

04.70.02

C.N.E.A. Biblioteca	
ARCHIVO PUBLICACIONES	
Nº 1	1970

PMM/C-31

Comisión Nacional de Energía Atómica
dependiente de la Presidencia de la Nación

VARIABLES QUE CONDICIONAN LA NATURALEZA DE LA ZONA CHILL DE
LOS LINGOTES

M. Prates de Campos Filho y H. Biloni

PROGRAMA MULTINACIONAL DE METALURGIA
Programa Regional de Desarrollo Científico y Tecnológico - OEA

IV Jornadas Metalúrgicas
Sociedad Argentina de Metales
Córdoba, noviembre de 1970

Departamento de Metalurgia
Buenos Aires - Argentina

Comisión Nacional de Energía Atómica
dependiente de la Presidencia de la Nación

VARIABLES QUE CONDICIONAN LA NATURALEZA DE LA ZONA CHILL DE
LOS LINGOTES

M. Prates de Campos Filho y H. Biloni

PROGRAMA MULTINACIONAL DE METALURGIA
Programa Regional de Desarrollo Científico y Tecnológico - OEA

IV Jornadas Metalúrgicas
Sociedad Argentina de Metales
Córdoba, noviembre de 1970

Departamento de Metalurgia
Buenos Aires - Argentina

VARIABLES QUE CONDICIONAN LA NATURALEZA DE LA ZONA CHILL DE LOS LINGOTES.

M. Prates de Campos F.* y H. Biloni**

RESUMEN

Fueron estudiadas las estructuras y subestructuras de la zona chill en aleaciones Al-Cu en función de las siguientes condiciones de solidificación.

- i) capacidad de extracción calórica del sustrato
- ii) microgeometría superficial del sustrato
- iii) tipo de flujo con que la fase líquida entra en contacto con el sustrato.

Los parámetros utilizados fueron, respectivamente, el coeficiente de transmisión de calor de la interface metal-molde (h_f), la rugosidad superficial del molde (μ , rms) y el número de Reynolds del flujo de metal líquido (Re).

Los resultados revelaron que las características estructurales de la zona chill mantienen correlaciones definidas con las condiciones de solidificación analizadas, y que la naturaleza de la interface metal-molde juega un papel de notable importancia en la capacidad de extracción calórica de los moldes.

* Programa Multinacional de Metalurgia CNEA-OEA

** Departamento de Metalurgia, CNEA

VARIABLES QUE CONDICIONAN LA NATURALEZA DE LA
ZONA CHILL DE LOS LINGOTES

M. Prates de Campos Filho y H. Biloni

I. INTRODUCCION

La macroestructura de los lingotes está formada por tres zonas: i) una zona exterior de granos pequeños y equiaxiales llamada zona acoquillada o zona "chill" (término inglés que será adoptado de aquí en más); ii) una zona de granos alargados y fuerte textura que crece hacia el interior del lingote a partir de la zona chill y que recibe el nombre de estructura columnar; iii) una región central formada por granos equiaxiales que recibe el nombre de estructura equiaxial.

El origen y desarrollo de estas diferentes estructuras preocupan al investigador y al metalurgista toda vez que es conocida la relación existente entre las características estructurales y las propiedades mecánicas, físicas y químicas de una pieza fundida. El origen y desarrollo de la estructura columnar ha sido encarado por Walton y Chalmers (1), siendo aceptado el mecanismo propuesto por estos autores para explicar el desarrollo de una fuerte textura de orientación de los granos en base a un crecimiento competitivo de los cristales que forman la estructura de la zona chill. La estructura equiaxial ha sido el objeto de numerosos trabajos en la última década y una voluminosa literatura ha aparecido sobre el tema. Aunque coexisten cuatro teorías que intentan explicar el origen y desarrollo de esta estructura (2-7) es posible afirmar que el mecanismo principal de formación de la estructura equiaxial será función de las condiciones de solidificación impuestas al sistema (8).

En cuanto a la zona chill sólo recientemente se ha establecido una correlación entre su origen y desarrollo y las condiciones de solidificación existentes. Bower y Flemings (9) y Biloni y Morando (10) han simulado las condiciones térmicas existentes en la zona de formación de la estructura chill, caracterizada por una alta extracción calórica, logrando correlaciones cualitativas entre diferentes variables del proceso de solidificación. Bower y Flemings (9) demostraron que en condiciones de extracción calórica determinadas por la existencia de un fina capa de negro de humo, que cubría el molde de cobre, la estructura de la zona chill está condicionada por el flujo de líquido existente en esa zona. Dichos autores pudieron determinar que la estructura resultante estará formada por granos grandes con subestructura dendrítica bien desarrollada o por pequeños granos, producto de un mecanismo de multiplicación de las dendritas, según las condiciones de flujo impuestas al sistema. Biloni y Morando (10), por su parte, complementaron y extendieron las observaciones de los citados autores al considerar el efecto de la capa de negro de humo sobre la estructura. Pudieron así determinar que la ausencia de dicha capa cambia

radicalmente el tipo de subestructura resultante. Aún en condiciones de máximo flujo convectivo, una superficie de contacto líquido-molde libre de recubrimiento da lugar a una subestructura caracterizada por la existencia de zonas predendríticas (4) como origen de los granos nucleados en contacto con las paredes del molde de cobre. Toda vez que la existencia de núcleos predendríticos es una clara manifestación de la existencia de un proceso de nucleación heterogénea (4), Biloni y Morando están en condiciones de afirmar que el valor del coeficiente de extracción calórica h_i de la interface metal-molde y las condiciones de flujo convectivo del líquido son los que condicionan la operatividad del mecanismo de nucleación copiosa (11-12) o de multiplicación (9), que son los que intentan explicar el origen de la estructura chill.

Los análisis que tratan el problema de la extracción calórica durante el proceso de solidificación generalmente formulan la hipótesis de que la interface metal-molde no presenta resistencia al flujo calórico, es decir que el coeficiente h_i es infinito. Esta hipótesis se formula para simplificar el desarrollo analítico del problema, el cual presenta características térmicas no estacionarias (13). En la realidad esta simplificación no es aplicable y para el análisis de la formación de la zona chill es necesario tener en cuenta que esta estructura se forma en los primeros instantes del proceso de solidificación cuando todas las impedancias térmicas del sistema son nulas, o recién comienzan a actuar en función de la variable tiempo. La sola excepción es la resistencia térmica de la interface metal-molde la que posee un valor finito de su coeficiente de transmisión calórica, para "tiempo cero".

Los valores reales del coeficiente h_i son muy escasos en la literatura; aunque de los existentes (14-16) puede verificarse la extrema diferencia existente entre la hipótesis ideal ($h_i = \infty$) y los valores medidos ($h_i \approx 10^{-3}$ a 10^{-1} cal/cm².°C.seg.) Los trabajos de Flemings y colaboradores (17-18) sobre fluidez indican un método para determinar el valor del coeficiente h_i con razonable precisión. En el presente trabajo se ha de utilizar un dispositivo modificado con respecto al utilizado por los citados autores para la determinación de h_i y se han de considerar diferentes materiales de molde y distintos tipos de pinturas de recubrimiento.

El efecto de la microgeometría de la superficie del molde sobre la estructura superficial de la pieza colada tampoco ha sido tenida en cuenta en la literatura. Solamente Biloni y Chalmers (4) puntualizan que, en condiciones de alta extracción calórica, dicha geometría condiciona la densidad y distribución de núcleos predendríticos observables en la superficie de la muestra.

Por último, las condiciones de flujo convectivo del líquido analizadas por Bower y Flemings (9) y Biloni y Morando (10) corresponden a números de Reynolds que dan lugar a un flujo turbulento. Toda vez que el flujo convectivo es una de las variables determinantes del tipo de subestructura de la zona chill, se considera importante conocer la posible dependencia de la subestructura con la naturaleza del flujo convectivo en la transición laminar-turbulenta.

El presente trabajo intenta correlacionar la estructura de la zona chill con: i) la capacidad de extracción calórica de la interface metal-molde; ii) la microgeometría superficial de las paredes del molde; iii) el tipo de flujo con que el líquido entra en contacto con las paredes del molde. De este modo se intenta ampliar el conocimiento sobre la naturaleza de la zona chill, lo cual es considerado importante si se considera que las características estructurales de la superficie de una pieza fundida han de tener decisiva influencia sobre importantes propiedades tecnológicas tales como el acabado superficial de la pieza y la resistencia a la corrosión y que, en el caso de lingotes o chapones, puede influir sobre la laminabilidad de los mismos.

II. TECNICAS EXPERIMENTALES

Fueron utilizadas aleaciones de aluminio de diversos contenidos de cobre: 0,5%; 1%; 2% y 5%. La pureza de los metales utilizados fue de 99,99%.

i) Medidas del coeficiente de transmisión calórica h_i

Las medidas experimentales del coeficiente h_i de transmisión calórica de la interface metal-molde fueron hechas a partir de ensayos de fluidez lineal del tipo de los realizados por Flemings y coautores (17-18). La Fig. 1 indica el dispositivo utilizado. El valor de e utilizado fue de 0,3 cm. La velocidad de flujo elegida fue de 40 cm/seg, medida por "modelo de agua" (19). El Apéndice-I resume los criterios utilizados para la determinación del valor de h_i .

