o semidioses de una nueva mitología que surge. Los griegos antiguos estaban tan inmersos en su mitología que también estaban seguros que Zeus, Hera, no sólo existían, sino que también moraban en el monte Olimpo.

La verdad es que todos esos dioses y semidioses, de las mitologías antiguas y de la nueva mitología que surge a través de las líneas psicoterapéuticas, realmente existen. Simplemente son formas diferentes en las que el ser humano se ve a sí mismo y al mundo exterior. Esos dioses actuales son fruto de la cultura actual y de los nuevos conocimientos científicos. Algunas líneas psicoterapéuticas hablan de coraza corporal o coraza muscular, y en la Grecia y Roma antiguas ya se hablaba del león de Neméa, que Hércules (Hércules en griego) enfrentó. El león, que estaba diezmando a la población local, era indestructible, su piel impenetrable. Después de sofocarlo con las propias manos, Hércules usa las garras del propio león para cortar y retirar su cuero, y comienza a usar la piel del león como armadura protectora en sus próximas jornadas. El león de Neméa no era un dios, pero pertenecía al mundo de los dioses. Hoy existe la Coraza Corporal que también pertenece a este mismo mundo de los dioses de nuestros días. Pueden no representar exactamente el mismo movimiento mental/corporal -ninguna mitología expresa a sus dioses exactamente como son expresados por otra mitología- pero ciertamente el león de Neméa es el concepto de Coraza Corporal utilizado por algunas líneas psicoterapéuticas; tienen sus reales se-

mejanzas, cada uno representando a su cultura.

En todas las mitologías que surgieron hace varios siglos, existen rituales que utilizan muchas formas de expresión del ser humano, como las danzas, ritmos, colores, cánticos, olores, posturas corporales, etc., para contactarse con sus dioses, como el dios de la lluvia, de la guerra, de la pasión, de la compasión, de la paz, de la comprensión, de la ampliación de la conciencia, de la caza, del coraje, de la muerte, de la despedida, de la fertilidad, etc.

Las líneas psicoterapéuticas parecen utilizar pocos ritos. Generalmente el paciente debe sentarse o recostarse para comenzar a hablar, y el psicoterapeuta intentando ser neutro en su postura y comentarios. Aún cuando sus dioses (Deseo, Inconsciente, Libido, Coraza Corporal, Inconsciente Colectivo, Ego, etc.) sean más elaborados que los de Grecia y Roma antiguas, las líneas psicoterapéuticas utilizan estos dioses como referencia para guiarse, igual que todas las mitologías antiguas, donde existen dioses y sus ritos para contactarlos (o estimularlos en el "paciente") y para alejarlos (o disminuir su influencia en el "paciente"), mejorando así la relación entre estos dioses.

En los diferentes tipos de líneas psicoterapéuticas parecen faltar los ritos de las mitologías que ya existen hace algunos siglos. Esto es, falta el conjunto de ritos que van a ayudar a contactar, alejar o estimular algunos dioses, para generar una relación más armoniosa entre el "dios" o "dioses" en cuestión. Las líneas psicoterapéuticas que unen una evaluación del inconsciente junto con el cuerpo, como forma de expresión, ya se aproximaron de esta mitología más completa. Intentan usar la parte mental junto con la parte corporal. Falta aún utilizar varias otras expresiones rituales como las danzas, los olores, los cánticos, las vestimentas, los colores, como hacían las mitologías más antiguas.

En ausencia de una mitología más completa, la propia sociedad, sintiendo la falta de los ritos, hace surgir nuevas terapias como las de movimientos, de los colores, de los cánticos, de los ritmos, de las imágenes, de los olores, del arte, etc.

El siquiatra suizo Carl Gustav Jung estudió la estructura de la Ciencia y percibió que se asemeja a una mitología. Quien creó la Ciencia, su estructura, sus procedimientos de investigación, fue la mente humana. Cuanto más seriedad y profundidad se quiere dar a la Ciencia, más se aproxima a lo que el ser humano tiene de más profundo. Con eso, la Ciencia acaba asemejándose cada vez más a la estructura de la mente humana. La Ciencia fue creada a imagen y semejanza de su creador. A medida que la mente humana evoluciona, la estructura de la Ciencia también lo hace.

A veces se comenta que el mito del Big Bang está siendo superado por la teoría de las cuerdas; tal vez lo más correcto sería decir que está siendo substituido por el mito de la teoría de las cuerdas. No es que mito sea una mentira, sino que es una forma de percibirnos y de

percibir el mundo exterior. Cuando esta forma ya no nos satisface debido a la evolución de nuestra cultura, esto es, a los cambios de los dioses que estamos priorizando, sentimos la necesidad de crear otro mito que refleje mejor lo que estamos viviendo. Ciertamente, el mito de la teoría de las cuerdas es más coherente con la cultura occidental de hoy que el mito del Big Bang. Tal vez sea una expresión que refleja nuestra percepción del mundo globalizado en que vivimos donde percibimos más claramente la diversidad de las culturas en nuestro planeta.

Nise da Silveira, en el libro "Jung, vida y obra", dice que:

"...según Jung "los mitos son principalmente fenómenos psíquicos que revelan la propia naturaleza de la psique". Resultan de la tendencia incoercible del inconsciente para proyectar los sucesos internos, que se desdobl原因 invisiblemente en su íntimo, sobre los fenómenos del mundo exterior, traduciéndolos en imágenes. Así "no basta al primitivo ver el nacimiento y la puesta de sol; esa observación externa será al mismo tiempo un acontecimiento psíquico: el sol en su curso representará el destino de un dios o héroe que en último análisis, habita el alma del hombre".

El procedimiento científico, exigido por la Ciencia para que alguna investigación tenga credibilidad, puede ser comparado a los rituales de las mitologías. Ella tiene también sus chamanes que pueden ser los científicos famosos, principalmente los que ganan premio Nóbel, o los orientadores de tesis de post-grado. Tiene sus dioses que serían el Espacio, el Tiempo, la Materia, la Energía, el Campo, la Partícula, etc. Dependiendo de cómo esos dioses interactúen (leyes de la Ciencia) muchos fenómenos pueden ser explicados, aunque existan varios otros fenómenos aún inexplicados y que hasta contradigan las leyes existentes. Esto es comprensible, pues aún no se sabe exactamente cómo interactúan esos dioses de la Ciencia, de la misma forma como ocurre con los dioses de las líneas psicoterapéuticas o de cualquier otra mitología. Los dioses de todas las mitologías no son muy bien definidos en detalles, puesto que ellos representan nuestros movimientos mentales conscientes e inconscientes, y esos movimientos nunca son muy claros, ni bien definidos; existe siempre una cierta nebulosa en la percepción de lo que ocurre con nosotros.

La Ciencia también evoluciona, como toda mitología, pues son perfeccionados sus rituales, sus chamanes y sus dioses. Hoy acostumbamos a usar la Ciencia como una referencia, para guiarnos en nuestras creencias. Algunos llegan a exagerar y rechazan cualquier creencia que no sea la científica, diciendo que "esto no es científico", y si no es científico "no es digno de crédito". Algunos científicos dicen que en la ciencia "yo veo el resultado, por eso es diferente de otras religiones que dependen de la creencia". ¡Eso es tener fe en

la mitología científica! Ellos realmente ven algunos resultados, pero no perciben otros. Y esto puede ocurrir por diversos motivos, como la influencia del científico en la observación o su limitación en la observación, o porque aún no tenemos conocimiento científico y equipamientos para reconocer los fenómenos que ocurren en toda su profundidad, y por eso mismo aún no podemos percibirlos de una forma completa. Cuando el antibiótico fue creado se avizoraban grandes beneficios, pero no percibían el mal que se podía hacer, como aumentar la resistencia de las bacterias. A comienzos del siglo XX, cuando Mme. Curie hacía experiencias con rayos X, la Ciencia decía que los rayos X no hacían mal a la salud y que el ultrasonido sí era peligroso para el ser humano. Esto se decía, pues los resultados observados por los científicos mostraban que el ultrasonido de alta potencia, como era generado en la época, podía matar un pez y no era observado ningún daño causado al ser humano por los rayos X. Hoy se recomienda tomar la menor dosis posible de rayos X y se dice que el ultrasonido usado en bajas potencias, como en los exámenes cardiovasculares y de fetos, es inofensivo ya hasta hoy no ha evidenciado ningún daño a la salud humana.

Argumenté con una amiga religiosa, de conocimiento científico más humilde, sobre el diezmo que pagaba a su iglesia, y le sugerí que ella debería usarlo con su familia que pasaba necesidades. Ella me dijo que sus oraciones y su diezmo para Dios habían ayudado a su sobrino a encontrar trabajo. Días después ella me trajo el diario de su iglesia que mostraba todas las beneficencias que eran realizadas, como ayuda a los ancianos, a los que vivían en la calle, a los hambrientos. No tuve argumentos pues ella, como los científicos, veía el resultado alcanzado por los ritos de su mitología. Cuando sus oraciones no son atendidas ella las repite con más intensidad o haciendo el ritual con más cuidado. Exactamente como ocurre con los científicos cuando los resultados de sus experiencias no aparecen. Me quedo imaginando a científicos explicando que un cierto fenómeno no ocurrió en una reacción química pues su ritual no fue el más correcto, ya que el crisol estaba contaminado con otras sustancias, que el crisol no fue limpiado adecuadamente, pero que la próxima vez, con el ritual adecuado, sus metas serían alcanzadas. Tal vez si yo mostrase a mi amiga religiosa una ecuación diferencial explicando la existencia de algún fenómeno científico, ella me diría "Ah, ¿usted cree en eso, eh?" ¿Cuál de las dos posturas es la correcta? Cada uno cree en su "mitología" y ve el resultado de aquello en lo que cree. Aunque cuando vemos algunos rituales de fieles de algunas iglesias tenemos la impresión de que están haciendo rituales para la lluvia, de algunos siglos atrás; ¡qué enorme la discrepancia con el conocimiento científico actual que guía de forma fuerte nuestra cultura occidental!

- Marie-Louise von Franz, discípula de Jung, en el libro *El Hombre y sus Símbolos*, publicado en 1964, dice que

"Si todos los hombres recibieron una herencia común de modelos de comportamiento emocional e intelectual (a lo que Jung llamaba arquetipos), es natural que sus productos (fantasías simbólicas, pensamientos o acciones) aparezcan en prácticamente *todos* los campos de la actividad humana, (...) esto no significa que los caracteres particulares del arte y de la literatura (...) sólo puedan ser entendidos *únicamente* a partir de su base arquetípica; (...) como toda realización creadora, no pueden tener una explicación racional definitiva. (...) A primera vista parece poco verosímil que se pueda encontrar relación entre la psicología y la microfísica. El aspecto más evidente de esta conexión reside en que los conceptos básicos de la física (como el espacio, el tiempo, la materia, la energía, el continuo o campo, la partícula, etc.) fueron, originalmente, ideas intuitivas semi-mitológicas, arquetípicas, de los viejos filósofos griegos, ideas que fueron evolucionando lentamente, se volvieron más precisas y hoy en día son expresadas, sobre todo, en términos matemáticos abstractos. La noción de una partícula, por ejemplo, fue formulada en el siglo IV A.C., por el filósofo griego Leucipo y su alumno Demócrito, que la llamaron "átomo", esto es, "unidad indivisible". A pesar de haberse obtenido después la desintegración del átomo, aún concebimos a la materia como consistiendo de ondas y partículas (*o quanta* discontinuos)".

- Marie-Louise von Franz continúa:

"la noción de energía y su relación con fuerza y movimiento también fue formulada por los antiguos pensadores griegos y desarrollada por los partidarios del estoicismo. Postulaban la existencia de una especie de "tensión" creadora de vida (*tonos*) que sería el fundamento dinámico de todas las cosas. Es evidentemente un germen semi-mitológico de nuestro moderno concepto de energía. Inclusive los científicos y pensadores de una época relativamente reciente se apoyaron en imágenes semi-mitológicas y arquetípicas en la creación de nuevos conceptos. En el siglo XVII, por ejemplo, la absoluta validez de la ley de la causalidad parecía a René Descartes estar "probada" por el hecho de que "Dios es inmutable en sus acciones y decisiones". Y el gran astrónomo germánico Johannes Kepler aseguraba que, en razón de la Santísima Trinidad, el espacio no podría tener ni más ni menos que tres dimensiones".

Podemos decir que eso era antiguamente; que la Ciencia evolucionó mucho y que hoy se sabe que no se puede asociar a Dios con la Ciencia. Pero entenderemos esta forma de visión de la Ciencia, que juzgamos antigua, si percibimos que Dios o los dioses son en verdad arquetipos nuestros, esto es, modelos de comportamiento emocio-

nal e intelectual, y que la Ciencia, por haber sido creada por el ser humano, posee todos estos modelos, aunque con nombres diferentes. Es verdad que la Ciencia evolucionó mucho, pero su estructura continúa siendo una expresión del mundo interno del ser humano como todas las mitologías.

Cuando el científico observa un fenómeno, este fenómeno de hecho ocurre. Pero el científico sólo consigue percibir el fenómeno que él (cuerpo y mente) y sus equipo son capaces de percibir en aquel momento. Y su explicación teórica sobre el fenómeno está limitada a su mente, no sólo a su conocimiento científico, sino principalmente a su forma de verse y ver el mundo que lo rodea, esto es, a la forma como sus "dioses" se relacionan.

Todas esas explicaciones de Marie-Louise von Franz muestran también que debemos ser muy humildes cuando discutimos con otros sobre nuestras creencias. ¿Cuál es la más verdadera? ¿Cuál la más cierta? Es difícil decir, toda mitología presenta resultados observables, pero ninguna mitología presenta todos los resultados posibles.

Creemos a veces que estamos siendo muy expertos y más sabios que otros cuando comenzamos a creer en alguna línea psicoterapéutica y a usarla como forma de evaluar la vida, o cuando

pasamos a usar nuestra parte racional para evaluar todo, dejando nuestra intuición o emoción de lado, o usamos la ciencia como criterio de vida, o elegimos otra opción cualquiera para usar como criterio para guiarnos en la vida. Cualquiera sea la opción que escojamos estaremos simplemente "desplazando" nuestra creencia hacia algún "lugar" y estaremos creando nuestra "mitología". De ahí que tengamos que ser muy humildes cuando criticamos otras creencias. Nuestra preocupación debe estar en saber cuál es el "local", en el momento, donde estamos "colocando" nuestra creencia. Ya que ese "local" evoluciona, ¿será que sus ritos me están llevando por un camino más fraterno, que me libera, que me hace más individuo y al mismo tiempo más perteneciente al grupo, que me hace comprender mejor a todos, que me da creatividad, que me lleva a contribuir para mejorar a las personas que me rodean?

Parece que nuestra creencia es aquella que mejor contribuye a que contactemos a los "dioses" que estamos priorizando en el momento. Cuando nos sentimos insatisfechos procuramos nuevos ritos para contactarnos mejor con los nuevos dioses a los que pasamos a dar prioridad. Y así camina la humanidad...

FIN



pimasa



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

ÁREA METALÚRGICA

- Ferroaleaciones • Metales
- Arenas y aditivos
- Varios para fundición
- Granalladoras y arenadoras

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

Calle Nueva 1725, Huechuraba, Santiago, Chile
Tel: (56-2) 624 10 90 • Fax: (56-2) 624 78 76
www.pimasa.com



MOLY-COP
 MOLY-COP CHILE S.A.
 A MEMBER OF THE U.S. STEEL GROUP

**Bolas de Acero Forjado
para la Molienda de Minerales**

Oficina Central
 Av. Pedro de Valdivia 0168.
 Providencia, Santiago, Chile.
 Teléfono: (56-2) 337 04 00
 Fax: (56-2) 232 58 19

Planta Industrial Talcahuano
 Av. Gran Bretaña 2075.
 Talcahuano, Chile
 Teléfono: (56-41) 44 05 00
 Fax: (56-41) 54 20 68

Planta Industrial Mejillones
 Camino a Chacaya 4100, Lote C.
 Mejillones, Chile.
 Teléfono: (56-55) 44 94 50
 Fax: (56-55) 44 94 51

CONSIDERACIONES DE DISEÑO EN LA UTILIZACIÓN DE WINGLETS EN AVIACIÓN

Ingeniero Aeronáutico Sr. Nicolás Valencia Rojas, nvalencia@fach.cl
Ingeniero Aeronáutico Sr. Renán Morales Delanoi, rmoralesd@fach.cl
FUERZA AÉREA DE CHILE



INTRODUCCIÓN

En el presente informe se entregan los antecedentes aerodinámicos referidos al ala real, que dan paso al uso de los winglets. Además se darán a conocer los principios de funcionamiento de estos dispositivos y algunos conceptos de empleo de ellos, por parte de diferentes empresas aeronáuticas.

LA AERODINÁMICA DEL ALA REAL

La diferencia fundamental entre el flujo que afecta a las alas infinitas y las alas finitas, es la consideración de la envergadura, es decir, el efecto aerodinámico que causa las puntas de ala.

Si el ala tiene sustentación, la presión debajo del ala es mayor que sobre el ala, como consecuencia, en la punta del ala, se produce un efecto en que el flujo de aire se traslada de la zona de mayor presión a la zona de menor presión, como se muestra en la figura 1.



Figura 1

Este efecto, sumado al movimiento de traslación del flujo alrededor del ala, genera un flujo con movimiento circulatorio, que es arrastrado por la punta de las alas. Esta superposición de efectos se aprecia en la figura 2.

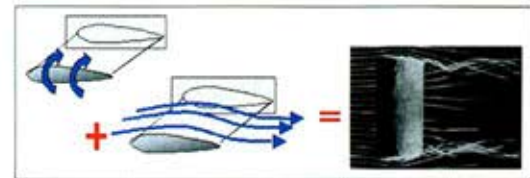


Figura 2

Este efecto es llamado vórtice de punta de ala, los cuales producen un movimiento rotatorio e inducen una pequeña componente de la velocidad hacia abajo. El ángulo de ataque del perfil, es reducido por la deflexión del flujo producida por los efectos del downwash.

Hay un incremento en la resistencia, producto de los vórtices de punta de ala, que alteran la forma del flujo de aire y por lo tanto, la resultante de las fuerzas de sustentación y resistencia. A este incremento de resistencia se reconoce como resistencia inducida.

La resistencia inducida puede representar entre un 30 y 40% de la resistencia total de grandes aviones de transporte en la condición de crucero, y por consiguiente, un gran impacto en el consumo de combustible.

Existen históricamente varios métodos para reducir el efecto de la resistencia inducida, pero el más usado en las últimas décadas son los winglets (figura 3).



Figura 3

LOS WINGLETS

Los winglets son dispositivos de punta de ala que producen el efecto de aumentar la razón de aspecto efectiva de ésta, acompañados por un efecto por el cual actúan como pequeñas velas con una componente de la sustentación que genera una fuerza de tracción absorbiendo su energía de los vórtices de punta de ala, como se puede apreciar en la figura 4 a) y b). Ya que la resistencia inducida es proporcional al cuadrado del coeficiente de sustentación, una reducción de esta resistencia, implica también una mejora en las capacidades de montada, ya que el coeficiente de sustentación es alto en esta condición.

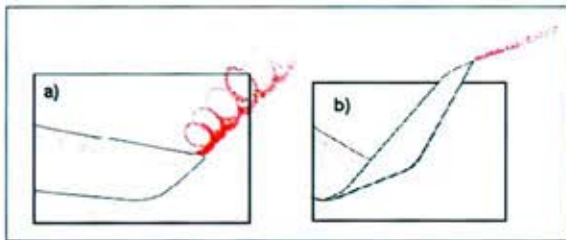


Figura 4

Los ensayos con winglets han demostrado una efectiva reducción de la resistencia inducida, mejorando la razón L/D (Sustentación/Resistencia). Esto implica la necesidad de menor empuje y por lo tanto menor combustible, en consecuencia, se puede aumentar la carga útil y o el alcance de la aeronave.

A pesar de lo anterior, hay algunas desventajas que deben ser consideradas, una de ellas es el aumento del momento flector en la raíz del ala, lo que podría requerir la adición de refuerzos estructurales, que aumentarían el peso del ala, sin considerar el aumento de peso por la adición del propio winglet. En segundo lugar la resistencia por efectos viscosos en el winglet, puede llegar a ser bastante elevada, anulando la reducción de la resistencia inducida. Por lo anterior, es que los winglets deben ser cuidadosamente diseñados para que su efecto sea el aumento de las performances del avión y no una disminución de ellas.

Los winglets no son nuevos en la aerodinámica, algunas especies de aves están dotadas desde hace millones de años, de tipos extremadamente eficientes de winglets. Como una respuesta a las fuerzas aerodinámicas que actúan durante el vuelo del ave, las plumas de las puntas de las alas varían su altura conforme aumenta el momento flector hacia arriba del ala, esto significa que cada pluma

tiene un desplazamiento vertical diferente, relativo al flujo de aire. Este fenómeno es denominado "Slotted Wing-tip", el cual es muy superior a cualquier dispositivo diseñado hasta ahora, que aumente la eficiencia del ala reduciendo el arrastre inducido de ella. (Figura 5)



Figura 5

Hoy en día se han realizado estudios con el fin de aplicar los múltiples winglet a alas de aviones, los resultados obtenidos indican que se logra un incremento de 9% en la razón L/D, comparado con un winglet normal. Sin embargo, el hecho de tener que variar el ángulo de incidencia, respecto del flujo de estos múltiples winglets, hace que el diseño sea muy complejo de construir y complejo de mantener.

A pesar que los winglet han sido usados por muchos años, la optimización de los diseños de winglet se ha visto dificultada por la complejidad del patrón del flujo que envuelve a estos dispositivos, por ende el ensayo en túneles de viento, no han podido representar fielmente los efectos de la realidad. El número de Reynolds tiene un gran efecto en la estructura del flujo, lo cual se demuestra en ensayos en vuelos de prueba que han entregado valores de arrastres mucho mayores a lo determinado en ensayos de túnel. Sin embargo, el uso de medios computacionales ha servido como una guía para el desarrollo de nuevos diseños de una mejor forma.

El costo de la eficiencia, referido a la mejora de los aspectos económicos de las aeronaves, es una de las principales consideraciones en el uso de los winglet en los aviones comerciales, sin embargo existe otra tendencia en el uso de los winglet, que se refiere a las mejoras de las cualidades de vuelo en bajas velocidades y disminución de las velocidades de planeo, lo que hace del winglet un dispositivo de uso militar. Es así como lo demuestra el avión de transporte Boeing C-17, el cual mediante el uso de estos dispositivos presenta imponentes performances (Figura 6).



Figura 6: avión de transporte Boeing C-17

APLICACIONES DE LOS WINGLET

La manera en la cual los winglets son aplicadas hoy en día, son un claro ejemplo de como se puede observar las diferencias claves entre las ventajas y desventajas de los winglet en la reducción de la resistencia.

Existen dos planteamientos fundamentales al momento de decidir si un ala tendrá o no winglet. El primero es si la eficiencia aerodinámica obtenida por el winglet compensa el aumento de peso, complejidad de fabricación y costo de la aeronave. Y la segunda, si existe otra alternativa distinta del winglet, para mejorar la eficiencia aerodinámica y la eficiencia económica en la operación de las aeronaves.

El primer concepto es muy importante, básicamente porque el aumento de peso del ala no es despreciable. El hecho de instalar un winglet, no sólo aporta peso en sí, sino que también se deben realizar refuerzos en las alas, los cuales también acumulan peso extra.

Un ejemplo de la aplicación de los dos conceptos planteados anteriormente, al momento de decidir por un winglet u otro dispositivo, es la comparación entre el Boeing 777 y el Airbus A330, dos aeronaves de similares dimensiones, pero con dos conceptos distintos en la mejora de la eficiencia alar. El A330 está equipado con winglet inclinados de 2 metros de altura, instalados en las puntas de las alas (Figura 7). En cambio el Boeing 777 no fue diseñado con winglet, sino que se optó por aumentar la envergadura. Boeing no estaba dispuesto a asumir el aumento de peso en su aeronave. Existen fuentes que indican que si se aumenta la envergadura en 4/5 de la altura del winglet, se obtendrían efectos similares en la disminución de arrastre, sin tener que incurrir en los aumentos de peso y complejidad de diseño y fabricación.

El concepto de empleo del winglet por parte de la Airbus, consiste en reducir el flujo de aire, entre la parte inferior del ala y la superior, impidiendo que ambos flujos se mezclen rápidamente. Esto conlleva a una reducción del vórtice de punta de ala, lo que a su vez

disminuye el arrastre inducido. El aumento de eficiencia producido por el winglet, es más importante durante vuelos de crucero de larga distancia.



Figura 7

Por otro lado, el concepto de empleo de la Boeing, está determinado por un aumento de la envergadura, lo cual genera, una mayor razón de aspecto, que mejora las performances de despegue, ascenso y crucero, respecto de un avión sin winglet. Esta solución, requiere menor refuerzo estructural, genera menores momentos flectores en la punta del ala y disminuye los costos de construcción y mantenimiento.



Figura 8

En definitiva, la elección entre incluir y no incluir un winglet en el diseño de la aeronave, pasa por favorecer la aerodinámica versus consideraciones pragmáticas, como son el peso estructural y los costos de construcción y mantenimiento. Dado que la reducción del arrastre, mediante los winglets, no está científicamente muy avanzado, el debate por el uso de ellos, estará ligado al análisis de la misión que la aeronave desee cumplir.

CONSIDERACIONES DE DISEÑO

Como se presentó anteriormente, la decisión de utilizar winglet depende de lo que se espere de la aeronave. De esta manera se debe determinar su misión y performances deseadas. Además se debe evaluar económicamente si las mejoras en las performances son viables o no.

En el caso de decidir que se utilizaran winglet se debe determinar que tipo se utilizará. Cabe destacar que existen diferentes tipos de winglet. Por ejemplo, están los de bordes redondeados, que consiste en un winglet que tiene el mismo perfil del ala, y que simplemente es doblado al final del ala. Se caracteriza porque en la parte del doblado no existen vértices, sino un radio de curvatura grande. Otro tipo es el de borde abrupto que es igual que el anterior, pero existe un vértice que separa del winglet. Un tercer tipo es el winglet corrido hacia la parte trasera del perfil alar.

Por otro lado existen las consideraciones de diseño estructural del winglet. Desde el punto de vista de las cargas y dinámica del ala

existen tres áreas que deben ser consideradas al momento de analizar. La primera corresponde a las cargas estáticas, las cuales son productos de maniobras como virajes con G sostenida, roll, derrapajes, etc. En segundo lugar están las cargas dinámicas de vuelo, las cuales contribuyen a aumentar las cargas máximas de la envolvente de vuelo del avión. Estas cargas son generadas por ráfagas y turbulencias, las cuales producen una respuesta de la estructura en una frecuencia que depende de la aerodinámica, inercia y rigidez de ella. Finalmente se debe considerar los efectos de Flutter o fenómenos aeroelásticos. La introducción de winglet en el ala incide directamente sobre la geometría y esta a su vez sobre las velocidades en la cual aparecen estos efectos.

EL COEFICIENTE DE ROCE COMO UNA REACCIÓN TERMODINÁMICA

Rodrigo Bulnes A.
Departamento de Ingeniería Metalúrgica
Universidad de Santiago de Chile-USACH
e-mail: rbulnes@usach.cl



RESUMEN

Se simula la tasa de entropía de un genérico sistema de roce como si correspondiera a la tasa de entropía disipada fenomenológicamente por una compleja mezcla de fluidos reactivos. Bajo esta perspectiva, las fluctuaciones del coeficiente de roce emergen como una medida de la actividad físico-química de la interfase. Los resultados prácticos de este análisis termodinámico del proceso de fricción, están en concordancia con el coeficiente de roce vs. tiempo de un sistema de fricción «paper on paper», y el coeficiente de roce vs. la concentración del aditivo en lubricación límite.

Palabras claves: Tribología (roce, desgaste y lubricación), No-equilibrio termodinámico y escala de tiempo

INTRODUCCIÓN

La evidencia más sensible del rozamiento entre cuerpos es el calor generado por fricción. Este calor afecta las propiedades materiales y elásticas de las superficies así como las químicas y reológicas de cualquier elemento que las lubrique. La noción de calor friccionante siempre ha justificado utilizar la 1ra ley de la Termodinámica para calcular la máxima temperatura superficial que “toleran” los cuerpos (esa vía de análisis se complementa con la teoría de las fuentes de calor en movimiento para introducir la noción de deslizamiento relativo entre superficies [1]).

A partir de la 1ra. ley se concluye que la temperatura crítica de colapso de la película lubricante es constante e independiente de la velocidad. Tal resultado se denomina la temperatura *flash*, y fue sugerida en el año 1937 por Blok [2], uno de los padres de la Tribología.

Sucesivas modificaciones teóricas del tipo de fuente de calor (circular, rectangular, lineal, elíptica, etc. . .) conducen a este único divorcio entre temperatura y velocidad. El resultado no deja de sor-

prender porque señala que la condición térmica crítica del contacto es independiente de la energía cinética que “aporta” la velocidad de deslizamiento... Sin embargo, la temperatura independiente de la velocidad no concuerda con la observación experimental: la temperatura *flash* del contacto no es constante, ella tiende a aumentar con la velocidad, en aceros [3].

La verificación empírica de aumento de la temperatura crítica con la velocidad invita a reflexionar sobre lo que algunos autores denominan la acumulación del calor friccionante (*Wärmestau* de acuerdo con [4]). La conclusión inmediata es que la noción de calor superficial acumulado requiere el trascendental análisis que aporta la 2da. Ley de la Termodinámica. Es decir, no sólo se requiere evaluar el calor rozante (1ra. Ley), también es necesario considerar el efecto que su acumulación provoca, al menos, sobre el coeficiente de roce y la temperatura superficial. Es probable que la influencia inmediata sobre el coeficiente de roce sea la muy conocida variación de la “fuerza” de roce en el tiempo. Tal variación provendría de los efectos disipativos -inestabilidades térmicas, químicas y mecánicas- provocados por la acumulación superficial de calor. De todas maneras, la 2da. ley es el camino correcto para

analizar los efectos irreversibles, las fluctuaciones termodinámicas, y las inestabilidades que provoca el calor acumulado en la superficie de contacto entre cuerpos [5].

El objetivo del presente análisis es obtener una interpretación puramente termodinámica para el coeficiente de roce, para luego asociar su "termo-desempeño" a un par de experimentos publicados.

ANTECEDENTES TEÓRICOS Y EXPERIMENTALES

Fricción y calor friccionante son dos variables genuinamente tribológicas en su origen. Aunque esto suena evidente, son pocos los criterios tribológicos que exploran la aplicación práctica de la eventual correlación entre calor friccionante y fuerza de roce. Uno de estos criterios define un prometedor concepto de inestabilidad termo-elástica de la superficie [6]. Desde un punto de vista termo-mecánico, dicho concepto permite calcular el límite de carga por agripamiento de la superficie (*scuffing* en inglés), y a favor del presente análisis, señalamos el éxito de la verificación experimental de

la inestabilidad termo-elástica como "criterio" de daño por fricción [7]. Luego, es útil analizar partiendo de la fricción, y no de la temperatura, un proceso de roce.

Resumiendo: estudiar el fenómeno de roce a partir de la 1ra. Ley conduce a una inmediata y desafortunada restricción teórica (conceptual), porque la 1ra. Ley incorpora el calor friccionante vía la útil pero inexacta definición $\dot{Q} = \bar{\mu} F_N V_G$ (por el contrario, el daño por fricción - "energía de desgaste" que supera a \dot{Q} - queda en la superficie ("fase") del material [8]). Por otro lado, la 1ra. Ley es aplicable a situaciones de equilibrio-estable que, en general, no se dan en la "práctica del rozamiento". No descarto que el supuesto de un coeficiente de roce promedio sea muy útil tecnológicamente, pero es esencialmente falso porque el coeficiente de roce esta siempre, literalmente, fluctuando en no-equilibrio (Fig. 1.).