Los materiales de molde utilizados fueron: cobre, acero 1010 y acero inoxidable 18/8. La condición superficial de los moldes fue la de un maquinado con rugosidades superficiales entre 0,05 y 0,03 micrones, "rms".

Para cada material de molde la resistencia térmica de la interface metal-molde fue variada según una gama que iba desde la pared desnuda hasta la resultante de la aplicación de películas muy finas de negro de humo, zirconato de calcio y alúmina. Las curvas de fluidez lineal (largo final del ensayo en función del sobrecalentamiento del líquido ensayado) fueron realizadas dentro de la siguiente gama de sobrecalentamiento: 30, 60, 90, 120 y 150°C. Cada punto de la curva fue determinado en base al promedio de cuatro ensayos idénticos.

ii) Observaciones metalográficas

Las observaciones metalográficas fueron hechas sobre superficies sin preparación previa, las que en el caso de subestructuras de segregación pueden dar amplia información estructural (20). Con el fin de comparar observaciones, algunas muestras fueron pulidas electrolíticamente y oxidadas anódicamente de manera de formar capas epitaxiales. Las técnicas utilizadas son detalladas en otros trabajos (21).

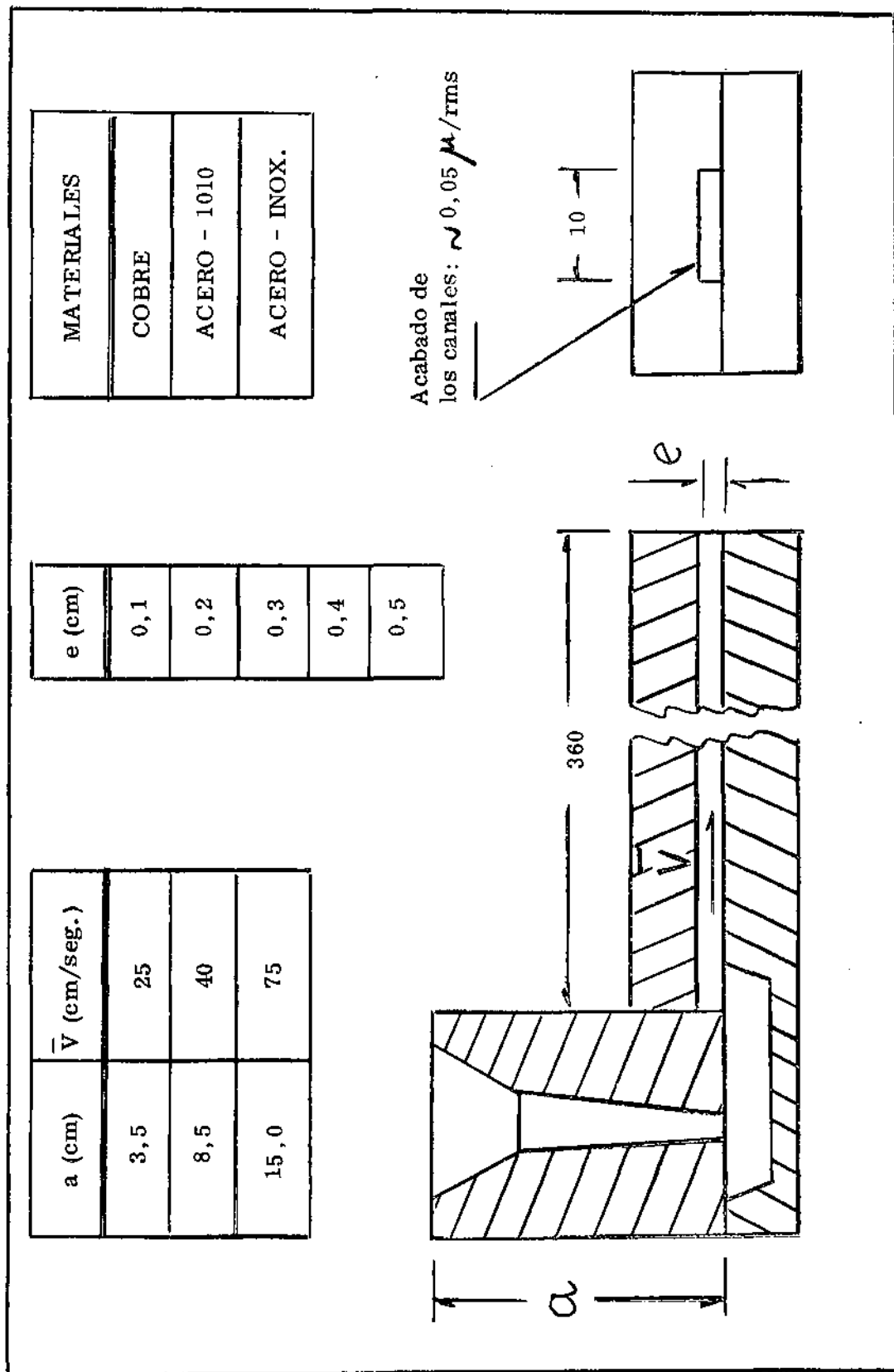


Fig. 1 - Esquema del molde utilizado en los ensayos de fluidez lineal y en las experiencias que tienen en cuenta el efecto del flujo del líquido sobre la estructura de la zona chill.

Uno de los criterios utilizados en esta investigación fue la medición de la densidad de núcleos predendríticos por unidad de área, lo cual será detallado más adelante. Dichas mediciones fueron realizadas en superficies obtenidas según el método utilizado por Biloni y Chalmers (4) el que entraña la solidificación de una cantidad pequeña de metal en contacto con la superficie, lo que desde el punto de vista de la extracción calórica es similar al método utilizado por Bower y Flemings (9) y Biloni y Morando (10) y cercano a las condiciones reales existentes en la zona superficial de una pieza fundida. Dos tipos de superficie fueron utilizadas:

- a) Para la correlación con el coeficiente h_i de la interface metal-molde fue usado un molde con superficie maquinada en forma reticulada tal como lo ilustra la Fig. 2. El reticulado asegura un mejor contacto entre "las mesetas" de 0,04 x 0,04 cm de la superficie del molde y el líquido.
- b) Para las medidas que tienen en cuenta la microgeometría del molde se utilizaron superficies planas de cobre, controlando la rugosidad de la misma con rugosímetro de precisión. La variación obtenida con diversos métodos de preparación mecánica de la superficie varió entre 6 micrones y 0,02 micrones (rms).

En ambos tipos de experiencias el sobrecalentamiento utilizado fue de 50°C.

iii) Flujo del metal líquido

Para tener en cuenta el flujo del líquido se utilizó el mismo tipo de dispositivo que ilustra la Fig. 1. En este caso los moldes usados fueron los de cobre desnudo y el de cobre recubierto con zirconato de calcio. La turbulencia fue variada combinando diferentes velocidades de flujo, obtenidas por medio de embudos alimentadores de diferentes alturas efectivas, y diferentes espesores e del canal. El criterio utilizado para la medición del grado de turbulencia fue el valor del número de Reynolds (R_e) virtual del flujo. La viscosidad fijada para el metal líquido fue la correspondiente a la temperatura de colada (22), la que en todos los casos correspondió a 100°C de sobrecalentamiento. El Apéndice-II ilustra sobre los cálculos correspondientes a la determinación del R_e virtual.

III. RESULTADOS

Los resultados obtenidos fueron:

- a) Valores del coeficiente h_i de transmisión calórica de la interface metal-molde

La Fig. 3 ilustra sobre los valores del coeficiente h_i obtenidos para

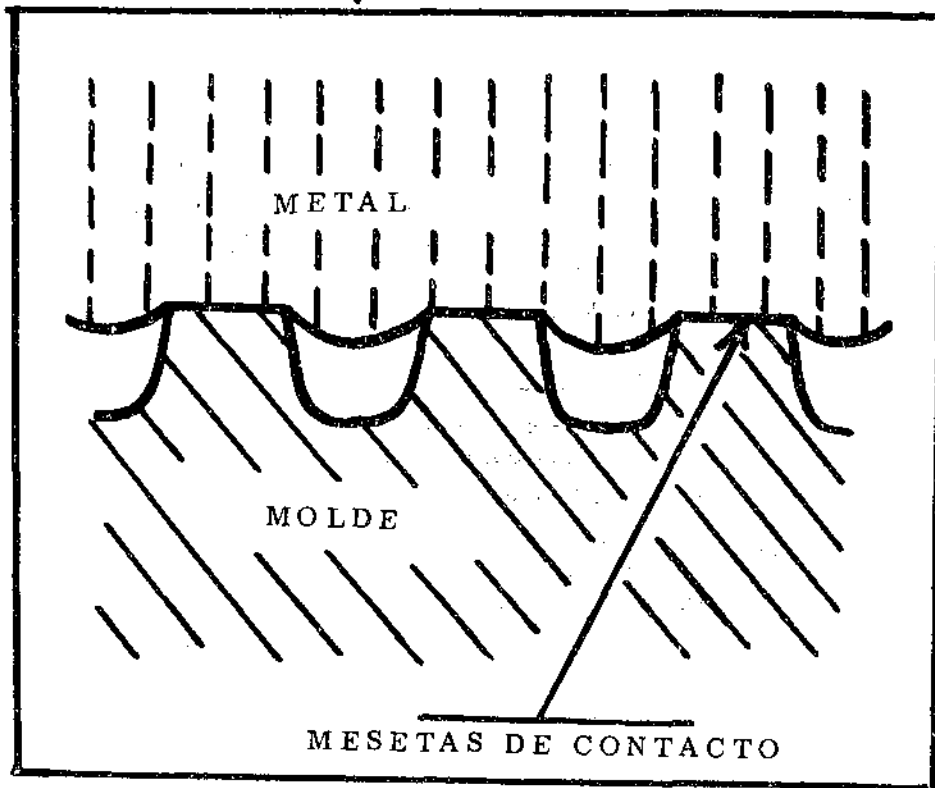


Fig. 2 a) - Esquema del molde utilizado para medir la densidad de núcleos predendríticos observables en la superficie del metal solidificado.