Las permanentes fluctuaciones en no-equilibrio del coeficiente (fuerza) de roce no sólo remiten a un tribo-sistema de naturaleza inestable. Aquí supondremos que las fluctuaciones remiten -por so-

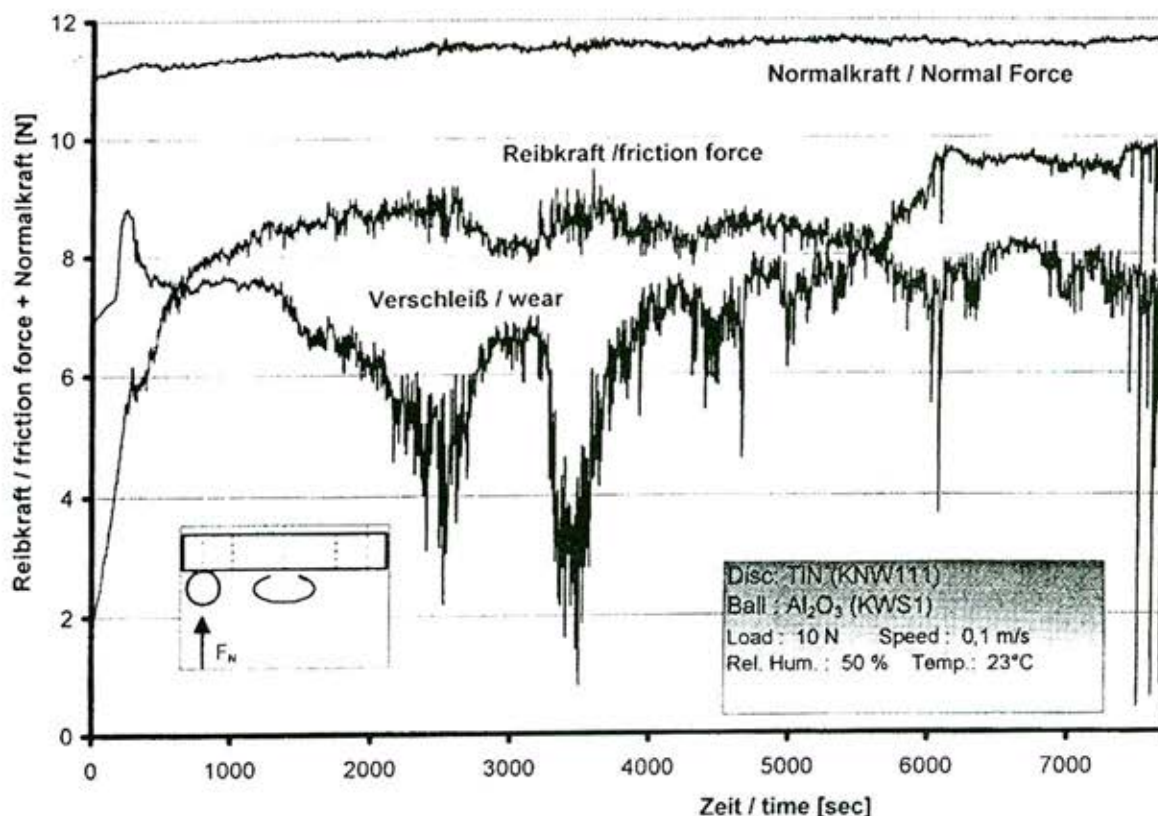


Fig. 1. Fluctuaciones de la fuerza de roce [9]. La fuerza de roce (que sólo es una medida del coeficiente de roce) fluctúa permanentemente en no-equilibrio, a pesar de mantener constantes la velocidad, la carga, la temperatura y la humedad relativa del ensayo. Tribómetro de disco (TiN)-esfera (Al_2O_3).

bre todo- a un proceso fuertemente irreversible y no restringido por principios maximales. Es decir, la naturaleza aleatoria del coeficiente de roce no es sólo el trivial fruto de sus propias e irreversibles fluctuaciones; también es consecuencia de la intrínsecamente mala estabilidad del tribo-sistema (como hemos dicho, este fenómeno de inestabilidad/fluctuaciones en no-equilibrio, es una formidable barrera para la aplicación de los principios maximales de la termodinámica lineal, en cuasi-equilibrio o cerca de él [10]).

Todos los respectos entre fricción/fluctuaciones se vincularán al concepto de entropía. Pero, a objeto de "capturar" la noción de proceso, se utilizará el concepto de tasa de entropía [11]. En otras palabras, aquí se utiliza la tasa de entropía de la fricción para caracterizar la transformación de la energía cinética en calor friccionante. La tasa de entropía es un concepto especialmente útil cuando se analizan procesos disipativos, una característica que el lugar de roce manifiesta en virtud de la más sensible evidencia del rozamiento entre cuerpos: la "disipación" de calor.

Argumentando un poco más la "cuestión termodinámica de la fricción", podemos decir que la manifestación progresiva de un coeficiente de roce en no-equilibrio remite a una situación general de incompatibilidad (inestabilidad) termodinámica. En efecto; las inexactitudes propias del proceso de fabricación hacen virtualmente imposible obtener superficies con propiedades materiales homogéneas [12]. Las inestabilidades termodinámicas -inicialmente insertadas por el proceso de fabricación- pueden permanecer "grabadas" como condiciones latentes, en último término, como micro-estados termodinámicos no-homogéneos, susceptibles de transformarse cuando los cuerpos rozan y deslizan (micro-estado = micro-temperatura/presión/volumen/energía, etc...). Por otro lado, el proceso de rozamiento a partir de un macro-estado referencial en "equilibrio", puede inducir desviaciones en estas micro-cantidades. Tal fenómeno, por definición [11], disipa fuerzas y flujos termodinámicos vinculados, en general, a eventuales mecanismos mecano-químicos que perturban las propiedades materiales de las superficies. Es decir, para considerar justificado el presente análisis, será suficiente que las fluctuaciones del coeficiente de roce se deban a inhomogeneidades químicas de las superficies.

De manera que las perturbaciones superficiales de presión, temperatura, etc... podrían llegar a ser la inevitable consecuencia de un proceso de fabricación en "equilibrio" . . . , y no la somera manifestación de propiedades superficiales no-homogéneas. En rigor, estas perturbaciones se denominan fluctuaciones termodinámicas, son microscópicas y siempre generan entropía. Una vez que las fluctuaciones aparecen, tienden a relaxar hacia un estado de equilibrio in-

termedio, puesto que el sistema de fricción debe cumplir las condiciones generales de estabilidad térmica, química y mecánica. En otras palabras, *cuando el sistema de fricción genera calor, se disipa un flujo de entropía debido a las leyes de estabilidad termodinámica*. Violar las leyes de estabilidad puede significar violar la 2da. Ley, de manera que la transformación irreversible de energía cinética en calor friccionante siempre disipa una tasa de entropía "sostenida" por micro-flutuaciones termodinámicas en no-equilibrio. De esta forma, fuerzas y flujos termodinámicos no serían conceptos de ambigua aplicación en Tribología, toda vez que sea posible formar una razonable expresión para la tasa de entropía del sistema de roce. En síntesis, el coeficiente de roce se manifiesta en no-equilibrio porque el inestable sistema de roce siempre manifiesta micro-flutuaciones termodinámicas, ellas nunca son momentáneas (se han llegado a registrar más de 1/2 millón de fluctuaciones del coeficiente de roce por segundo! [13]).

La idea de una superficie de roce compuesta de micro-estados termodinámicos no-homogéneos, sería muy justificable a la luz de algunos resultados experimentales de reciente data [14]. Estos resultados se obtuvieron a escala nanométrica. Sin entrar en detalles, comprueban que la fuerza de roce fluctúa a pesar de mantener constante el área real de contacto. Según Gourdon et. al. (2001), tales variaciones en la fuerza de roce se deben a que la tensión de corte entre rugosidades presenta alteraciones espaciales debido a la existencia de inhomogeneidades químicas superficiales. *Las fluctuaciones de la fuerza de fricción tendría su origen en las capas de óxido y contaminantes que siempre es posible esperar se depositen en las superficies*.

Por otro lado, el presente análisis termodinámico del proceso de fricción se vincula estrechamente con el modelo de comportamiento reológico propuesto para el coeficiente de roce [15]. Conforme a dicho modelo -originalmente aplicable al límite *scuffing*- el coeficiente de roce μ varía en el tiempo t en función de la variable interna ξ ; es decir, el modelo reológico de fricción tiene la forma funcional $\mu(t[\xi])$, donde ξ remite a consideraciones que aparecen a pequeña escala ("desempeña" el papel de las fluctuaciones). Aunque la forma funcional $\mu(t[\xi])$ explicaría la reacción del coeficiente de roce al límite *scuffing*, su forma matemática $\mu(t[\xi])$ tiene una aplicación física más general. La presente investigación demostrará que el efecto macroscópico sobre μ de las micro-fluctuaciones en no-equilibrio ξ , emerge como un potencial físico-químico susceptible de medir experimentalmente. Esta especie de "salto" de lo micro a lo macro es la principal propiedad del famoso Teorema Fluctuación Disipación (TFD) [11]. Adaptado al presente análisis

sis, el Teorema se expresa como sigue: *la correlación entre el dominante aspecto microscópico representado por la coordenada ξ , y la dependiente manifestación macroscópica $\mu(I[\xi])$, es vía la respuesta fenomenológica del sistema de roce*. Aceptar esta aplicación del Teorema significa renunciar a la definición puramente mecánica del coeficiente de roce [16].

EL MÉTODO TERMODINÁMICO DE NO-EQUILIBRIO

Breve introducción

Las referencias a la noción de no-equilibrio son numerosas en Tribología. Por ej., Tabor (1981) señala que el proceso de fricción es tan rápido que no se puede asumir la condición de funcionamiento estable. Por otro lado, Jahanmir (1987) muestra que el concepto de no-equilibrio es particularmente aplicable a las reacciones triboquímicas de la interfase deslizante; la dinámica tribo-química desarrollada en la capa reactiva es rápida, intensa e inestable [19].

A pesar de la formidable barrera que representa el proceso de fricción en no-equilibrio —especialmente en superficies sin lubricar o en el rango de lubricación mixta— las leyes de la Termodinámica se pueden aplicar sin necesidad de establecer mecanismos para las transformaciones de estado. No obstante, la exactitud del análisis termodinámico depende de la escala de tiempo de quién observa la transformación.

Lo anterior significa lo siguiente: como un sistema termodinámico posee su propia escala de tiempo dt , la transformación termodinámica en equilibrio se verifica si el observador (que denotamos por O) es capaz de aproximar su escala $\mathfrak{T} \sim dt$ (donde \mathfrak{T} es la escala de tiempo del observador O de la transformación). En este caso, a O le parecerá que todas las variables de estado (du, dv, ds, \dots) son medibles y que las condiciones de borde son controlables. Sí, por el contrario, $\mathfrak{T} \gg dt$, a O le parecerá que las coordenadas de estado du, dv, ds, \dots varían tan rápido que es imposible medirlas. En este último caso, O indicará que las coordenadas emergen en forma de micro-gradientos termodinámicos que fluctúan independientes al control "impuesto" por las macro-condiciones de borde (principios maximales). Es decir, O no será capaz de aplicar ningún principio maximal (máxima entropía, mínima energía, etc...) al proceso en estudio, de manera que le parecerá que el sistema está "fuera de control". Esta hipótesis central de la Termodinámica de No-Equilibrio tiene profundas consecuencias teóricas y prácticas pero aquí nos quedamos con la obligación de aclarar, brevemente, el concepto de proceso en equilibrio.

Una variable en equilibrio se puede expresar como una trayectoria estable o inestable (pero determinista). En el primer caso, la trayectoria mantiene un valor constante en el tiempo. Con el fin de diferenciar entre "tipos de equilibrios", el segundo caso remite a un proceso en equilibrio relajado, pero ésta vez el proceso se representa por una trayectoria que no es de valor constante sino monótono en el tiempo.

Según el modelo reológico para el coeficiente de roce [15], frente a la inestable condición de *scuffing* inminente, emerge una combinación crítica velocidad/aditivo que relaja violentamente al coeficiente de roce, aumentando la capacidad de carga del contacto. Esta relajación monótona de μ es determinista: el mismo valor final de μ se puede obtener a partir de las mismas condiciones de borde iniciales. Las fluctuaciones no interesarían porque el cálculo en el equilibrio relajado "succiona" el régimen de funcionamiento más general de no-equilibrio. En otras palabras: el complejo, permanente, y desorganizado movimiento de fluctuaciones, es negado por la estabilidad de la respuesta relajada. Sin embargo, entre los límites de equilibrio constante vs. relajado, la trayectoria del coeficiente de roce se muestra irregular, como si el sistema estuviese, efectivamente, "fuera de control" (Fig. 2.).

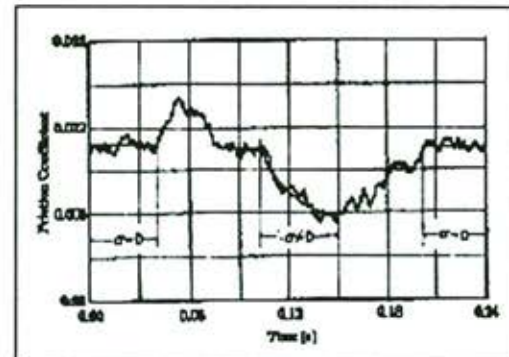


Fig. 2. Trayectoria típica del coeficiente de roce en el tiempo (según [20]). En el presente trabajo, se considera que la trayectoria estable remite a una situación de equilibrio termodinámico. La trayectoria monótonamente decreciente también remite a una situación de equilibrio pero se denomina relajado. Teóricamente —entre equilibrios— siempre existe una fuerza termodinámica fluctuante que provoca la trayectoria irregular del coeficiente de roce en el tiempo. σ : tasa de entropía.

Conforme a las ideas aquí planteadas, la Fig. 2. confirma que *emerge un comportamiento irregular del coeficiente de roce siempre que desaparece la estabilidad termodinámica*. Esta idea se justifica con la siguiente noción de fuerza termodinámica: *el sistema de roce en no-equilibrio inestable puede estar siempre afec-*

tado por una intensidad de fuerza termodinámica fluctuante que no aparece en los cálculos deterministas de los equilibrios límites (maximales). Fuera de los "equilibrios límites", el error en el cálculo del coeficiente de roce promedio aumenta debido a la acumulación e incremento de las micro-inestabilidades termodinámicas. Por ej.: en el equilibrio límite estable $\sigma \sim 0$, se cumple la ley determinista $\bar{\mu} = \dot{Q} / F_N V_G$ pero fuera de él -por ej. en el rango relajado- esta ley no se verifica porque $\bar{\mu}$ presenta fuertes divergencias provenientes del "calor" friccionante [7].

Obviamente se puede concluir que la irregularidad del coeficiente de roce es típica de un régimen de funcionamiento donde ciertas variables termodinámicas, junto con haber sido removidas del equilibrio, se han vuelto importantes no sólo para el proceso, también para la descripción. Podemos no aceptar esta idea y suponer algo contrario a la evidencia experimental (Fig. 2); algo como: a fuerza de negar la 2da. Ley, el coeficiente de roce en equilibrio sigue una trayectoria indefinidamente determinista en el tiempo, no afectada por la aparición espontánea de inestabilidades... Esto, por supuesto, no ocurre en la realidad porque el lugar de roce es intrínsecamente inestable. Es razonable suponer que el comportamiento irregular del coeficiente de roce tiene su origen en un complejo mecanismo termodinámico *tiempo/gradiente* que "habita" en el interior del sistema de fricción, tal como la hipótesis central de la Termodinámica de No-Equilibrio lo permite sugerir.

APLICACIÓN TRIBOLÓGICA DEL MÉTODO DE NO-EQUILIBRIO

Antes de plantear una genérica tasa de entropía para el lugar de roce, debemos cualificar adecuadamente el sistema de fricción. Aplicaremos la ecuación fundamental de la Termodinámica considerando un diferencial de tiempo dt sensible a las fluctuaciones internas ξ del sistema de roce. Es decir; utilizaremos un diferencial dt que permita incorporar al análisis termodinámico del proceso de fricción, el eventual mecanismo *tiempo/gradiente* del sistema de roce.

El profusamente justificado mecanismo *tiempo/gradiente* [10], [11], [20] y [21], se incorpora a la ecuación fundamental de la Termodinámica vía el argumento físico de las escalas de tiempo. Este argumento -referido brevemente en la sección anterior- señala que la adecuada cualificación termodinámica de un sistema está sujeta al problema de definir un diferencial de tiempo que sea sensible a los efectos microscópicos.

El uso de un micro-diferencial $dt \sim \xi_j$ (ξ_j : escala de "tiempo químico") permite profundizar en el conocimiento termodinámico del proceso de fricción. Esta escala química aumenta la comprensión física del fenómeno de rozamiento porque debemos suponer que el sistema de roce, lo mismo que cualquier sistema, cumpliría la hipótesis del equilibrio termodinámico local (ver [11] pp. 68). Aceptado lo anterior, denotaremos a este sistema de roce no-tradicional por (\mathcal{P}, O) , donde \mathcal{P} señala que el sistema de roce posee componentes internas ξ . Luego, la ecuación fundamental adquiere la forma modificada $Tds = du + p dv + \varphi(\xi)$ con $\varphi(\xi)$ denotando el aporte de las micro-variables.

El lado derecho de la ecuación de balance $Tds > dQ$ correspondería al diferencial de calor generado por fricción. Aquí abordamos este diferencial dQ en el contexto del Teorema de la Divergencia de Gauss lo que nos permite replantear la noción $\dot{Q} = \mu F_N V_G$ al considerarla, simplemente, como un flujo de calor $d\dot{Q} = d\dot{Q}(\nabla, \Sigma)$ donde ∇ es el operador divergencia y Σ un "área física" representativa del sistema de roce (\mathcal{P}, O) . Reemplazando $d\dot{Q}$ en la ec. fundamental modificada, llegamos a la forma $Td\sigma = d\dot{u} + p d\dot{v} - d\dot{Q} + \varphi(\xi)$, con $d\sigma$ la representación diferencial del flujo de entropía del sistema (\mathcal{P}, O) . Integrando ésta expresión se obtiene una relación de proceso: $\sigma = \mathcal{X} + \phi(\xi, \Lambda)$, con \mathcal{X} y Λ señalando "fuerzas termodinámicas" macroscópicas, accionadoras de los procesos macro y microscópicos $J(t[\xi])$ y $\bar{\xi}(t)$, respectivamente.

Coherente con el modelo reológico de Escobar [15], la ecuación para σ poseería aplicabilidad tribológica si hacemos $J = \mu$ y $\mathcal{X} = \theta$. Debemos recordar que la identidad $J = \mu(t[\xi])$ supone que el sistema de roce está afectado por un complejo mecanismo *tiempo/gradiente* formado por micro-variables termodinámicas que aparecen espontáneamente cuando los cuerpos rozan y deslizan. Para obtener el potencial termodinámico dominante de $\mu(t[\xi])$ es necesario sugerir un mecanismo *tiempo/gradiente*, al menos, cualitativo.

DESARROLLO DEL MODELO

La presente aplicación de conceptos generales de la Física de No-Equilibrio no pretende definir el exacto mecanismo *tiempo/gradiente* que poseería el sistema de roce. El objetivo de obtener un mecanismo que cubra todas las necesidades interdisciplinarias es un problema de envergadura que dista mucho de ser solucionado en forma sencilla ([18] y [22]). Sin embargo, podemos ensayar la

siguiente solución básica: *supondremos que el mecanismo tiempo/gradiente del sistema de roce se puede simular como si correspondiera al mecanismo de una compleja mezcla de fluidos reactivos* (según esta perspectiva, el proceso de fricción se asimila como una intensa reacción causada por un pequeño reactor (ver [23]). Esta definición del mecanismo *tiempo/gradiente* del sistema de roce, es lo suficientemente general como para simular los efectos que -sobre la fuerza de roce- provocarían las reacciones triboquímicas.

El método termodinámico de no-equilibrio prosigue con un análisis cualitativo de la interacción entre las leyes de conservación. En el caso de una mezcla de fluidos reactivos, la tasa de entropía $\sigma = ds/dt$ se representa como el producto constitutivo de procesos y afinidades generalizadas, tanto internas como externas, tal como lo sugiere la ecuación general para σ (los detalles de la interacción entre las leyes de conservación se pueden consultar en [11] pp. 200-208).

La simulada tasa de entropía del lugar de roce (ρ, O) se escribe:

$$\sigma = \mu\theta + \frac{\rho}{T} \dot{\xi} \bar{A}, \quad (1)$$

donde hemos reemplazado el proceso μ (recordemos que no es una propiedad en equilibrio), su fuerza termodinámica de "accionamiento" θ , ρ denota densidad, $T \neq \theta$ una temperatura, $\dot{\xi}$ el dominante proceso interno promedio, y \bar{A} la afinidad química interna promedio del sistema de roce.

Sí ningún error conceptual se ha cometido, la ec. (1) sugiere que al coeficiente de roce podría asignársele unidades. El coeficiente de roce tendría dimensiones comparables con una eventual *potencia calorífica de la superficie multiplicada por el coeficiente de dilatación térmica*. No nos debe extrañar ni menos alarmar esta conclusión, toda vez que el experimento de Rhatigan et. al. (1989) demuestra que existe una fuerte dependencia funcional entre el coeficiente de roce, la conductividad térmica y el coeficiente de dilatación térmica del material; es decir, en términos de unidades físicas, Rhatigan et. al. verifican las unidades [W/m²K²].

El TFD conecta el espectro de potencia de las fluctuaciones microscópicas -aquí de naturaleza química- con una propiedad macroscópica de interés. Nos interesa la propiedad macroscópica μ , de manera que debemos conectarla con el espectro de potencia que

resulta de las fluctuaciones $\dot{\xi}$. Esta obligación teórica viene representada en las siguientes dos ecuaciones que se corresponden con una de las varias formas matemáticas del TFD:

$$\bar{\xi}(t) = \int_0^t \frac{\partial R(\tau)}{\partial \tau} \Lambda(t-\tau) d\tau, \quad y, \quad \mu_0 - \mu(t[\xi]) = \int_0^t \frac{\partial R(\tau)}{\partial \tau} \theta(t-\tau) d\tau \quad (2)$$

donde μ_0 denota un valor referencial.

Una aproximación lineal para $\dot{\xi}$ supondría que el proceso químico interno sufre pequeñas pero persistentes variaciones en su condición de cuasi-equilibrio local (el sistema de roce es intrínsecamente inestable!). Esto equivale a suponer, por supuesto, que el proceso $\dot{\xi}$ fluctúa acumulando irreversibilidad o entropía (siempre es posible esperar que aparezcan espontáneas micro-inestabilidades [11]). La aproximación lineal que se propone es $\dot{\xi} = N\theta + P\bar{A}$, donde N y P son coeficientes fenomenológicos independientes del tiempo.

Por una definición coherente con el modelo de la mezcla de fluidos reactivos, se tiene que $\bar{A}(\xi, \zeta) = -b\Delta\xi - g\Delta\zeta$, donde ζ denota coordenadas externas, b es un nuevo coeficiente fenomenológico, y g es la *microscópicamente grande Energía Libre de Gibbs del sistema de roce* (la más mínima fluctuación de alguna cantidad físico-química provoca una mínima fluctuación en la Energía Libre de Gibbs).

No parece que esta energía libre sea susceptible de una directa medición. Esta crítica nos llena de desazón porque, efectivamente, hasta aquí el modelo no plantea como se puede medir tal energía. En realidad el modelo no necesita plantear eso, es el Teorema Fluctuación Disipación quién da la respuesta: el TFD señala que se debería medir -y correlacionar con μ (ecs. 2)- el eventual espectro de potencias que provoca la "danza" de micro-fluctuaciones termodinámicas localizadas a nivel del contacto, cuando los cuerpos rozan y deslizan.

Reemplazando la expresión lineal para \bar{A} , se obtiene de (2);

$$\dot{\xi} = P(\Lambda - g\bar{\xi}), \quad \text{con } \Lambda = P^{-1}N\theta - b\Delta\zeta \quad (3)$$

donde Λ es el término que aparece en (2). De la ec. (3) extraemos la respuesta fenomenológica $R(t[\xi]) = -g^{-1}e^{-Pgt}$, donde P sería

un coeficiente empírico e indicativo de alguna propiedad física local del sistema de roce (ρ, O). Si reemplazamos \dot{R} en (2), obtenemos la respuesta local del coeficiente de roce en términos puramente termodinámicos:

$$\mu(t[\xi]) = \mu_0 + \theta g^{-1} (e^{-\alpha t} - 1) \quad (4)$$

aquí $\alpha = Pgt$ es el equivalente termodinámico del tiempo cinético (t/τ). En breve volveremos a la ec. (4).

Por un asunto de analogía viscoelástica (ver [15]), a la ec. (2), le corresponde una ecuación complementaria del tipo:

$$\theta = \int_0^t H(t-\tau) \frac{\partial \mu}{\partial \tau} d\tau \quad (5)$$

$H(t)$ y $R(t)$ se denominan funciones complementarias. Desarrollando la ec. (5) con $\dot{\mu} = -\theta P e^{-Pgt}$ se tiene: $H(S) = -P^{-1} \left(\frac{S + Pg}{S} \right)$, en términos de Transformada de Laplace. El signo negativo de esta expresión se relaciona con el sentido de variación de la energía libre. Sin ambigüedad, puesto que no afecta la interpretación física del modelo, supondremos que el signo (-) indica que el sistema está en un estado exotérmico, suministrando energía a su entorno.

En el dominio del tiempo, $H(s)$ queda:

$$H(t[\xi]) = \left(\frac{\delta(t[\xi]) + Pgt}{P} \right), \text{ donde } \delta(t[\xi]) \text{ es la función impulso}$$

de Dirac. Este último resultado puede confirmar la teórica existencia de una "danza de fluctuaciones" de la energía libre de Gibbs del sistema de roce. El tiempo $t[\xi] = 0 = \delta_0$ es factible de asociar a rapidísimos cambios en la morfología o régimen de disipación de la energía libre. Sucesivos pulsos indican sucesivos y rápidos despliegues $H(\delta_0, g)$ de energía termo-química, en estado exotérmico o endotérmico.

La función $\delta(t[\xi])$ de Dirac, introduce discretización en el presente modelo. Los pulsos termo-químicos $H(\delta_0, g)$ sugieren que el coeficiente de roce no es una propiedad continua o de transporte (ver ecs. (4) y (5)). En suma, la interface de roce no comparte las mismas propiedades de las superficies, ni menos las del volumen del cuerpo. El sistema interfacial no se "ajusta" a las ecs. del medio continuo porque aparecen pulsos termo-químicos $H(\delta_0, g)$. En lugar de una naturaleza continua, el sistema de roce aparece gobernado por un mecanismo de fluctuaciones que depende exclusiva-

mente de las leyes de estabilidad termodinámica. Este mecanismo obligaría a un permanente y espontáneo (exotérmico) o no-espontáneo (endotérmico) ajuste entre la temperatura, el coeficiente de roce, y la Energía Libre de Gibbs del contacto. En términos matemáticos, esta conclusión se demuestra integrando parcialmente la ec. (5):

$$\theta = H(t[\xi] > 0) \mu - \int_0^t \frac{\partial H(t[\xi] > 0)}{\partial \tau} \mu(t-\tau) d\tau \quad (6)$$

Como las ecs. (2) y (5) caracterizan el régimen de funcionamiento más general de no-equilibrio del contacto, la relación integral de la ec. anterior correspondería a la fuerza termodinámica fluctuante que obliga a un comportamiento irregular e impredecible de μ . Según este resultado teórico, el sistema de roce sería termodinámicamente inestable debido a la *permanente incompatibilidad* entre las variables de estado $\theta \leftrightarrow \dot{g} \leftrightarrow \dot{\mu}$. No obstante, en el equilibrio relajado, la integral de fluctuaciones desaparece, y emerge la relación de estado [24]:

$$\theta \equiv \mu \cdot g \quad (7)$$

La magnitud efectiva del producto mecano-químico $\mu \cdot g$ no es equivalente a θ . La ec. (7) quiere decir que la propiedad de estado $M\theta = \theta / \mu$ es congruente con la Energía Libre de Gibbs del sistema de roce. La variable combinada $M\theta = \theta / \mu$ sería siempre comparable *-scale as-* con la Energía Libre de Gibbs del contacto.

Reemplazando la expresión analógica (7) en la ec. (4), es posible predecir la morfología de μ frente a las tres posibles manifestaciones de la energía libre (desorción exotérmica, adsorción endotérmica y en equilibrio, según el signo (-) para $H(S)$):

$$\mu(t[\xi]) = \mu_0 e^{-Pgt}, (\Delta g < 0, \text{ des. exotérmica}) \quad (8)$$

$$\mu(t[\xi]) = \mu_0, (\Delta g = 0, \text{ perfecto eq. ads./des.}) \quad (8.1)$$

$$\mu(t[\xi]) = \mu_0 (1 - e^{-Pgt}), (\Delta g > 0, \text{ ads. end.}) \quad (8.2)$$

En realidad, por un asunto de definición termodinámica de la Energía Libre de Gibbs, existe una cuarta posibilidad: un proceso de relajación del coeficiente de roce puede ser perfectamente compatible con un estado de adsorción endotérmico. Simular lo contrario - aumento del coeficiente de roce en estado de desorción exotérmico - obliga a re-interpretar las ecs. (8 y 8.2) utilizando el signo contrario para la expresión $H(S)$; es decir, el signo (-) cambia a (+).

Las tres ecuaciones anteriores tienen una inmediata aplicación práctica. Ellas permiten simular en forma muy sencilla el elaborado modelo heurístico de Heslot et. al. (1994). La siguiente Fig. 3. muestra la trayectoria experimental del coeficiente de roce μ vs tiempo, y la sub-siguiente (Fig. 4. y 4a) muestra la simulación de la ec. 8.2. (cualitativamente, al menos, el modelo aquí deducido se comporta en acuerdo con el experimento de [25]):

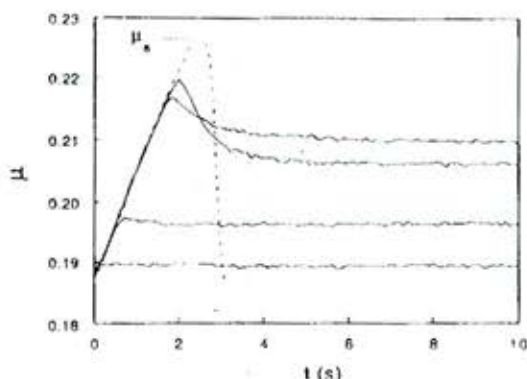


Fig. 3. Trayectoria del coeficiente de roce en el tiempo de un sistema elemental de fricción (un contacto conforme "paper-on-paper"). El sistema (tribómetro de baja velocidad $10^{-8}[\text{m/s}] < V < 5 \cdot 10^{-2}[\text{m/s}]$), está sometido a fuerzas de fricción en cuasi estados de creep y relajación [25].

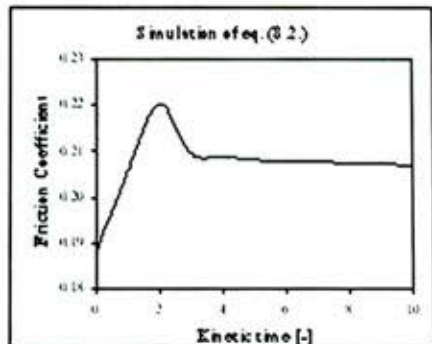


Fig. 4. $\mu(t/\tau) = 0,188 \cdot \varphi[\dot{g}_{ads.}]$. La trayectoria del coeficiente de roce sólo depende del régimen de actividad y no de la temperatura del contacto.

Fig. 4 (a). $\varphi[\dot{g}_{ads.}] = \varphi_0[1 - e^{-(t/\tau)}]$, con $\varphi_0 = 1.0 [\text{W/kg}]$: valor referencial.

Tabla Fig. 4. y 4 (a). La intensidad del teórico potencial de adsorción φ crece monótonamente, pero sus pequeñas micro-fluctuaciones ξ (representadas en los pequeños tiempos internos de relajación τ) afectan fuertemente la trayectoria del coeficiente de roce.

t [s]	τ [s]	(t/ τ)	φ [W/kg]	μ [W/kg $^\circ\text{K}^2$]
0	1,0000	0,00	0,000	0,1880
1	0,9745	1,03	0,642	0,2053
2	0,9500	2,11	0,878	0,2202
3	1,0070	2,98	0,949	0,2095
4	1,0025	3,99	0,982	0,2090
5	1,0030	4,99	0,993	0,2081
6	1,0010	5,99	0,998	0,2080
7	1,0010	6,99	0,999	0,2078
8	1,0010	7,99	1,000	0,2076
9	1,0011	8,99	1,000	0,2073
10	1,0010	9,99	1,000	0,2071

La presente solución termodinámica explicaría el origen de las fluctuaciones del coeficiente de roce vía la definición $(t/\tau) = \varphi[\dot{g}]$. Esta solución sugiere que el coeficiente de roce no depende de la temperatura alcanzada por el contacto. Sólo dependería del régimen de actividad $\varphi[\dot{g}]$ de la Energía Libre de Gibbs del contacto.

El modelo de la temperatura flash requiere un valor constante para el coeficiente de roce. La ec. (8.1) es la solución de excepción para este caso ideal. De todas maneras, el sistema acumula flujo de entropía e inestabilidades por lo tanto es más realista esperar que el tribo-sistema aumente o disminuya, aleatoriamente, el valor de su coeficiente de roce.