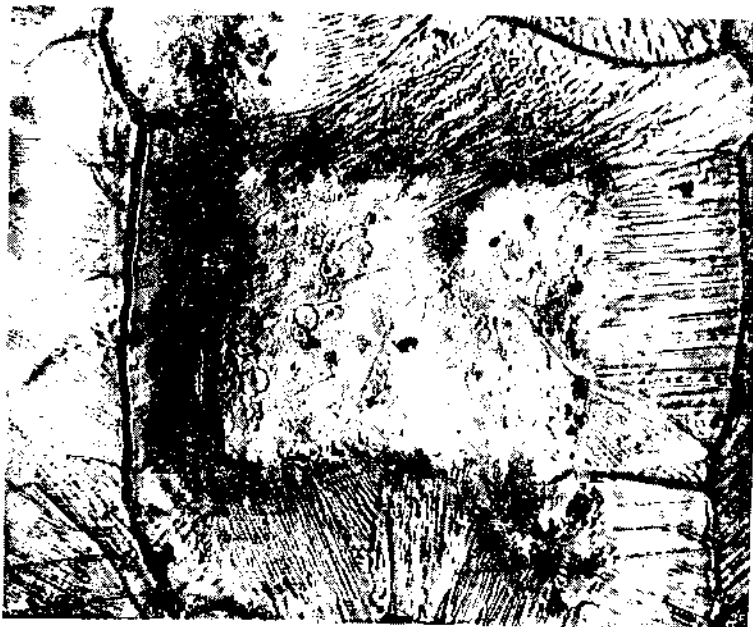


Fig. 2 b) - Aspecto de la superficie obtenible con el molde x 45.

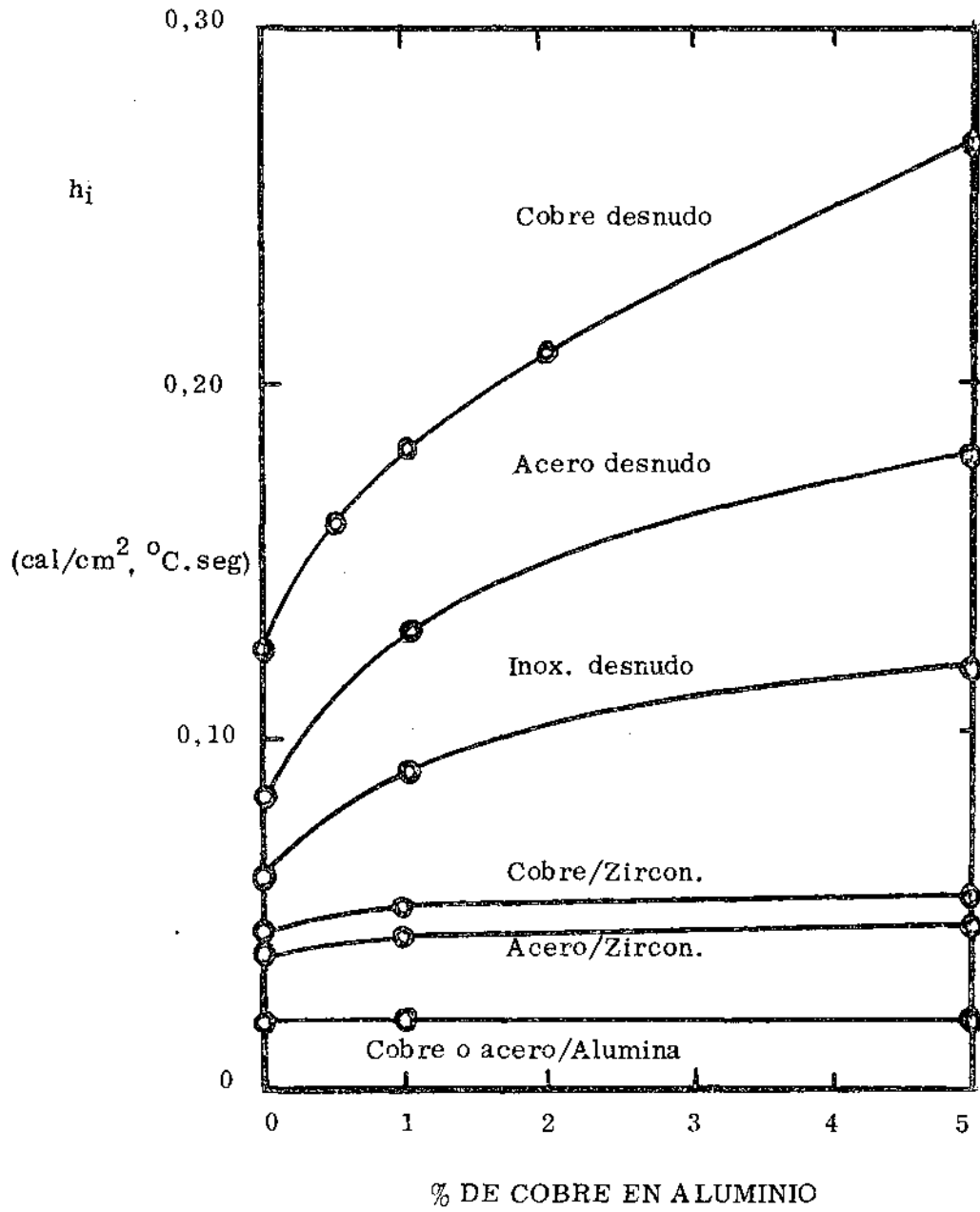


Fig. 3 - Valores medidos del coeficiente de transmisión calorífica h_i de la interface metal-molde para distintas aleaciones Al-Cu y distintos tipos de sustratos.

los diferentes sustratos utilizados en función del porcentaje de cobre de la aleación. Para sustratos metálicos sin pintura es observable que el porcentaje de soluto mejora notablemente el contacto térmico de la interface metal-molde. Por otra parte la existencia de películas aislantes muy finas pintadas sobre la superficie metálica aumenta radicalmente la resistencia térmica de la interface metal-molde, a la vez que atenúa grandemente el efecto mejorador del contenido de soluto, curvas d), e) y f) Fig. 3. En este aspecto la acción más notable corresponde a la alúmina. La resistencia térmica que aporta a la interface metal-molde es tan grande que prácticamente independiza al sistema del material del molde y el contenido de soluto, curva f).

Los ensayos realizados permitieron determinar, asimismo, que el negro de humo y el zirconato de calcio se comportan de manera similar en lo que se refiere a su influencia sobre el valor de h_i .

b) Relación entre el coeficiente h_i y la densidad de núcleos predendríticos

La Fig. 4 indica la relación observada entre la densidad de núcleos predendríticos y la capacidad de extracción calórica del sustrato, caracterizada por el coeficiente h_i . Este tipo de relación fue obtenida para un dispositivo análogo al ilustrado por la Fig. 2.

Al efectuar el conteo de los núcleos predendríticos puede algunas veces observarse la interacción entre varias zonas predendríticas que crecen, lo que da lugar eventualmente a una zona de mayor magnitud (4). Sin embargo es posible reconocer los puntos de origen de las zonas predendríticas originales, por medio de las partículas que siempre se encuentran asociadas al centro de las zonas predendríticas (4).

Para las tres aleaciones estudiadas los ensayos fueron realizados en el intervalo de valores de h_i entre 0,04 y 0,4. En ese intervalo fue observada una ley de variación del tipo

$$\rho_{pd} = C \cdot h_i^n$$

donde ρ_{pd} = densidad superficial de núcleos predendríticos

h_i = coeficiente de transmisión calórica de la interface metal-molde

C = constante que depende del porcentaje de soluto

n = exponente independiente del porcentaje de soluto

El exponente n puede ser calculado a partir de la pendiente de las rectas de la Fig. 4, lo que da un valor promedio de 2. Ello indica una variación cuadrática de la densidad de núcleos predendríticos, con h_i , es decir

$$\rho_{pd} = C h_i^2 \quad (1)$$

OBS - Los valores de " h_i " correspondientes a los puntos de color negro fueron estimados por datos de la literatura.