Como las ecs. (8), (8.1) y (8.2) denotan trayectorias de equilibrios límites, el balance entre adsorción y desorción de Energía Libre es muy relevante. Las morfologías posibles para el coeficiente de roce, en función del régimen de actividad $\varphi[\dot{g}]$, se podrían generar a partir de la simple ecuación lineal:

$$\frac{\dot{\mu}}{\mu} = -\varphi[\dot{g}_{des.} - \dot{g}_{ads.}] \begin{cases} < 0 (\dot{g}_{des.} \gg \dot{g}_{ads.}) \Rightarrow \mu \text{ relaxa} \\ = 0 (\dot{g}_{des.} = \dot{g}_{ads.}) \Rightarrow \mu \text{ const.} \\ > 0 (\dot{g}_{des.} \ll \dot{g}_{ads.}) \Rightarrow \mu \text{ aumenta} \end{cases} \quad (9)$$

En la ec. anterior $\varphi[\dot{g}_{des.} - \dot{g}_{ads.}]$ denota un balance del régimen de actividad en diferentes valores del tiempo. Según esta expresión, el coeficiente de roce es hiper-sensible a los cambios ads/des.

Un último ejemplo de aplicación de la ec. (8) se da en el ámbito de los aditivos para lubricantes. Se define el efecto de recubrimiento Θ como una medida de la protección que entrega el aditivo a fin de evitar el daño patológico de las superficies. Experimentalmente se muestra que el efecto de protección Θ aumenta con la concentración C del aditivo utilizado; es decir: $\Theta(C)$. Pero también $\Theta(C)$ se interpreta como una iso-terma de adsorción del lubricante en la superficie [24]. Por ej.: la iso-terma de adsorción de Temkin tiene la forma lineal $\Delta g(C) = \Delta g_0 + \alpha\Theta(C)$, con α una constante de proporcionalidad que depende de la interacción de las moléculas del aditivo con la superficie (Δg_0 denota un valor inicial).

Recurriendo a la ecuación analógica (7), el módulo $M\theta = \theta / \mu - g$ es susceptible de una aplicación en términos de la concentración C del aditivo (usamos la representación instantánea g en lugar de Δg). En efecto, si pasamos del dominio del tiempo al dominio puramente energético, la ec. (8) queda:

$$\left(\frac{\theta}{\mu}\right) = \left(g_0 \equiv \frac{\theta_0}{\mu_0}\right) e^{\phi[g(C)]} \Rightarrow M\theta(C) = M\theta_0 e^{\phi(C, k_0; g_0)} \quad (10)$$

donde k_0 es la constante primaria de adsorción, y $\phi[g(C)]$ denota el modelo de adsorción. Asumimos la condición experimental iso-térmica de [26], y logramos una expresión teórica para el coeficiente de roce en función de la concentración del aditivo:

$$\mu(C, k_0; g_0) = \mu_0 e^{-\phi(C, k_0; g_0)}; \theta_0 = \theta = cte. \quad (11)$$

Este resultado teórico predice una disminución exponencial del coeficiente de roce a medida que aumenta la concentración del aditivo. En base a la Fig. 5., demás está señalar que la ec. (11) concuerda con la observación experimental.

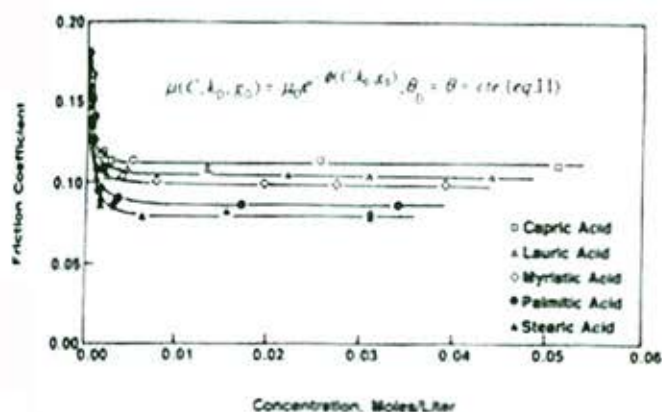


Fig. 5. Trayectoria experimental del coeficiente de roce en función de la concentración C de diferentes aditivos. Los experimentos se desarrollaron en un tribómetro de 4-Esferas hechas de acero AISI 52100 (carga normal 15 [kg] y velocidad superficial

$9,8 \times 10^{-4}$ [m/s]). Tiempo de duración del ensayo: 45 minutos a la temperatura ambiente de 20°C , asumida como la temperatura del contacto [26]. La ec. (11) -teórica- es conforme con este resultado experimental.

CONCLUSIONES

Se simula la tasa de entropía del proceso de fricción como si correspondiera a la tasa de entropía de una mezcla de fluidos reactivos. Esta perspectiva sugiere que el coeficiente de roce no sería una simple medida de la fuerza de roce, o de un ángulo de contacto, o del área real de contacto. La simulación identifica al coeficiente de roce como una reacción termodinámica sensible al régimen de actividad de la Energía Libre de Gibbs del proceso de fricción; las fluctuaciones en no-equilibrio del coeficiente de roce serían una medida del régimen de actividad físico-química desarrollada en el área real de contacto. Desde esta perspectiva, la temperatura de rozamiento sólo "gatilla" niveles de Energía Libre que el coeficiente de roce utiliza para modificar su trayectoria en el tiempo. Esta situación es coherente con la conocida inexistencia de una relación directa y definida entre la temperatura de rozamiento y el coeficiente de roce.

Aunque el coeficiente de roce varía con la velocidad de deslizamiento, la carga normal, la composición de las superficies, etc...tal variación sería un funcional sólo de la Energía Libre desarrollada por la fricción.

El modelo teórico aquí deducido para el coeficiente de roce predice los resultados experimentales de Jahanmir & Beltzer (1986), explica en forma muy sencilla el elaborado modelo heurístico de Heslot et. al. (1994), y está en coherencia con los recientes resultados experimentales sobre las nano-alteraciones que presenta la tensión de corte entre rugosidades debido a la permanente existencia de inhomogeneidades químicas en las superficies rozantes (Gourdon et. al., 2001).

REFERENCIAS

- [1] Jaeger J. Journal and Proc. Roy. Soc. South Wales 76 (1/4). (1942) pp. 203-224.
- [2] Blok H. Proc. of the Gen. Disc. of Lub. Inst., London. (1937) Vol. 2, pp. 222-235.
- [3] Escobar E. Diss. Dr.-Ing. Fakultät für Maschinenelemente. (1973) TU-Dresden.

- [4] Fronius S. VEB Verlag Technik (1971): Maschinenelemente-Antriebsselemente. Berlín.
- [5] Tirapegui E., 2002. Comunicación personal.
- [6] Johnson R., Dow T. & Zhang Y. ASME : Journal of Tribology. (1988) Vol. 10. No. 1. pp. 80-86.
- [7] Rhatigan J., Johnson R. & Dow T. ASME: Journal of Tribology. (1989) Vol. 111. pp. 23-28.
- [8] Sadowsky J., 1993: Thermodynamisches Kriterium des Frebverschleibes von Metallen. Tribologie + Schmierungstechnik. 40 Jahrgang. 2.
- [9] Santner E. Tribologie-Fachtagung 27. bis 29. September 1999. Göttingen.
- [10] Kondepudi D. & Prigogine I. (1998): Modern Thermodynamics. From Heat Engines to Dissipative Structures. John Wiley & Sons. England.
- [11] Woods L. C. Engineering Sciences Series 2. (1986): The Thermodynamics of Fluid Systems. Oxford.
- [12] Kragelsky Y. Butterworths. (1965): Friction and Wear. Washington.
- [13] Patanella A., Zhang H. and Espinosa H. (1999)
Internet: http://clifton.mech.nwu.edu/~espinosa/Nano_Materials.htm.
- [14] Gourdon D., Burnham N., Fritz M., Hühner and Spencer N. (2001) Internet: <http://www.snf.ch>
- [15] Escobar E. ASME: Journal of Tribology. (1996) Vol. 118. pp. 125-130.
- [16] Bowden F. & Tabor D. Clarendon. (1950): Friction and Lubrication of Solids. Oxford.
- [17] Tabor D. Transactions of the ASME: Journal of Lubrication Technology. (1981) Vol. 103. pp. 169-179.
- [18] Jahanmir S. ASME : Journal of Tribology. (1987) Vol. 109. pp. 207-214.
- [19] Wedeven L., Totten G. & Bishop R. Lecture: 3ª Jornadas Tribológicas de la República Argentina y Latinoamericana. August 08 to 12 (1994). Buenos Aires- Argentina.
- [20] Streater J. ASME: Journal of Tribology. (1992) Vol. 114. pp. 360-368.
- [21] Mahnke R., Schmelzer J. und Röpke G. Teubner Studienbücher-Physik. (1992): Nichtlineare Phänomene und Selbstorganisation. Stuttgart.
- [22] Leven R., Koch B. und Pompe B. Akademie Verlag. (1994): Chaos in dissipativen Systemen. Berlín.
- [23] Beerbower A. ASLE Transactions 14, (1971) pp. 90-104.
- [24] Bulnes R. Thesis Dipl.-Ing. (1996) Universidad de La Serena-Chile.
- [25] Heslot F., Baumberger T., Perrin B., Caroli B. & Caroli C. Physical Review E. (1994) Vol. 49. Number 6. pp. 4973-4988. June.
- [26] Jahanmir S. & Beltzer M. ASME : Journal of Tribology. (1986) Vol. 108. pp. 109-116.

NOMENCLATURA

g	Potencial libre de Gibbs [J/kg]
FN, VG	Fuerza normal [N], velocidad [m/s]
θ_0	Temperatura referencial [K]
θ	Temperatura estacionaria [K]
μ_0	Coefficiente de roce referencial (state)
$\mu(t[\xi])$	Coefficiente de roce (reacción)
σ	Tasa de entropía [W/kgK]
ξ	Coordenada interna
$t[\xi_0]=V\tau$	Tiempo cinético [-]
τ_i	Escala microscópica de tiempo
ϕ	Denota función

SINTESIS Y ESTUDIOS EXPERIMENTALES DE CARACTERIZACION DEL MATERIAL LUMINISCENTE $Cs_2NaTmCl_6$

V. Poblete, G. Navarro, V. Martin

Comisión Chilena de Energía Nuclear, Amunátegui 95, Casilla 188-D. Santiago-Chile.

E-Mail: vpoblete@cchen.cl ; Navarro@cchen.cl, Vmartin@cchen.cl



RESUMEN

El material luminiscente $Cs_2NaTmCl_6$ perteneciente al grupo espacial $Fm\bar{3}m$, ha sido sintetizado y caracterizado por medio de difracción de rayos-X de polvos y estudios espectroscópicos. La síntesis se realizó por medio de una reacción de estado sólido a $802,9^\circ C$, durante dos horas, con un gradiente de temperatura de $4^\circ C/min$ y $2^\circ C/min$ al inicio y al final de la reacción, respectivamente. Por medio de estudios térmicos (DTA/TG) se estableció la temperatura óptima de cristalización, la cual ocurre entre los $764,5^\circ C$ y $838,5^\circ C$. El uso de programas de refinamiento de perfiles, por el método de Rietveld, permitió establecer los siguientes parámetros cristalográficos: $a_0 = 10,6866 \text{ \AA}$, $V = 1220,45 \text{ (\AA)}^3$, $Z = 4$, $M = 802,90$, $D_x = 3,65$ y $D_{exp} = 3,67$. Las 32 líneas experimentales analizadas muestran una gran exactitud considerando que el valor obtenido de $R_{exp} < R_{wp}$. Para esta estructura, se observaron empaquetamientos cerrados cúbicos de la forma $Cs^{1+} + 3Cl^{1-}$, con átomos de Na^{1+} y Tm^{3+} , llenando los huecos octaédricos. Mediciones realizadas por medio de espectroscopía Raman, permitieron asignar e identificar los modos internos pares de vibración, del ion complejo $TmCl_6^{3-}$. Los datos experimentales obtenidos serán de gran importancia, para completar la masa de datos experimentales necesarios, para el desarrollo de métodos de cálculos destinados a la investigación teórica de estos complejos sistemas cristalinos.

1. INTRODUCCIÓN

La espectroscopía del estado sólido ha experimentado un desarrollo vertiginoso en las últimas décadas, producto de diversos factores experimentales y teóricos. Existe en la literatura, una masa importante de datos experimentales, para el caso de cristales puros y dopados, los cuales dan origen a desafíos teóricos de envergadura [1-3]. Los nuevos datos experimentales, dado el desarrollo tecnológico, se caracterizan por poseer un alto nivel de precisión y exactitud, los cuales se obtienen mediante técnicas de espectroscopía lineal y no lineal. El interés fundamental en el desarrollo de este trabajo se relaciona con el estudio experimental y teórico de materiales inorgánicos luminiscentes, para lo cual se ha procedido a realizar la síntesis controlada de la elpasolita estequiométrica $Cs_2NaTmCl_6$,

su caracterización estructural y análisis espectroscópicos, destinados a complementar la masa de datos necesarios para el desarrollo de modelos físico-matemáticos destinados a la interpretación de los observables físicos [4 - 9].

2. EXPERIMENTAL

En la síntesis de la elpasolita $Cs_2NaTmCl_6$, se utilizaron cantidades estequiométricas de cloruros de Cs^{1+} , Na^{1+} y Tm^{3+} , los cuales fueron disueltos en HCl diluido. El producto obtenido se secó en estufa de vacío y atmósfera de nitrógeno seco, para efectuar los estudios térmicos DTA/TG destinados a establecer la temperatura óptima para el tratamiento térmico, los cambios de fase y el rango

de temperatura de cristalización. La figura 1, muestra el análisis DTA/TG el cual indica que el rango de temperatura de cristalización ocurre entre los 764,5 °C y 838,5 °C. El máximo de la reacción ocurre a los 802,9°C y es la temperatura precisa a la cual se efectuó el tratamiento térmico, para obtener una óptima cristalización. La pérdida de masa observada, es del orden del 25%, atribuible fundamentalmente, al agua de hidratación que normalmente se observa en estos materiales que son altamente higroscópicos.

La determinación de la estequiometría de este sistema y la presencia de impurezas, fué establecida por medio de fluorescencia de rayos-X, con los siguientes resultados: Tm: 25,20%, Cs: 39,65 %, Na: 3,43 % y Cl: 31,72 %. La densidad se obtuvo mediante el uso de un picnómetro LANGER-450, en vacío y fue de 3,67 g/cm³.

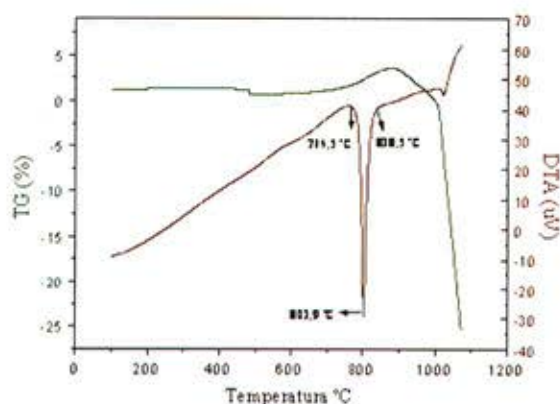


Figura 1: Análisis DTA/TG de la Elpasolita Cs₂NaTmCl₆

3. CARACTERIZACIÓN ESTRUCTURAL Y ESPECTROSCÓPICA

La caracterización estructural de este sistema, fue realizada por medio de difracción de rayos-X de polvos (DRX), utilizando un programa de refinamiento de perfiles de Rietveld. Las condiciones experimentales del sistema de medición fueron de 20 mA y 40 kV, con ánodo de Cobre y filtro de Níquel, para una longitud de onda de los rayos-X incidentes de 1,5444 Å. Se analizaron 3149 líneas, en etapas de 0,02° (2θ), a temperatura ambiente, en el rango comprendido, entre los 12° (2θ) y 74,98° (2θ). Los datos de entrada para el refinamiento de perfiles, se incluyen en la tabla I. En la tabla II, se incluyen los datos de difracción de polvos, de las líneas más relevantes de la elpasolita Cs₂NaTmCl₆. En la figura 2, se muestra el difractograma de polvos tomado a temperatura ambiente.

Tabla I, Datos de entrada, método de refinamiento de perfiles de Rietveld, de la elpasolita Cs₂NaTmCl₆

Factor	Valor	Posiciones atómicas
R _p	8,48	Cs: (1/4,1/4,1/4)
R _{wp}	11,16	Na: (1/2,1/2,1/2)
R _{exp}	5,66	Cl: (1/4,0,0)
R _{wp} /R _{exp}	1,97	Tm: (0,0,0)

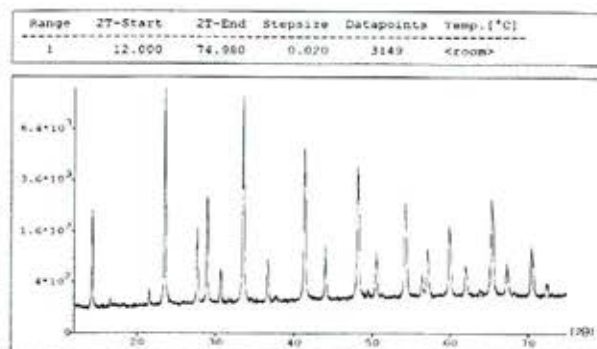
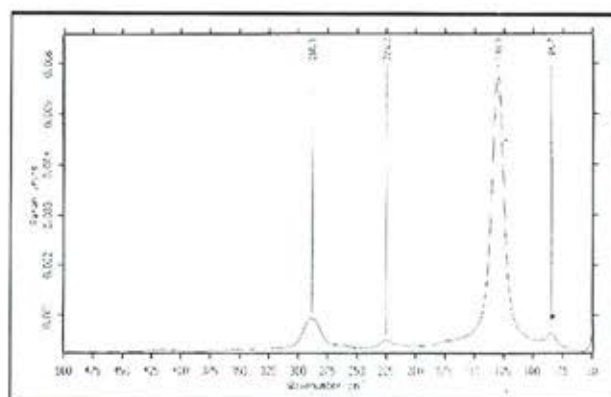


Figura 2: Difractograma DRX polvos, de la elpasolita Cs₂NaTmCl₆

Tabla II, Datos de difracción de polvos de la elpasolita Cs₂NaTmCl₆

h k l	I/I ₀ Rietveld	d (Å) Rietveld	2θ Rietveld/I ₀ Observadas	Observadas
1 1 1	23	6,16937	14,38077	18
2 0 0	<1	5,34330	16,61867	<1
2 2 0	100	3,77878	23,58310	100
3 1 1	19	3,22201	27,73343	20
2 2 2	34	3,08415	28,99964	38
4 0 0	90	2,67165	33,60037	90
3 3 1	10	2,45151	36,72036	11
4 2 0	<1	2,38952	37,70841	<1
4 2 2	67	2,18114	41,46863	70
5 1 1; 3 3 3	9	2,05717	44,09437	12
4 4 0	67	1,83596	49,74462	72
5 3 1	12	1,80604	50,62629	15
4 4 2; 6 0 0	<1	1,78146	51,37528	<1
6 2 0	45	1,68955	54,39315	50
5 3 3	5	1,62971	56,56596	6
6 2 2	18	1,61154	57,26228	20
4 4 4	30	1,54208	60,09956	34
7 1 1; 5 5 1	5	1,49612	62,14671	6
6 4 0	<1	1,48223	62,79492	<1
6 4 2	61	1,42773	65,48421	61
7 3 1; 5 5 3	9	1,39140	67,41876	8

Por medio de espectroscopía Raman se observaron y asignaron los modos pares de vibración ν_1 (288cm^{-1}), ν_2 (225cm^{-1}) y ν_3 (130.5cm^{-1}) correspondientes al ion complejo TmCl_6^{3-} , los cuales se incluyen en la tabla III y figura 3.



Espectro Raman de la elpasolita $\text{Cs}_2\text{NaTmCl}_6$

El pico que aparece en la región de bajas energía del espectro ($\approx 84,7\text{ cm}^{-1}$), corresponde a ruido electrónico del equipo y no es atribuible a ningún modo de vibración.

Tabla III. Frecuencias Raman de la elpasolita $\text{Cs}_2\text{NaTmCl}_6$

Simetría	Especie	Frecuencia	$\nu(\text{cm}^{-1})$	Intensidad
$\alpha_{1g}(\nu_1)$	Tm-Cl	Raman	288	Fuerte
$\epsilon_z(\nu_2)$	Tm-Cl	Raman	225	Débil
$\tau_{2g}(\nu_3)$	Tm-Cl-Tm	Raman	130,5	Fuerte

4. CONCLUSIONES

De acuerdo a la investigación desarrollada en el presente trabajo, se infieren las siguientes conclusiones:

- Las posiciones atómicas promedio de la elpasolita $\text{Cs}_2\text{NaTmCl}_6$ son: 4 átomos de Tm: (0,0,0), 4 átomos de Na: ($1/2, 1/2, 1/2$), 8 átomos de Cs: ($1/4, 1/4, 1/4$) y 24 átomos de Cl: ($1/4, 0, 0$).
- El parámetro de red correspondiente a esta estructura es: $a_0 = 10,6866\text{ \AA}$.
- Para esta estructura, se observan empaquetamientos cerrados cúbicos de la forma $\text{Cs}^{1+} + 3\text{Cl}^-$, con átomos de Na^{1+} y Tm^{3+} , llenando los huecos octaédricos, en forma similar a lo observado en los sistemas cristalinos de la familia de las elpasolitas.
- Los datos experimentales obtenidos, serán un aporte sustancial, para el desarrollo y aplicación de modelos de cálculo, que permitan avanzar en la interpretación y cálculo de las intensidades espectrales de estos complejos sistemas cristalinos.
- Dada la pureza del material luminiscente $\text{Cs}_2\text{NaTmCl}_6$, obtenido, nos permitirá desarrollar una ingeniería de diseño orienta-

da a la aplicación de dispositivos luminiscentes, en la región visible del espectro electromagnético.

AGRADECIMIENTOS

A la Comisión Chilena de Energía Nuclear, proyecto CCHEN-538.

BIBLIOGRAFÍA

- [1] Tanner P.A., Ravi Kanth Kumar V.V., Jayasankar C.K., Reid M.F., Journal of Alloys and Compounds, 215, 349 (1994).
- [2] Auzel E., In Proceed. Int. Conf. Defects Insulating Materials. Nordkirchen. World Scientific Singapore, 1993.
- [3] Blasse G., Grabmaier B.C., Luminiscent Materials, Springer-Verlag, 1994.
- [4] Acevedo R., Poblete V., Powder Diffraction, 10 (4), 241 (1995).
- [5] Acevedo R., Tanner P.A., Meruane T., Poblete V., Phys. Rev., B54 (6), 3976 (1996).
- [6] Acevedo R., Flint C.D., Meruane T., Muñoz G., Passman M., Poblete V., Journal of Molecular Structure (Theochem), 390, 109 (1997).
- [7] Acevedo R., In prensa Cientifica S.A. (Scientific American), 1997. En prensa.
- [8] Ballhausen C.J., In "Vibronic processes in Inorganic Chemistry". Pages: 1-5, 53-NATO-ASI series C:Mathematical and Physical Sciences. Vol. 288. Kluwer Academic Publishers, 1989.
- [9] Acevedo R., In "Vibronic Processes in Inorganic Chemistry", pages: 139-193. NATO-ASI Series C: Mathematical and Physical Sciences. Vol. 288. Kluwer Academic Publishers, 1989.

Experimental processing of Si steels up to 6.7 m.% Si for electrical applications

Tanya Ros-Yanez ¹, Alberto Monsalve G. ², Alfredo Artigas A. ² and Yvan Houbaert ¹

¹ Department of Metallurgy and Materials Science, Ghent University, Technologiepark 903, B-9052 Gent-Zwijnaarde, Belgium.
E-mail: tanya.rosyanes@ugent.be

² Department of Metallurgical Engineering, University of Santiago de Chile, Av. L. B. O'Higgins 3363, Santiago de Chile, Chile.
E-mail: amonsalv@usach.cl

1. INTRODUCTION

Fe-Si alloys with high silicon content (up to 6.5 m.%Si) are important for the electrical industry because of their excellent magnetic properties: low power losses and almost zero magnetostriction [1, 2, 3, 4]. However, the production of steel with a high Si content and very low thickness is very difficult due to its extreme brittleness [1, 3].

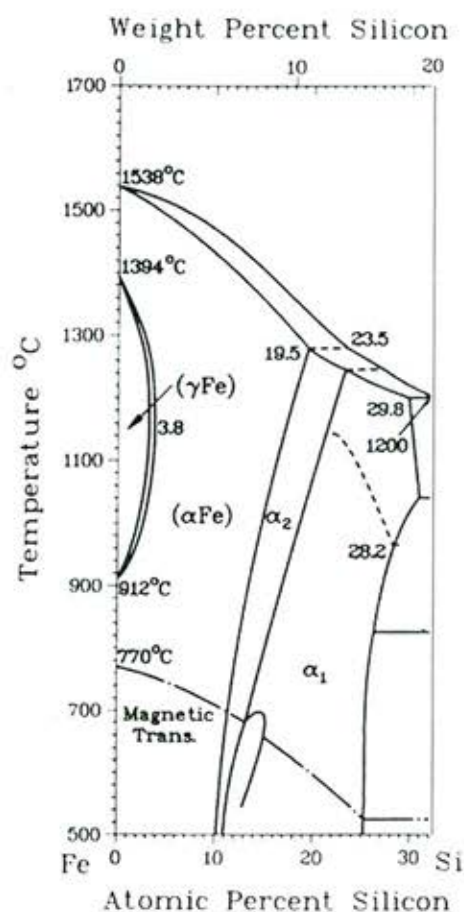


Figure 1. Fe-rich part of the Fe-Si equilibrium diagram [5]: α -Fe is disordered bcc, α_2 is the FeSi (B2) ordered modification and α_1 the Fe₃Si (D0₃) ordered modification

It is generally believed that the limited ductility of this steel is due to ordering processes, which are indicated in the Fe-Si equilibrium phase diagram (figure 1). In the iron rich region, the bcc alloy exists in both disordered (A_2) and ordered (B_2 and $D0_3$) modifications and they are referred in the figure 1 to as α , α_1 and α_2 , respectively. Up to 10 at-% of Si, the alloy is considered disordered and starting around 13 at-% a $D0_3$ type order is expected at low temperatures [5]. The unit cell of the B_2 consists of a bcc lattice with a Si atom in the central position and the $D0_3$ lattice of 8 bcc unit cells with Si atoms in 4 of the 8 central positions.

The special interest with respect to the ordering phenomena in these alloys is the influence they may have on mechanical properties. As a consequence of the ordering effects, depending on the temperature and the cooling rates, the alloy properties can be tuned via changes in the degree of order/disorder by an adequate thermomechanical treatment. Therefore, the brittleness of these alloys could be significantly reduced if the disordered state is retained, e.g. through a rapid cooling cycle. For example, it has been shown in literature that the occurrence of a particular ordered or disordered state in the production of 6.5%Si ribbons depends of the cooling rate during solidification and/or during the heat treatment conditions [6]. However, although methods to produce alloys with high Si content are in various stages of development or production around the world, their wide scale use has been inhibited by the high cost of production or the difficulty in adapting them to present manufacturing processes [7].

The objective of this work is to report about the feasibility to produce high Si steels by the application of classical or adapted rolling techniques by an adequate thermomechanical treatment.

2. PRODUCTION OF EXPERIMENTAL ALLOYS

Five Fe-Si alloys with different Si content were produced on a laboratory scale in order to investigate the effect of increasing the Si over 3 m.% on processing and properties. The composition range for

each alloy is shown in table 1.

Table 1. Chemical composition (m.%) of the Fe-Si alloys

Alloy	% C	% Si	% Al	% Mn	% P	% S	% Ti	% Ni
A	0.003	3.32	0.004	0.047	0.013	0.006	0.007	0.006
B	0.009	4.20	0.003	0.048	0.003	0.006	0.005	<0.0008
C	0.002	5.00	0.006	0.059	0.013	0.007	0.007	0.006
D	0.006	6.30	0.002	0.091	0.006	0.007	0.011	0.001
E	0.003	6.70	0.006	0.050	0.013	0.006	0.007	0.006

2.1 Casting procedure

The material is cast as a thin slab (<30 mm thickness) and when the slab is still hot, without cooling down, the hot rolling is performed until the desired final thickness. In this way brittleness problems due to the cooling can be avoided. A special mould was designed for this purpose, several simulations of the metal pouring and solidification inside the mould were performed to optimize the design and to obtain data about temperatures and times during the casting.

2.2 Mould specifications

The mould was designed for initial slab dimensions of 180mm width, 250 length and 30mm thickness. Figure 2 gives the design of the feeding system in which some aspects have to be pointed out:

- the provided riser has the minimum size to provide a pool of molten metal to feed the casting as it cools and shrinks.
- normally sharp corners without a proper radius are not desirable, however in this case they were used because the slab can be considered like a thin wall and thus the forces of contraction should be absorbed when the casting solidifies:
- pouring direction from the bottom. The best way is to introduce the liquid metal through the lower part of the mould, in order to avoid defects such as inclusions and turbulence when filling the mould. This procedure insures that the casting has the best possible external appearance.

Since the slabs have to be cast and immediately hot rolled, cleaning the surface before rolling is impossible and a high quality surface after the opening of the mould is desired. The nature and conditions of the used mould materials have a noticeable effect on the surface finish of the ingot. Moulds made from molding sand normally impart a rougher surface to a casting than metallic die moulds. Therefore, two plates of cast iron were used in order to cover the slab section in the mould, providing a very smooth cast surface. Nevertheless, the feeding system and the riser were located inside the sand mould in order to keep the metal liquid while one is pouring and during the solidification, so that the riser can feed the mould

and avoid the shrinkage. On the other hand the rapid cooling obtained in the die mould and the thin slab thickness wall (30mm) will give a fine-grained material.

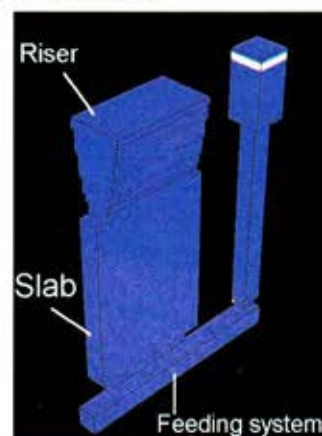


Figure 2. Three dimensional view of the designed mould

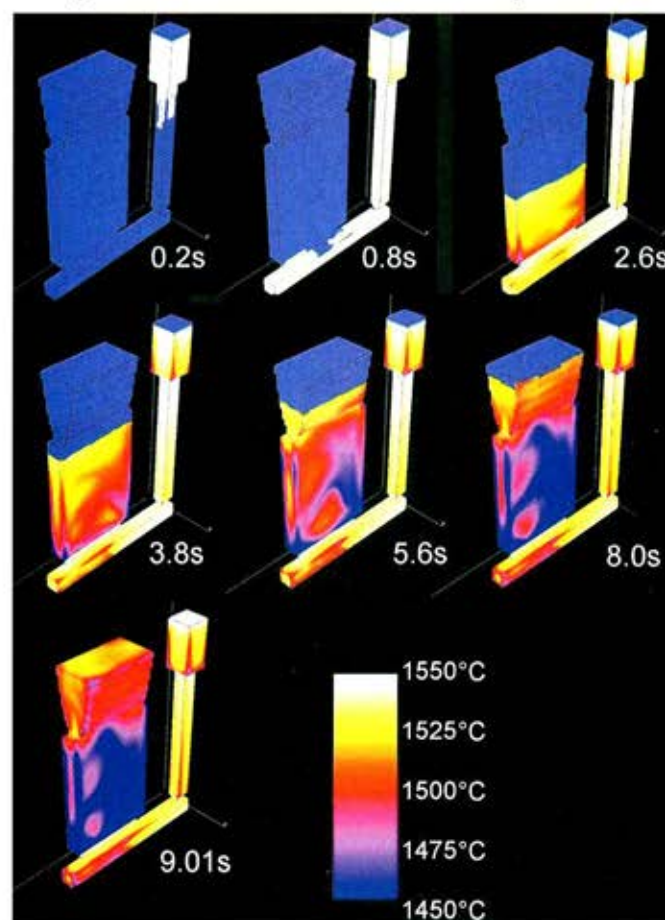


Figure 3. Simulation of the evolution of the metal temperature during the mould filling

2.3 Simulation

Feeding and solidification processes have been simulated in order to check the conceived mould: feeding time, the drop of temperature inside the mould, the pouring finish temperature, the end of the

solidification and possible formation of shrinkage. Figure 3 shows the feeding simulation of the mould after some intervals of time.