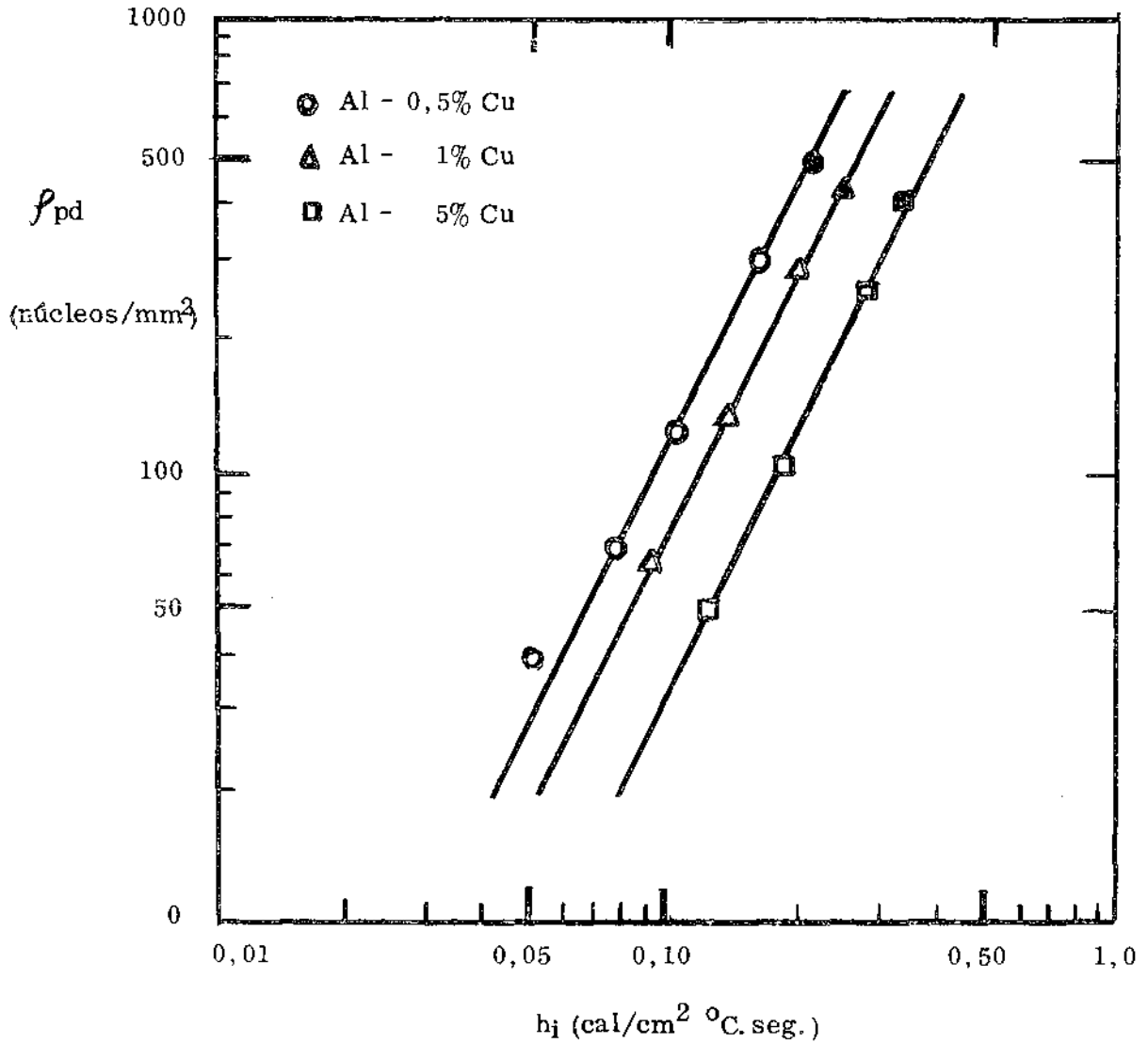


Fig. 4 - Densidad de núcleos predendríticos de la superficie chill en función del coeficiente de transmisión calórica, h_i , de la interface metal-molde para diferentes aleaciones Al-Cu.

Los valores de la constante C varían en función de la cantidad de soluto y su cálculo a partir de los resultados experimentales de la Fig. 5 dan los siguientes valores:

$$\begin{aligned} \text{Al-5\% Cu: } C &= 3 \cdot 10^3 \\ \text{Al-1\% Cu: } C &= 8 \cdot 10^3 \\ \text{Al-0,5\% Cu: } C &= 12 \cdot 10^3 \end{aligned}$$

La determinación de las zonas predendríticas no ofreció problemas salvo en el caso de coeficientes de extracción calórica muy bajos ($h_i = 0,05-0,04$) combinados con aleaciones Al-5% Cu. Para estos valores del coeficiente h_i y aleaciones con 1% y 0,5% Cu las zonas predendríticas fueron perfectamente observables. Los valores de la densidad de núcleos predendríticos que figuran en la Fig. 4 son el resultado de 10 lecturas hechas al azar sobre otras tantas mesetas del esquema de la Fig. 2.

Las Fig. 5, 6 y 7 ilustran la variación de la densidad de núcleos predendríticos de la superficie en función de la capacidad de extracción calórica del sustratum para el caso de una aleación Al-5% Cu. La diferencia de aumentos utilizadas (creciente con el valor de h_i) se debe a la tendencia observada en el sentido que el tamaño de los núcleos predendríticos aumenta para valores decrecientes de h_i . Sin embargo ninguna relación precisa fue posible obtener entre ambas variables.

c) Relación entre la microgeometría superficial del sustrato y la densidad de núcleos predendríticos

Este tipo de relación fue analizada para el caso de sustrato de cobre desnudo con diferentes rugosidades superficiales y para una aleación Al-5% Cu.

La Fig. 8 indica la relación existente entre la densidad de núcleos predendríticos, obtenida según el promedio de 10 lecturas realizadas al azar, y la rugosidad superficial. Por su parte, la Fig. 9a ilustra, para el caso de rugosidades grandes, el perfil de la superficie según es medido por el rugosímetro así como el tipo de subestructura que se obtiene al solidificar el metal en contacto con la misma, Fig. 9b. La Fig. 9c indica esquemáticamente lo que ocurre, lo cual será discutido más adelante.

d) Influencia sobre la estructura de la zona chill del régimen de flujo de la fase líquida

La relación existente entre el número de Reynolds virtual y el tipo de estructura obtenida fue estudiada para condiciones de alta extracción calórica ($h_i > 0,1$) y para bajas condiciones de extracción calórica ($h_i \sim 0,04-0,05$). En el primer caso la estructura está formada en todos los casos, independientemente del valor de Re, por granos muy pequeños a lo largo de toda la chapa, Fig. 10. La subestructura indica que dichos granos se han formado a través de un mecanismo de nucleación en contacto con las paredes del molde, toda vez que la subestructura es netamente predendrítica.

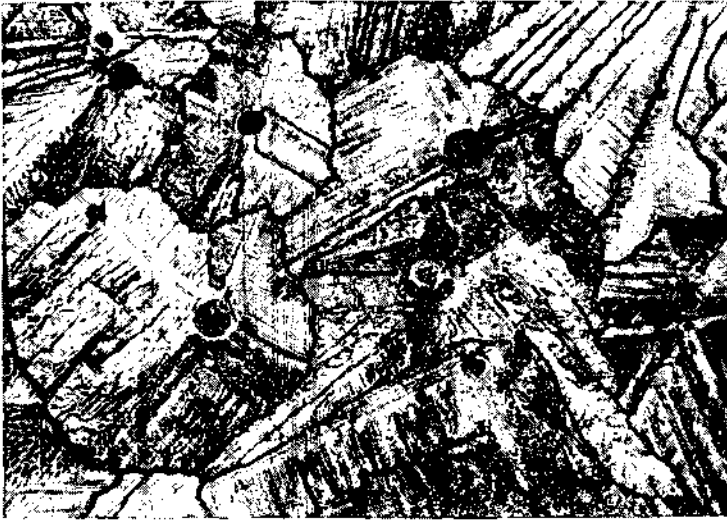


Fig. 5

Subestructura correspondiente a la superficie chill en una aleación Al- 5% Cu, colada en sustrato de acero inoxidable ($h_i = 0,12$). Superficie sin preparación metalográfica x60.



Fig. 6

Subestructura superficial de la zona chill en una aleación Al- 5% Cu, colada sobre sustrato de acero 1010 ($h_i = 0,18$). Superficie sin preparación metalográfica x 130.



Fig. 7

Subestructura superficial de la zona chill en una aleación Al- 5% Cu colada sobre sustrato de Cobre ($h_i = 0,27$). Superficie sin preparación metalográfica x 250.

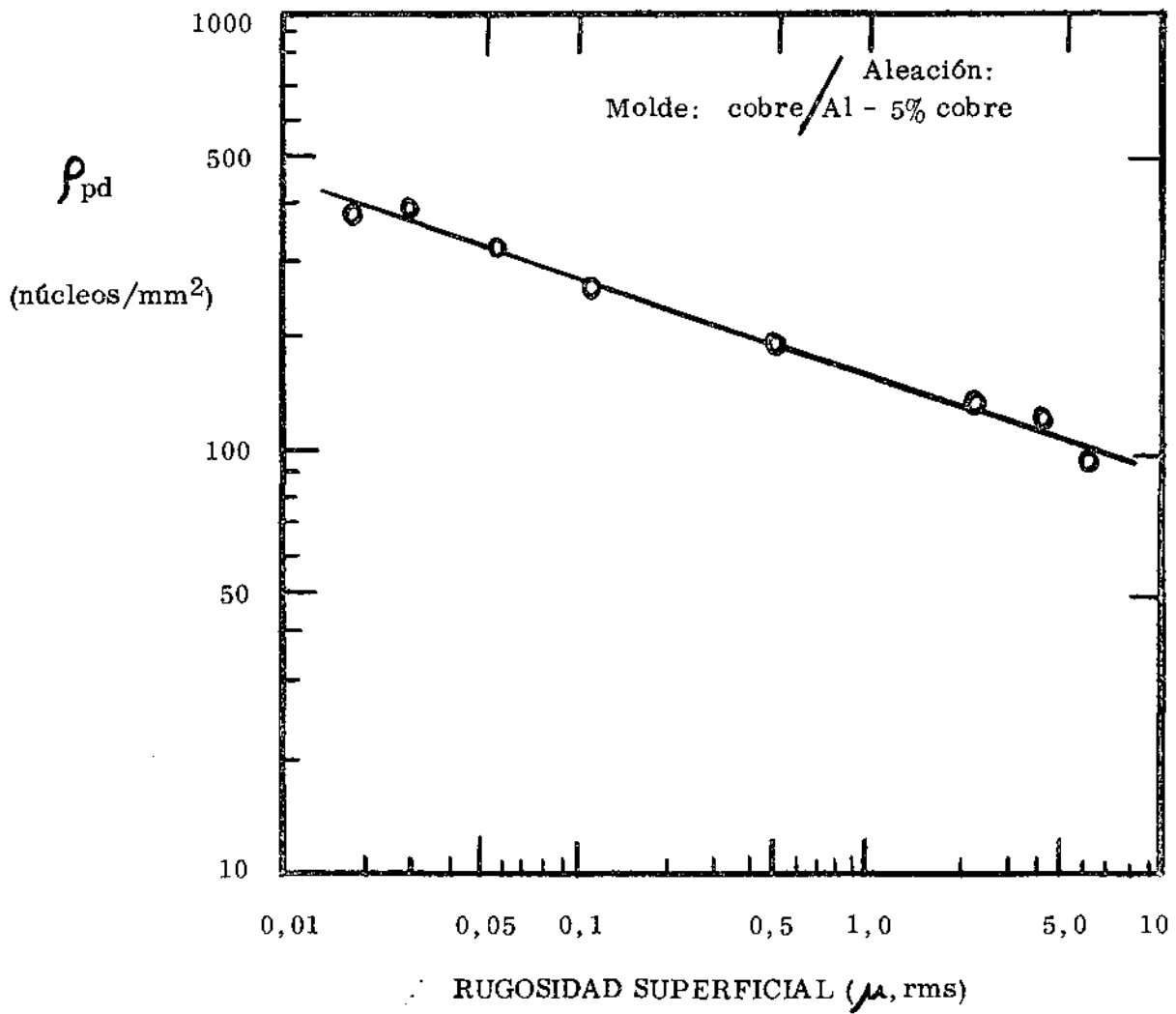


Fig. 8 - Relación existente entre la densidad de núcleos pre-dendríticos y la rugosidad superficial para una aleación Al-5% Cu colada sobre sustrato de Cobre.

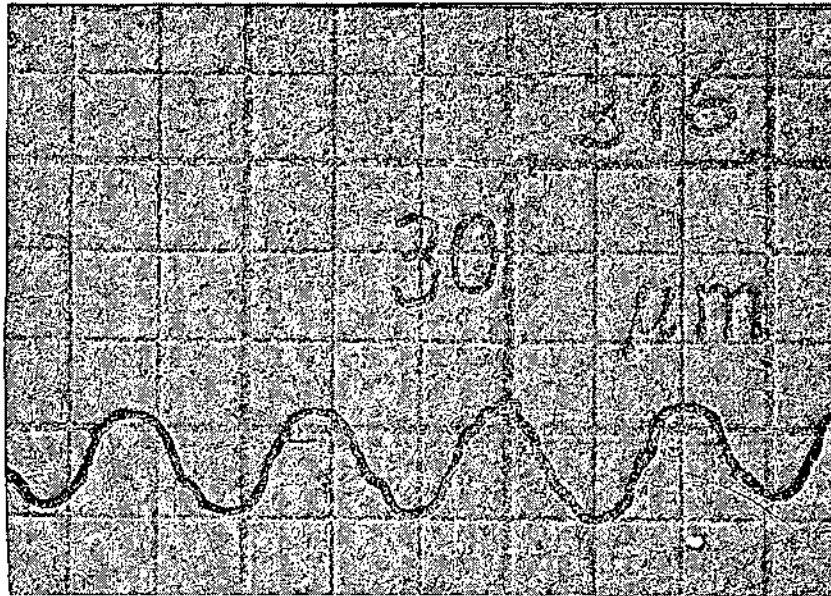


Fig. 9 a) - Perfil microgeométrico obtenido para una superficie de Cobre maquinada.
Rugosidad medida: 6μ , rms.

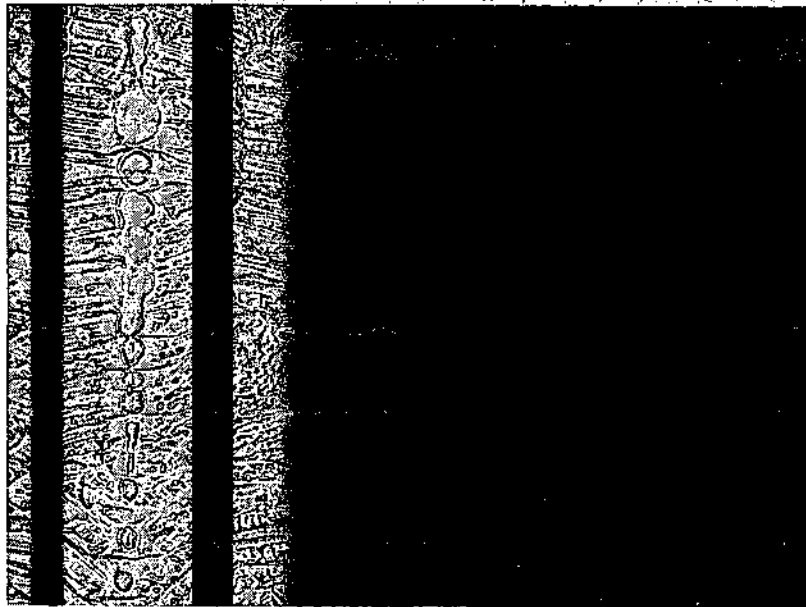


Fig. 9 b) - Estructura superficial de la zona chill de una aleación Al- 5% Cu, colada sobre la superficie de la Fig. a). Obsérvese la distribución de las zonas predendríticas en las protuberancias de la superficie.

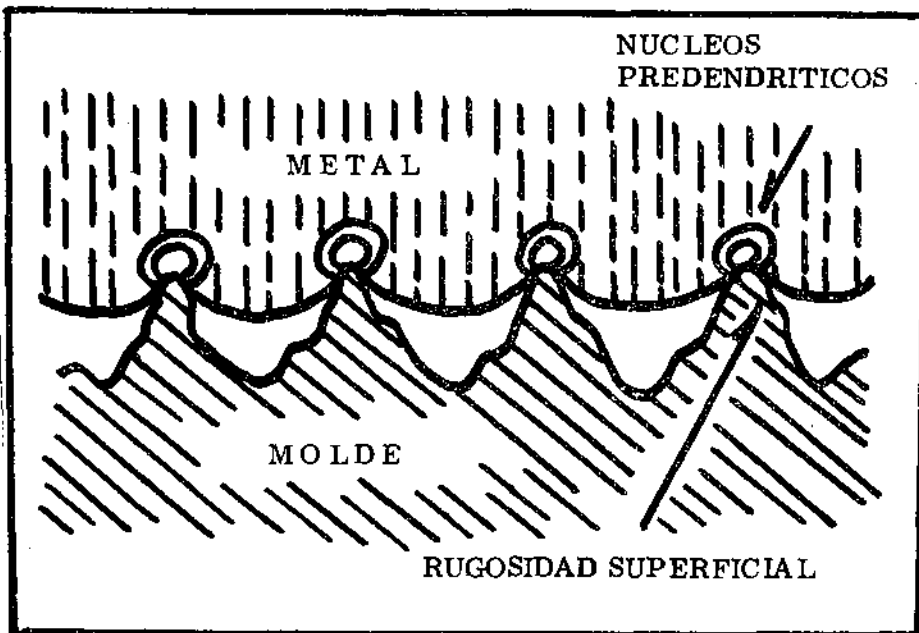


Fig. 9 c) - Ilustración esquemática del contacto metal-molde y de las zonas en las cuales se nuclean las zonas predendríticas.