Some important conclusions for the simulations are:

- the riser is the last part in solidifying and it will avoid the shrinkage (figure 4);
- there are no filling problems due to turbulence;
- porosity should not occur;
- feeding finish time: 9 sec;
- piece (slab) solidification time: 56 sec;
- complete solidification time (including the riser): 540 sec.

2.4 Casting

An air induction high frequency furnace was used for the experimental casting. The weight of the charge was 50kg, which corresponds with the capacity of the furnace (14cm diameter and 40cm length) and allows the feeding of 2 moulds. The charge was composed of Ultra Low Carbon (ULC) steel and FeSi. Table 2 gives the chemical composition of the charge components. The FeSi was added before the pouring which started at 1591°C. Figure 5 shows the mould after the casting: the slabs have good external appearance and a very smooth cast surface, there were no problem with sharp corners or with shrinkage.

Slabs of the alloys B and D were produced in the laboratories of TKS in Bochum, Germany, with a thickness of 25mm while the rest was produced in the installations at Ghent University, with a thickness of 28mm. The chemical composition of the cast alloys is shown in table 1. Also an alloy with 11.5% of Si was cast for further research on ordering, but mechanical processing by rolling or cutting was almost impossible due to the high Si content.

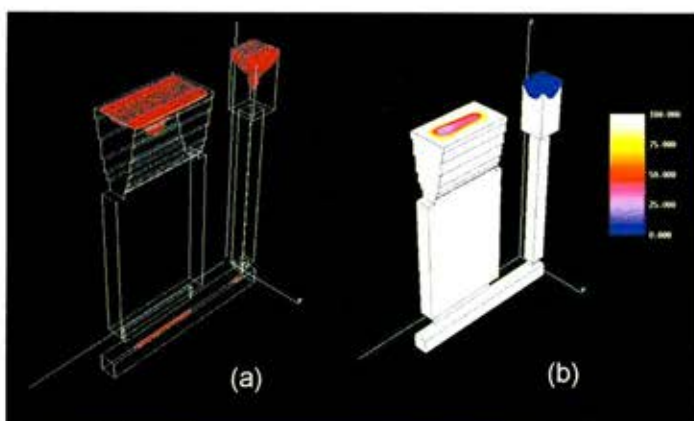


Figure 4. Three-dimensional representation of the shrinkage. (a) "Rx" view, note that the slab is free of imperfections. (b) Degree of the shrinkage, 100% (white areas) correspond with total feed of metal

Table 2. Chemical composition (wt.%) of the charge components

	%C	%Si	%Al	%Mn	%Ti	%N	%P	%S
FeSi	-	75	1.24	-	0.001	0.0012	0.02	0.06
ULC 20/20	0.0019	-	0.02	0.072	-	-	0.012	0.003

3. THERMOMECHANICAL PROCESSING

A hot and cold rolling procedure was established for the experimental alloys, permitting a processing avoiding the brittleness problems. A wide range of thermomechanical combinations were attempted where temperatures, number of passes during hot rolling, percent of reduction and cooling after hot rolling were the variable parameters. The sequence of the processing steps of the experimental alloys is schematically represented in figure 6, each step has been marked by a roman number. All the processing steps were physically simulated in our laboratory using:

- a reversible two-high laboratory mill with a maximum rolling force of 3000kN and roll diameter of 320 and 345mm for hot and cold rolling respectively (typical sheet width is 250mm);
- a computer controlled furnace for the simulation of coil cooling after hot rolling;
- a specially designed device for annealing under protective atmosphere.

Step I

Samples were reheated for 1h in the temperature range of 1150°C-1250°C. It appeared that reheating temperatures of 1150°C offer better initial conditions for the hot rolling because of the extremely high degree of oxidation at 1250°C.

Step II

The hot rolling experiments were carried out in 2, 4, 6 and 12 passes with reduction of 15, 30, 50 and 80% in each pass. The influence of increasing the Si content and the deformation temperature on the Mean Flow Stress (MFS) during rolling was determined. Also the finishing hot rolling temperature was recorded.

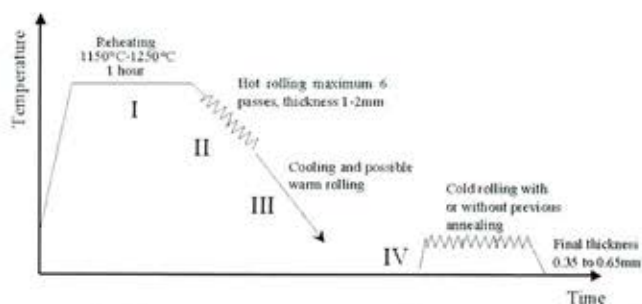


Figure 6. Schematic representation of the processing flow of experimental alloys



Figure 5. Mould and cast materials

Step III

The influence of the cooling rate after hot rolling on the cold workability of these alloys was studied using three cooling media: water, at the air and a coil-cooling simulation in a furnace from 800°C down to room temperature. For some experiments, the air cooling was interrupted at 500°C and warm rolling was attempted at this temperature, with or without a previous reheating to this temperature.

Experiments were carried out to determine the cooling rates obtained in the different cooling media used after hot rolling. Samples with dimensions, 740mm length x 245mm width x 25mm thickness, were preheated at 1000°C and cooled in the following environments: quiet air, furnace (coiling simulation) and water spray. Using a thermocouple welded to the sample, the temperature during the cooling was measured.

A cooling rate of 450°C/min is achieved with quiet air cooling at room temperature, while 0.38°C/min is achieved with a controlled cooling in the furnace (from 800°C cooled down in 26h). With water spray cooling rates of 35°C/sec are obtained, corresponding to 2100°C/min.

Step IV

The cold rolling was performed in several passes in the deformed state without additional treatment or after an annealing to

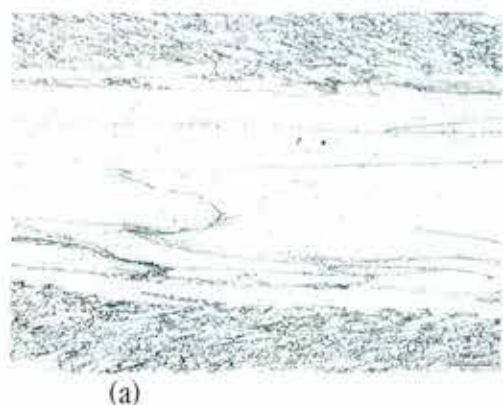
recrystallize the structure. Also, some samples were reheated at 300 and 500°C after hot rolling and a warm/cold rolling procedure was performed starting at these temperatures.

The microstructure of the hot rolled samples presents a very heterogeneous structure, with large bands of fine, deformed grains close to the surface and coarse deformed grains in the center of the sheet. Therefore, before cold rolling an annealing should be applied in order to recrystallize the material.

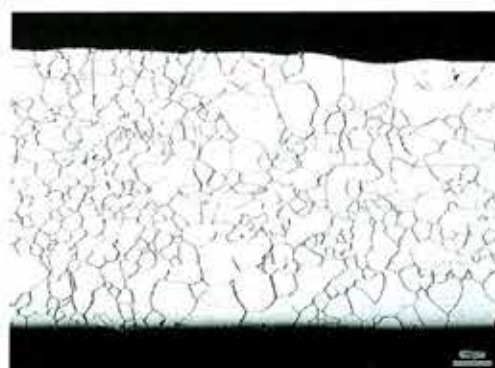
Table 3. Annealing experimental schedule

Temperature(°C)	Time in minutes	End of recrystallization
800	2-4-8-10-20-40-65-120	6 h for alloy B >6h for alloy D
1000	2-4-6-10-15	6 min
1150	0.5-1-2-4-6	less than 30 sec

Table 3 shows data of a series of experiments carried out in order to determine the optimal annealing temperature and time to ensure a small and recrystallized grain size. The temperature for the end of the recrystallization is given as an example for the alloys B and D. Experiments showed that an annealing treatment at 1000°C for 6 min permits to recrystallize the material in a reasonable time. Figure 7 shows the microstructure after this annealing.



(a)



(b)

Figure 7. Optical microstructure of the microstructure (alloy C): (a) after hot rolling and (b) after annealing at 1000°C for 6 min.

3.1 Effect of the Si content on the Mean Flow Stress (MFS) during hot rolling

Samples of alloys B (4.2% Si) and D (6.3% Si) were hot rolled in several passes after a reheating during 1h at 1150°C in order to study the effect of the Si content and the deformation rate on the MFS during rolling. Hot rolling schemes with 15, 30 and 50% of reduction per pass were applied. The MFS of the materials for the different rolling passes were calculated by means of the equations proposed by Jonas and Maccagno in [8].

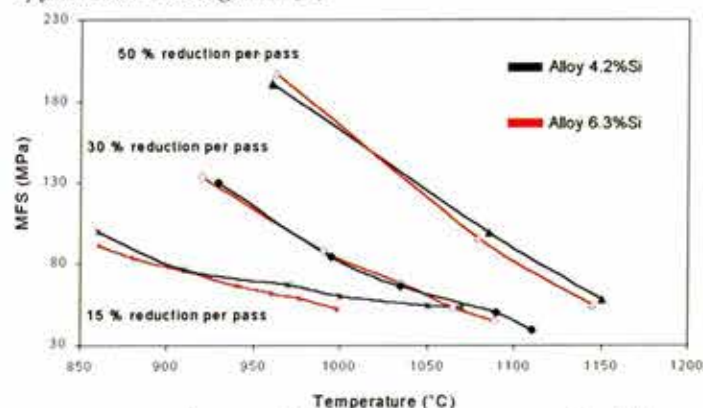


Figure 8. MFS values as a function of the temperature for different Si-contents and different reductions per pass in the alloys B (4.2%Si) and D (6.3%Si)

Figure 8 shows the evolution of the MFS values as a function of the temperature (measured before each rolling pass) for the different sets of rolling conditions. For each set of rolling conditions (15, 30 or 50% reduction) there is only a very slight effect of the Si-content: both curves are almost coincident. Obviously, increasing the percent of reduction and/or reducing the number of passes will increase the MFS, as can be seen. There is a strong increase of MFS for high deformation degrees at temperatures below 1000°C, where strain accumulation occurs. Additionally, recovery and/or recrystallization may be reduced and possible order-disorder reaction may start to appear [5, 8].

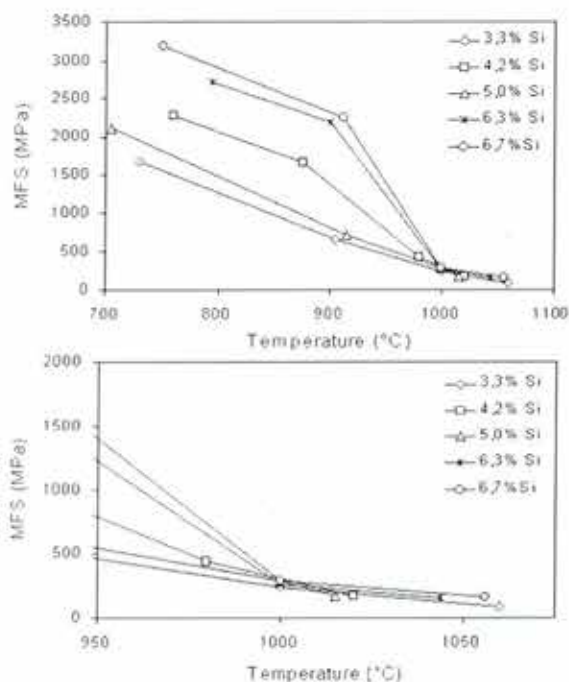


Figure 9. (a) MFS in function of the temperature for the experimental alloys hot rolled in 4 passes with 55% of reduction per pass. (b) Detail of the graph at high temperatures.

Figure 9 shows the MFS for hot rolling in 4 passes for all experimental alloys rolled with 55% of reduction per pass. When the temperatures are higher than 1000°C the MFS during the hot rolling are not strongly affected by the increasing of the Si content. Only when the temperatures are lower than 1000°C the MFS increases proportional with the increasing of silicon. For example the MFS at 900°C for the alloy E (6.7%Si) is 2230 MPa, while for the alloy A (3.3%Si) it is 662MPa.

This behavior can be associated with the ordering phenomena that occurs in the high Si alloys during cooling. The gradual appearance of order in these alloys with the decrease of temperature interferes with the workability, being more acute as the Si content

increases. According to the phase diagram (figure 1) 1000°C should be a temperature too high for the appearance of ordered structures of the type B2. Nevertheless, regarding the experimental results some doubts may exist concerning the applicability of the literature results, which were obtained under conditions of equilibrium after very long annealing times. They may not be applicable in industrial circumstances: the cooling and heating rates are extremely important for the position and existence of the transformation temperatures.

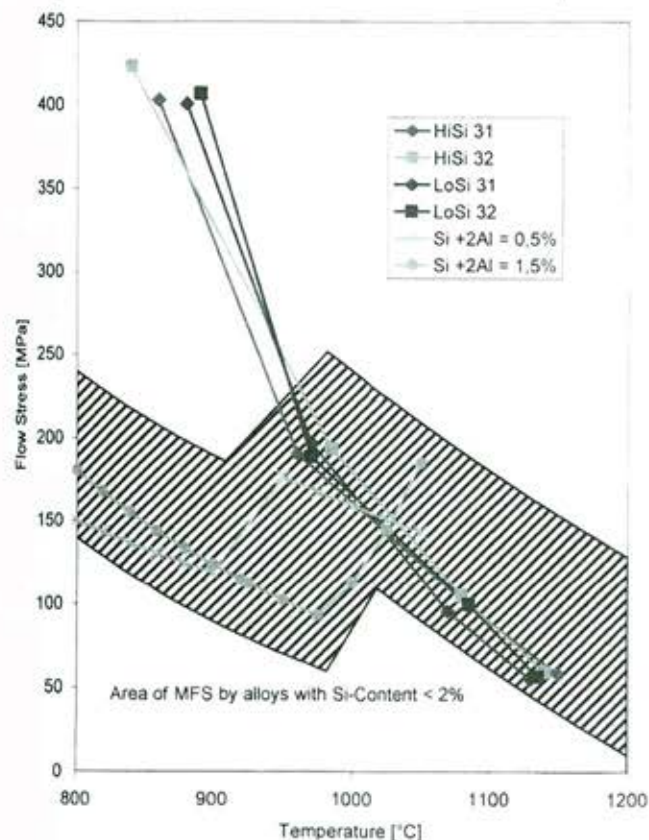


Figure 10. MFS during hot rolling of the experimental alloys B with 4.2%Si (LoSi) and D with 6.3%Si (HiSi) in comparison with alloys with low Si and Al content ($\text{Si}+2\text{Al}<2\%$) with reduction of 50% and strain rates from 10 to 40s^{-1} (data from TKS-Elektrostahl)

Figure 10 compares the MFS of the alloys B and D with those obtained in conventional electrical steels with alloying less than 2% ($\text{Si}+2\text{Al}$) (private communication TKS-Elektrostahl, Bochum, Germany). These industrial results are from samples which were rolled with 50% of reduction per pass at rates from 10 to 40s^{-1} . In this case the behavior of our high Si alloys (experimental B and D) at high temperatures is nearly the same as for conventional alloys, probably because no ordering is present at these temperatures.

Hot rolling experiments have shown that the Si content in the studied range does not exert a very important influence in the deformability of the high Si alloys (up to 6.7%) at temperatures higher than 1000°C. Therefore, high Si alloys have similar possibilities for

deformation during hot rolling (hot rolling finishing temperature $\geq 1000^\circ\text{C}$) like the conventional low Si alloys (including the alloy A with 3.3%Si).

3.2 Cold rolling and the effect of the cooling rate after hot rolling

In some circumstances the high Si alloys exhibit during cold rolling an extreme brittleness most probably due to ordering effects at room temperature. It has been shown in literature that the occurrence of a particular ordered or disordered state in the high Si alloys depends on the cooling rate after solidification and/or during the heat treatment. Therefore, it is generally believed that ordering reactions can be suppressed by water quenching or sufficiently fast air cooling, from above its order-disorder temperature. Then the resulting material would be sufficiently ductile to permit cold rolling [6].