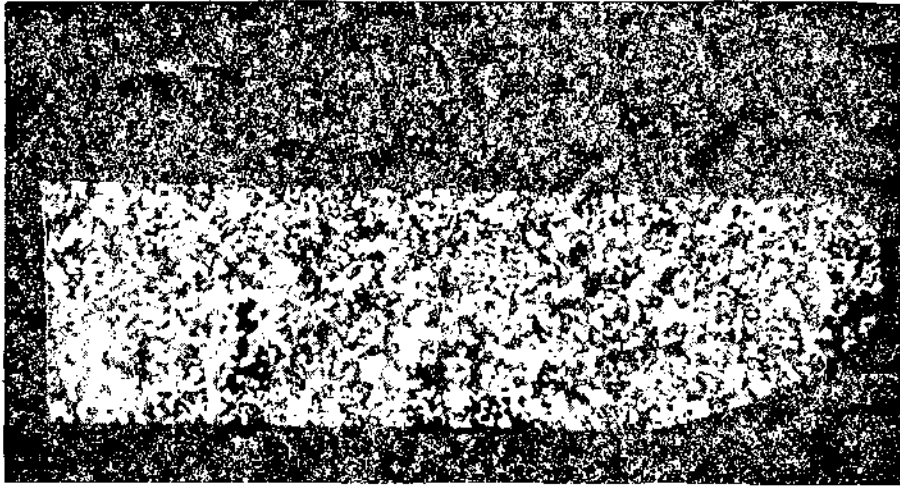


Fig. 10 - Estructura superficial de las chapas coladas según los ensayos de fluidez para superficies de contacto metal-molde correspondientes a Cobre desnudo.



Fig. 11 - Estructura obtenible para una chapa de Al- 2% Cu, colada según el ensayo de fluidez lineal sobre superficies de Cobre recubiertas con zirconato de Calcio y régimen de flujo líquido caracterizado por un número de Reynolds virtual de 1,400. Obsérvese la zona de grano fino multiplicado llamada fracción multiplicada (FM).

En el caso de baja extracción calórica pueden apreciarse dos zonas, Fig. 11, una de granos grandes en la parte inicial de la chapa y una zona de granos finos en la parte final que ha solidificado. Este tipo de subestructura similar a la determinada por Bower y Flemings (9) y Biloni y Morando (10) para valores de h_i análogos al aquí utilizados es indicativo de la operatividad de un mecanismo de multiplicación. El criterio utilizado para medir el grado de multiplicación de los granos fue la medición de la fracción de chapa ocupada por granos pequeños. Esta fracción porcentual recibirá el nombre de "fracción multiplicada" (FM). Las Fig. 12a), b) y c) indican el aspecto metalográfico de las zonas de granos grandes, granos pequeños y zona de transición entre ambas zonas. Puede observarse que el aspecto es idéntico al observado por Biloni y Morando en zonas similares de sus experimentos.

La Fig. 13 ilustra la relación existente entre la fracción multiplicada y el valor del número de Reynolds virtual, para diferentes aleaciones Al-Cu. Es posible observar que en el caso de baja extracción calórica la turbulencia aumenta notablemente la efectividad de la nucleación especialmente en la transición laminar-turbulento. Asimismo el contenido de soluto no altera apreciablemente el grado de multiplicación y para valores similares de Re pero velocidades de flujo diferentes la FM es prácticamente la misma.

IV. DISCUSION

El Apéndice I trata en detalle los criterios utilizados en la determinación del coeficiente de transmisión h_i correspondiente a la interface metal-molde. El coeficiente h_i , medido por el método de fluidez lineal es, en realidad, un valor promedio del coeficiente de transmisión calórica de dicha interface y como tal debe ser considerado toda vez que la naturaleza del contacto entre líquido y pared del molde y, por ende la extracción calórica, puede variar de punto a punto de la superficie. En este trabajo dicho coeficiente nos sirve como un punto de referencia para evaluar los diferentes sustratos utilizados así como las condiciones superficiales impuestas a los mismos.

La variación observada en el coeficiente h_i para valores crecientes del porcentaje de cobre de la aleación, Fig. 3, puede ser explicado teniendo en cuenta la morfología de los cristales nucleados en contacto con el sustrato. Estos crecen primeramente en forma predendrítica (4) hasta que pasan a una morfología dendrítica. A medida que aumenta el porcentaje de soluto, cobre en este caso, la subestructura dendrítica se hace más fina (23), por lo que el esqueleto dendrítico asegura un mejor contacto entre el líquido interdendrítico y el sustrato. Ello mejora la extracción calórica y aumenta, por consiguiente, el coeficiente h_i . Este efecto se hace más notable cuanto mayor es la capacidad de extracción calórica del sustrato, lo que puede ser observado en la Fig. 3. Sin embargo, la comparación de la Fig. 3 y 4 indica que el número de núcleos predendríticos nucleados es siempre del mismo orden para un sustrato dado, independientemente de la cantidad de soluto presente en la aleación. En efecto, puede observarse en la Fig. 4 que para una densidad de núcleos predendríticos dada, los valores del coeficiente h_i de cada una de las tres aleaciones

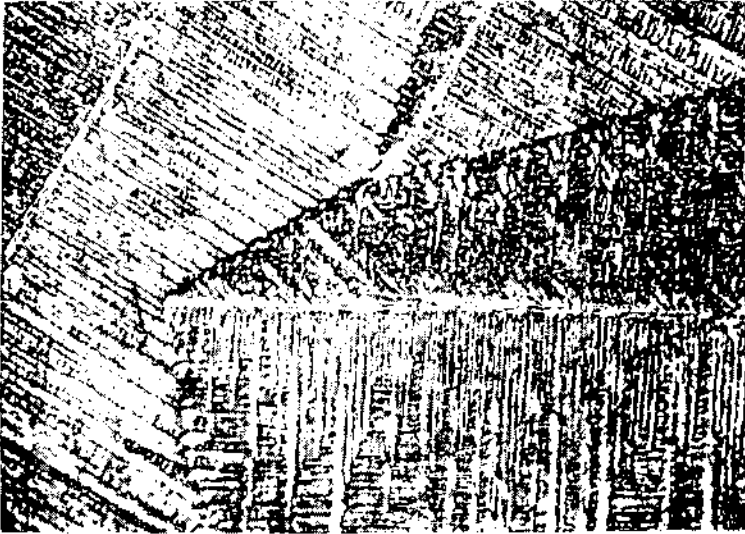


Fig. 12 a)
Subestructura correspondiente a la zona de granos grandes de la Fig. 11. Carácter dendrítico de la misma.

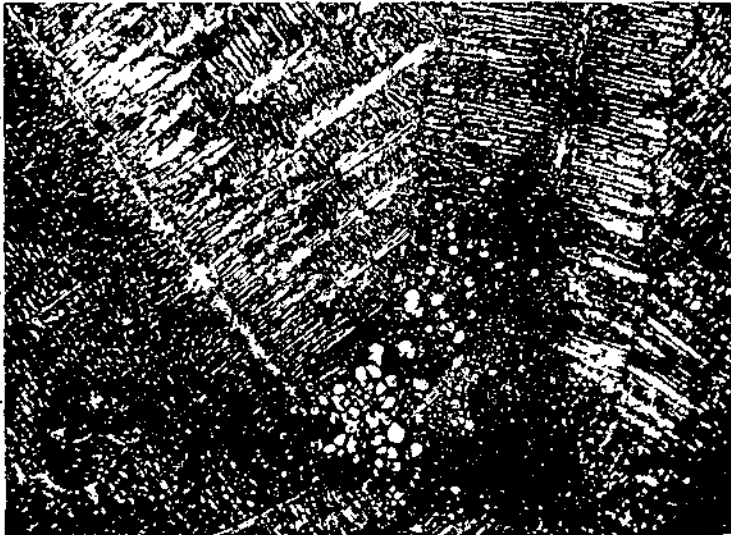


Fig. 12 b)
Subestructura correspondiente a la zona de transición entre ambas zonas de la Fig. 11. Obsérvese la aparición de características correspondientes a mecanismos de multiplicación (10).



Fig. 12 c)
Subestructura correspondiente a la zona multiplicada. x60

	V (cm/seg)	
	75	40
Al - 5% Cu	○	●
Al - 1% Cu	△	▲
Al - 99,99%	□	■

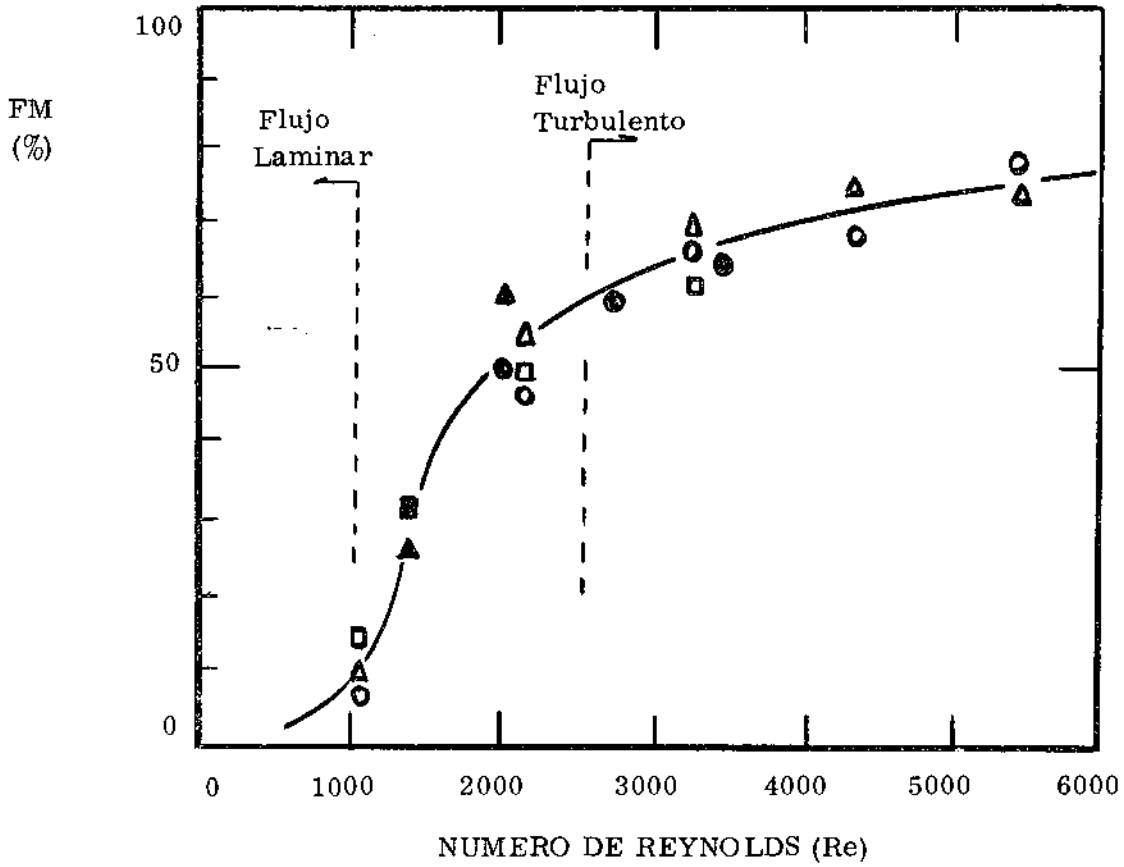


Fig. 13 - Fracción multiplicada en función del número de Reynolds (Re), para diferentes aleaciones Al-Cu.

consideradas corresponden a los que se obtienen en la curva correspondiente de la Fig. 3 que tiene en cuenta el sustrato utilizado. Luego, cada sustrato tiene un coeficiente de transmisión calórica "específico" que es el que regula la cantidad de sobreenfriamiento térmico del líquido y condiciona el número de núcleos operativos. Este h_1 "específico" podría ser considerado el que corresponde al aluminio puro en la Fig. 3 y es el que fija el número de núcleos predendríticos observables metalográficamente. La morfología dendrítica resultante luego de la transición predendrítica-dendrítica (4) es la que hace variar el coeficiente h_1 en la forma discutida anteriormente. Por consiguiente, en la fórmula (1) la constante C es la que tiene en cuenta el efecto del soluto sobre la morfología dendrítica. Las Fig. 5, 6 y 7, que son las que ilustran las subestructuras resultantes indican que en el caso de alta extracción calórica (Fig. 6 y 7) la subestructura dendrítica, susceptible de ser multiplicada por corrientes convectivas (9-10) ocupa una fracción relativamente poco importante. Sobre este tema hemos de volver cuando discutamos el efecto del flujo convectivo sobre la subestructura.

La relación existente entre la microgeometría del molde y la densidad de núcleos predendríticos está relacionada con la forma en que el líquido entra en contacto con el sustrato. En efecto, la Fig. 9 indica esquemáticamente que para una rugosidad dada el líquido entra en contacto con las cúspides de las rugosidades, solidificando predendríticamente en esas zonas, toda vez que son las que proveen alta extracción calórica y por ende sobreenfriamiento térmico y puntos de nucleación heterogénea. El rápido crecimiento cristalino subsecuente impide que el líquido entre en contacto con los valles o, en el caso de que ello pueda ocurrir, la evolución calórica del metal que solidifica impide alcanzar el sobreenfriamiento crítico de nucleación. A medida que la rugosidad disminuye la superficie efectiva del sustrato, capaz de extraer calor aumenta por lo que la densidad de núcleos predendríticos también aumenta. Ello se encuentra reflejado en la Fig. 8 que indica la densidad de núcleos predendríticos en función de la rugosidad superficial para sustrato cobre desnudo. Para este caso, de la Fig. 9 puede obtenerse la ley de variación que está dada por

$$\rho_{pd} = 150 \cdot R^{-0,26} \quad (2)$$

ρ_{pd} : densidad de núcleos predendríticos
R : rugosidad superficial del sustrato

En cuanto a la influencia del flujo convectivo sobre la estructura resultante, el fenómeno está estrechamente relacionado con el tipo de extracción calórica del sustrato. Para valores altos de h_1 la densidad de núcleos predendríticos es muy alta, Fig. 4, por lo que la posibilidad de que exista una multiplicación de la reducida fracción de la subestructura existente, aún con flujos de alta turbulencia, es muy remota. Ello explica los resultados obtenidos en este trabajo cuando se utilizó molde de cobre desnudo y los obtenidos por Biloni y Morando (10) en zonas de la lingotera en que la extracción calórica está controlada por el coeficiente h_1 correspondiente al cobre desnudo o al grafito. En el caso de sustratos con h_1 bajo, obtenibles por medio de pinturas, Fig. 3, la densidad de núcleos predendríticos que aparecen durante el proceso de nucleación, Fig. 4, es muy bajo

por lo que la mayor cantidad del volumen que solidifica lo hace en forma dendrítica. En esas circunstancias los mecanismos de multiplicación podrán operar en forma mucho más fácil. La transición laminar turbulenta del flujo líquido aumenta notablemente dicha multiplicación, Fig.13, lo que es lógico si se tiene en cuenta las características físicas del movimiento turbulento. Durante el mismo se desarrollan velocidades localizadas muy altas las que están capacitadas para romper las débiles uniones existentes entre las ramas secundarias y terciarias de las dendritas y los cuerpos principales de las mismas (6). El hecho que el grado de multiplicación, medido por la FM, dependa fuertemente del número de Reynolds y sea independiente de la velocidad de flujo promedio del líquido soporta lo dicho. Sin duda lo que interesa es la característica de las velocidades de flujo localizadas en los espacios interdendríticos, lo cual depende solamente del Número de Reynolds. El análisis metalográfico da resultados análogos a los obtenidos por Biloni y Morando (10) y permite tener una idea clara de la operatividad del mecanismo de multiplicación, permitiendo decidir sobre cuales son las zonas en que el grano de la zona chill ha sido multiplicado de acuerdo al mecanismo propuesto por Bower y Flemings (9).

V. CONCLUSIONES

1) El valor del coeficiente h_i de transmisión calórica condiciona la cantidad de núcleos formados en contacto con la superficie del molde, los que pueden ser visualizados por la detección metalográfica de zonas predendríticas.

2) Para las aleaciones Al-Cu estudiadas se ha encontrado una relación $\rho_{pd} = Ch_i^2$ en la que ρ_{pd} es la densidad de núcleos predendríticos y h_i es el coeficiente de transmisión calórica metal-molde. La constante C, cuyo valor aumenta para valores decrecientes de la cantidad de soluto, tiene en cuenta la morfología del crecimiento dendrítico, función de la cantidad de soluto de la aleación.

3) Para el caso de molde de cobre desnudo se ha encontrado una variación entre la rugosidad y la densidad de núcleos predendríticos que responde a la ley $\rho_{pd} = 150 \cdot R^{-0,26}$.

4) En el caso de valores de h_i mayores de 0,06 el mecanismo de multiplicación es prácticamente inoperante en la formación de la zona chill, aún en presencia de flujo líquido de alta turbulencia. Para valores de h_i menores de 0,05 la transición laminar-turbulenta del flujo líquido aumenta notablemente la fracción de granos multiplicados.

AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen a los Doctores G.S. Cole y A.W.D. Hills por las estimulantes discusiones realizadas.