For a set of experiments concerning the effect of the cooling rate during the processing, samples of alloys B (4.2%Si) and D (6.3%Si) were reheated at 1150°C and hot rolled in 2 passes until 1.7mm with 93% of total reduction. Only 2 rolling passes were applied because the temperature normally drops below 950°C when 3 or more passes are used (due to the relatively low rolling speed of the laboratory mill). The finishing temperature of the hot rolling was between 950 and 970°C and the samples were cooled down from this temperature to room temperature using different cooling rates:

- $35^\circ\text{C}/\text{sec}$ for water quenching,
- $450^\circ\text{C}/\text{min}$ in quiet air at room temperature,
- $0.38^\circ\text{C}/\text{min}$ for furnace cooling simulating the cooling of a coil after hot rolling.

The finishing temperature for hot rolling is an important factor because when the temperature decreases below 1000°C the MFS during hot rolling increases considerably and the ordering phenomena start to occur.

Samples of alloy B quenched in water after hot rolling were cold rolled in a large series of passes from 1.7mm down to 0.5mm with 72% of total reduction. Also the alloy D with 6.3%Si was cold rolled from 1.8mm down to 0.60mm with 67% reduction. This result has been achieved without experiencing edge cracks, as can be observed in figure 11a. The water quench is believed to impede the ordering processes in the alloys and therefore the brittle behavior is not observed.

In samples cooled at the air after hot rolling and immediately cold rolled (without any time delay), starting with 1.40 mm, a final thickness of 0.50mm could be obtained for both materials B and D without cracking problems. However, the water quenched samples exhibited a higher ductility in cold rolling, while only a smaller

reduction (64% for alloy D) could be achieved in samples air cooled after hot rolling and in some occasions edge cracks appeared (figure 11b).

Samples cooled down very slowly in the furnace were impossible to cold roll because of their brittle behavior, as can be observed in figure 11c. This is most probably due to a high ordering degree achieved during cooling after hot rolling.

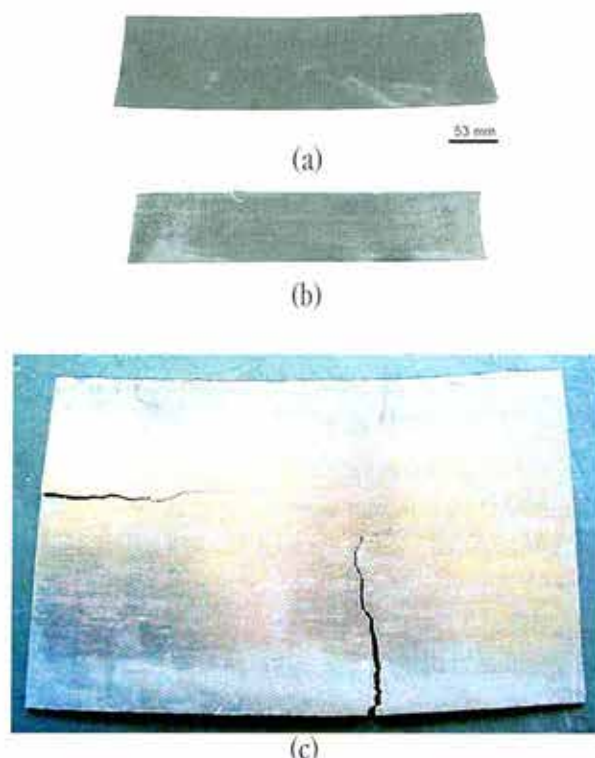


Figure 11. Appearance of slabs of alloy D (6.3%Si) after cold rolling with different cooling rates after hot rolling: (a) water quench, (b) air cooling, (c) slow furnace cooling

However, after a relatively short time at room temperature (some hours) these alloys loosed their ductility and the material was

impossible to cold roll. This process was called "aging" (in analogy with similar phenomena in plain carbon steel) and it has been attributed to the growth of zones ("domains") with an ordered structure [9].

The parameters which control the ordering kinetics and by this means the changes in the state of order during the processing of the studied alloys seem to be the cooling rate after hot rolling and the time delay prior to cold rolling. Fast cooling after hot rolling made the material sufficiently ductile for cold rolling, but only during some limited period of time. On the other hand, slow cooling rates after hot rolling made the alloys too brittle for cold rolling.

Some samples were water quenched from the hot rolling temperature and later reheated to 300 and 500°C for 6 min. A "warm" rolling process (in contrast with "hot" rolling as described higher) was performed at this temperature. The final reductions achieved with this processing were similar with the results on the cold rolled samples. Warm rolling at 300-500°C after water quenching did not improve the workability of these alloys.

3.3 Alternative procedures: warm rolling and intermediate annealing

A final thickness of 0.65mm was achieved with a total reduction of 64% by cold rolling in high Si samples (D) after water quenching from a temperature of 950°C (finishing hot rolling temperature, 2 rolling steps). However, the final thickness could be further lowered if the hot rolling would have been performed in 3 or 4 steps and to a lower thickness, but without letting the temperature fall down below 940°C. Nevertheless, our experimental rolling mill is too slow to allow this: the temperature during hot rolling is decreasing too fast and the starting rolling temperature can not be increased over 1150°C.

An intermediate annealing at 1000°C during 6 min or at a higher temperature for a shorter time (see table 3) is useful to recrystallize

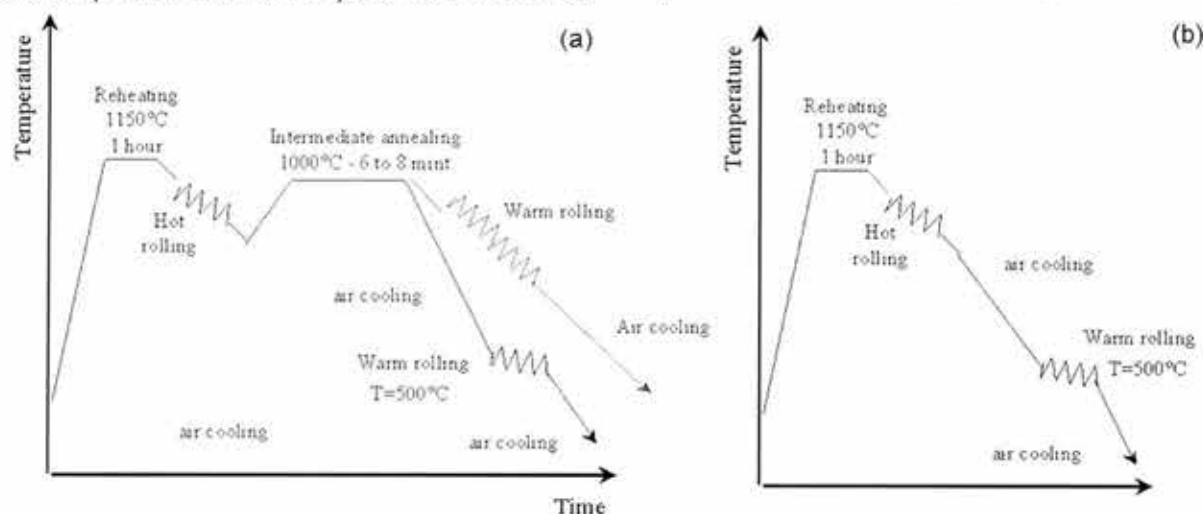


Figure 12. Hot and warm rolling schedules, (a) with intermediate annealing at 1000°C and (b) without any annealing.

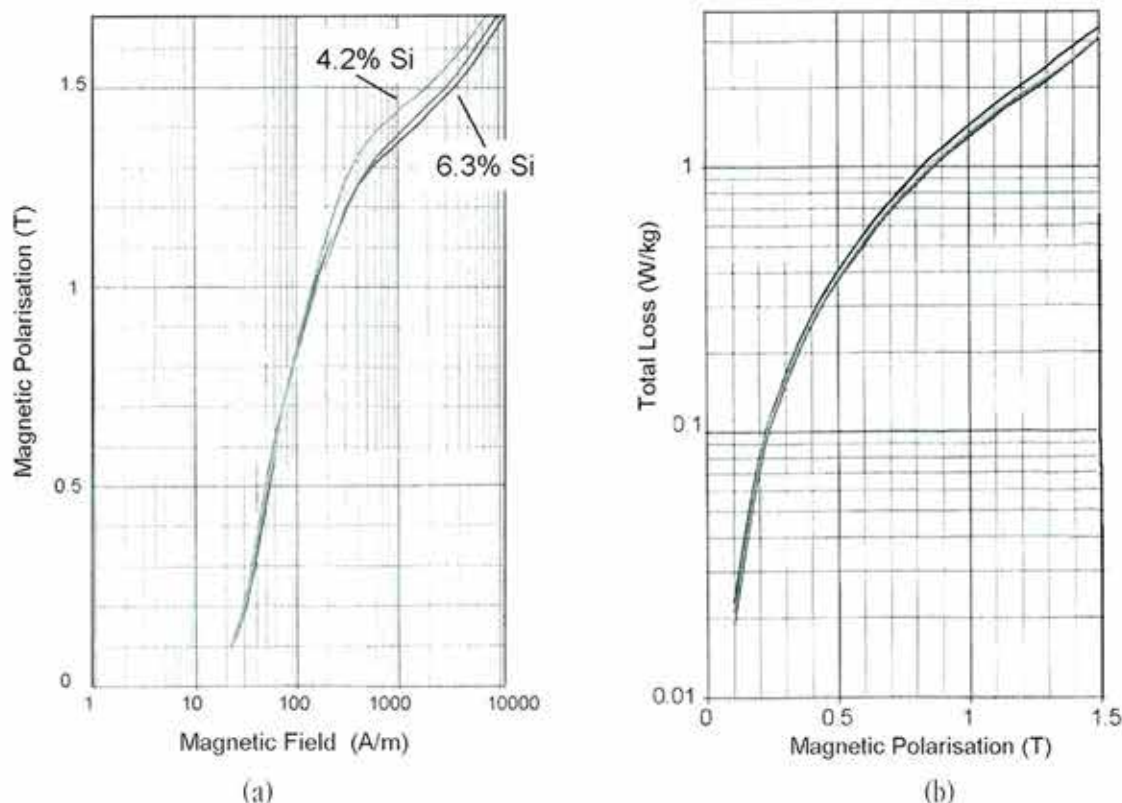


Figure 13. (a) Curves of magnetic polarisation vs. magnetic field strength and (b) Curves of total losses vs. magnetic polarisation of samples of the alloys B (4.2%Si) and D (6.3%Si). Thickness of 0.55mm for samples of the alloy B and 0.6mm for alloy D.

the material and increase its ductility. Also “warm” rolling at temperatures of 500°C, before the B2-DO₃ order transformation occurs, can be used to reduce the final thickness of the material down to the desired values.

These procedures were tested on samples of alloy B and D: they were reheated at 1150°C during 1 hour and hot rolled in 3 passes. Afterwards an intermediate annealing at 1000°C during 6 min was performed, followed by an immediate warm rolling or by a warm rolling at 500°C after air cooling. In some cases a warm rolling at 500°C was done immediately after hot rolling. Figure 12 shows the schematic representation of the experimental procedures.

When warm rolling was performed at a starting temperature of 500°C the following behavior was observed for both steel qualities:

- When warm rolling was performed after intermediate annealing, the maximum obtained reduction was at the most 14% reduction, although the rolling cylinders were positioned in order to give 60 – 50% reduction. The reason is that the material (initial thickness before warm rolling 1.6 – 1.5 mm) was too hard to be warm rolled, probably because the hot rolling finishing temperature was already too low (850-950°C) and some ordering started in the material, which was impossible to eliminate afterwards during the short annealing at 1000°C.

- When warm rolling was performed without intermediate annealing on steel with an initial thickness of 1.6 – 1.7 mm, with the rolling cylinders positioned to give 2 steps of 80% reduction, only 36% total reduction was achieved. This is probably due to the low finishing temperatures after hot rolling (as in the previous point) and the low temperatures of 500°C during the warm rolling.

In the samples where the warm rolling was done immediately after the hot rolling at temperatures higher than 500°C, only 12% reduction was achieved in the 2 steps programmed with the rolling cylinders positioned to give 2 steps of 75 and 96% reduction.

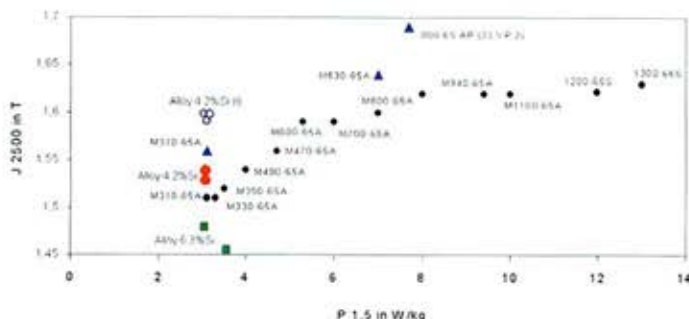
Evidently “warm” rolling at 500°C or even at higher temperatures did not appear to be a good procedure because of the low temperatures at which ordering is already taking place.

4. MAGNETIC PROPERTIES

Magnetic measurements were done on some samples of the alloys B and D cold rolled after cooling in quiet air. A final annealing was done at 950°C during 2 hours in a wet H_N-atmosphere (N₂+5%H₂). The magnetic measurements were done at TKS-Elektrostahl, Bochum, Germany using a single strip tester. According to the

dimension of the strips the obtained magnetic data are comparable with those from Epstein samples. The magnetic data were calculated using the density $\rho = 7.55\text{g/cm}^3$ for alloy B and $\rho = 7.50\text{g/cm}^3$ for the alloy D.

Typical curves of the magnetic polarization (J2500) vs. the magnetic field strength (H) as well as of the total loss (P) vs. magnetic polarization are shown in figure 13 for both alloys. Figure 14 gives a comparison of the resulting magnetic properties with conventional alloys produced by TKS-Elektrostahl.



remains critical, because they lose their ductility after a relatively short time at room temperature and the material can not be cold rolled anymore.

The magnetic properties were not as good as expected: low values of magnetic polarization and high total losses. These are unsatisfactory results for such high Si-contents, probably because the unfavorable texture and the quality of the surface, attention should be paid to a better texture control and surface finishing.

REFERENCES

- [1] P. Beckley: "Electrical steels", European Electrical Steels, Newport UK (2000).
- [2] Kernick, D.H. Lane, J.W. Ogden and D.M. Pavlovic: "Development and application of low-noise 6.5% Si-Fe sheet", Journal of Applied Physics vol.38 no. 3 (1961) 1087.
- [3] R.M. Bozorth: "Ferromagnetism", Van Nostrand Co., Princeton, (1951).
- [4] A.J. Moses: "Electrical steels past, present and future developments", IEEE proceedings, vol. 137, Pt. A, No.5, (1990) pp. 233-245.
- [5] O. Kubaschewski: "Iron Binary Phase Diagrams, Iron-Silicon", Berlin-Heidelberg, (1982), pp. 136-139.
- [6] N. Tsuchiya, KI Arai, K Ohmori, Hshimanaka, T Kan; "Ribbon form silicon-iron alloy containing around 6% silicon", IEEE Trans. on Magnetics 16 no.5 (1980) pp.728-733.
- [7] .M.Jitsukawa, M Mitsunari et al.: "The equipment and operation of NK-EFL and the quality of NKE-Core": NKK Technical Review no. 60 (1990), pp 16-23.
- [8] .T.M. Maccagno, J.J. Jonas, S. Yue, B.J. McCrady, S. Slobodian and D. Deeks: "Determination of recrystallization stop temperature from rolling mill logs and comparison with laboratory simulation results", ISIJ International vol.34 no. 11(1994) pp. 917-922
- [9] M. Dadras and D. Morris: "Mechanical disordering of Fe-28%Al-4%Cr alloy", Scripta Metallurgica et Materialia 28 (1993) pp.1245-1250



ASESORIAS – CAPACITACIÓN

“EXTRACCIÓN POR SOLVENTE Y ELECTRO OBTENCIÓN”

Venta de Curso de Extracción por Solvente y Electro obtención.



Prohibida su Reproducción Total
Anselmo Aguayo Guzmán - CHILE 2004.

Valor del CD \$ 30.000 + IVA

CD Multimedia -Curso único en Chile. Contempla todas las etapas del proceso, comenzando en la Mina hasta la obtención del Cátodo de Cobre. Hecho en HTML, y práctico para explicar cada Etapa del Proceso.

Gran éxito ha tenido el Curso de SX-EW, en Chile. Agradezco a los Profesionales que han entregado su valiosa opinión y alentadora para preparar la Segunda Edición.

ANSELMO AGUAYO GUZMÁN

Carlos Antúnez N° 1867-Depto N° 607 – Providencia - Santiago.

Sitio Web.: www.geocities.com/aguayog

E-mail: aguayog@yahoo.es Fono: (02) 236 2983 - (9) 393 6083