REFERENCIAS

1. D. WALTON y B. CHALMERS. Trans. AIME , vol.215, 447, 1959.
2. W.C. WINEGARD y B. CHALMERS. Trans. ASM, 216, 1214, 1954.
3. B. CHALMERS. J.Aust.Inst.Met. , 8, 255, 1963.
4. H. BILONI y B. CHALMERS. Trans. TMS-AIME, 233, 373, 1965.
5. K.A. JACKSON, L.D. HUNT, D.R. UHLMANN y T.P. SEWARD III. Trans. TMS-AIME, 236, 146, 1966.
6. S. O'HARA y W.A. TILLER. Trans. TMS-AIME, 239, 457, 1967.
7. R.T. SOUTHIN. Trans. TSM-AIME, 239, 220, 1967.
8. R. MORANDO, H. BILONI, G.S. COLE y G.F. BOLLING. Aceptado en Metallurgical Transactions.
9. T.F. BOWER y M.C. FLEMINGS. Trans. TMS-AIME, 239, 216, 1967.
10. H. BILONI y R. MORANDO. Trans. TMS-AIME, 242, 1121, 1968.
11. F.R. HENZEL, Trans. TMS-AIME, 124, 300, 1927.
12. B. CHALMERS. "Principles of Solidification". John Wiley & Sons. NY 1964, 261.
13. R.W. RUDDLE. "Solidification of casting", Inst. of Metals, Londres 1957.
14. H. JONES. J.Inst. of Metals, 97, 38, 1969.
15. B.P. BARDES y M.C. FLEMINGS. Trans. AFS, 74, 406, 1966.
16. C.C. REYNOLDS. Trans. AFS, 72, 342, 1964.
17. J.F. NIESSE, M.C. FLEMINGS y H.F. TAYLOR. Trans AFS, 67, 685, 1959.
18. M.C. FLEMINGS, E. NIYAMA y H. TAYLOR. Trans. AFS, 69, 625, 1961.
19. R.W. RUDDLE. "The Running and Gating of Castings". Inst. of Metals, Londres 1956.

20. H. BILONI. "The Solidification of Metals". ISI P 110, 74, 1968.
21. C. CALVO y H. BILONI. A publicarse.
22. A. JONES y A. BARTLER. J.Inst. of Metals, 81, 17, 1952.
23. G.S. COLE. Can.Met. Quat. 1970.
24. CARSLAW y JAEGER. "Conduction of Heat in Solids". 2a. Edición, Oxford University Press, Londres 1959, 72.

APENDICE IANALISIS DE LA EXTRACCION CALORICA EN ENSAYOS DE FLUIDEZ LINEAL
PARA LA DETERMINACION DEL COEFICIENTE "h_i".1. Símbolos

- A: Area transversal del canal (cm²).
 A': Area de contacto metal—molde (cm²).
 α: Difusividad térmica del molde (cm²/seg).
 C: Calor específico del metal (cal/g °C).
 H: Calor latente de fusión del metal (cal/g).
 h_i: Coeficiente de transmisión de calor de la interface metal/molde (cal/cm².°C. seg).
 k: Conductividad térmica del molde (cal/cm.°C. seg).
 k_C: Proporción de metal solidificado durante el ensayo (%).
 L: Largo final (Fluidéz) del ensayo (cm).
 m: Masa de metal contenido en el canal del molde (g)
 p: Perímetro de la sección transversal del canal (cm).
 q_{tot}: Calor total extraído por el molde durante el ensayo (cal).
 q'' : Velocidad del flujo calórico cal/cm². seg).
 ρ: Densidad del metal (g/cm³).
 T_m: Temperatura del metal colado (°C).
 T_i: Temperatura interfacial del molde (°C).
 T₀: Temperatura inicial del molde (°C).
 Δ T: Sobrecalentamiento del metal (°C).
 t_L: Tiempo total del ensayo (seg).
 V: Velocidad del flujo de metal líquido (cm/seg).

2. Hipótesis

- a) Las paredes del molde son suficientemente gruesas en relación al espesor del canal, de tal forma que se comportan como semi-infinitas durante el ensayo.
 b) La velocidad del flujo de metal líquido es constante durante todo el ensayo.
 c) Las propiedades térmicas del metal y del molde no varían durante el ensayo.
 d) El espesor del canal es lo suficientemente pequeño como para que se pueda despreciar los gradientes térmicos en el metal que fluye.
 e) El coeficiente de transmisión de calor de la interface metal/molde es constante durante el ensayo.

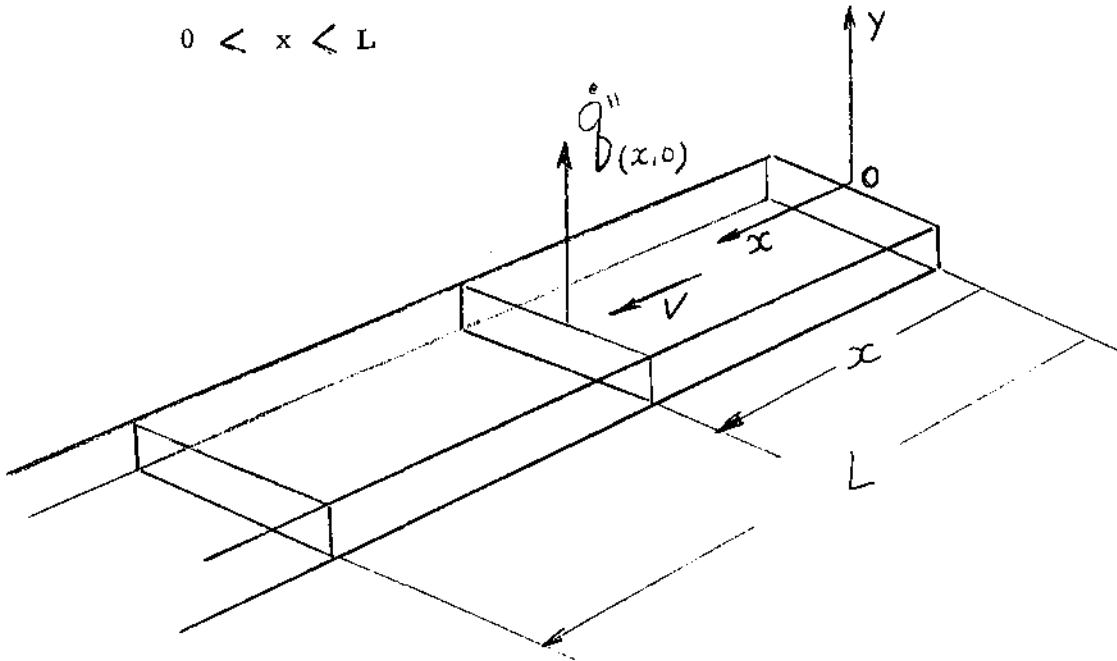
3. Análisis

Asociemos un sistema de coordenadas lineales (x, y) a la interface metal-molde de tal forma que el mismo tenga su origen en la entrada del canal. La ccordenada "x" orientada positivamente a lo largo del canal y la variable "y" orientada positivamente en la dirección hacia el molde

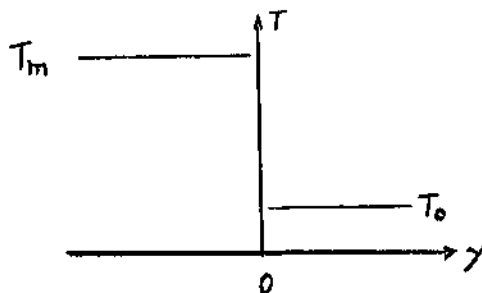
$$\begin{cases} y > 0 & \text{molde} \\ y = 0 & \text{interface} \\ y < 0 & \text{metal} \end{cases}$$

Consideremos una sección transversal del canal, para una coordenada "x" genérica tal que

$$0 < x < L$$



Cuando el metal toca la sección, la distribución de la temperatura será

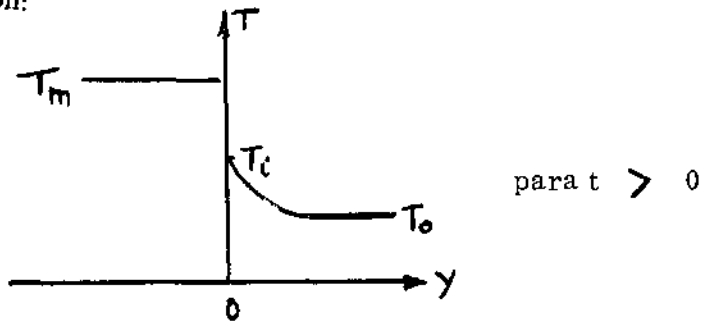


Para $t = 0$

y la velocidad del flujo de calor es dada según la ecuación de Newton :

$$\dot{q}''(x, 0) = h_i (T_m - T_o) \quad (1)$$

A medida que el metal fluye por la sección, la distribución de temperatura será, en esa sección:



y la velocidad de flujo calórico será

$$\dot{q}''(x, 0) = h_i (T_m - T_i) \quad \text{para } t > 0 \quad (2)$$

La variación de la distribución de temperatura con el tiempo es dada por la siguiente ecuación

$$\frac{T(y, t) - T_o}{T_m - T_o} = \operatorname{erfc}\left(\frac{y}{2\sqrt{\alpha t}}\right) - \exp\left(\frac{h_i y}{k} + \frac{h_i^2 \alpha t}{k^2}\right) \operatorname{erfc}\left(\frac{y}{2\sqrt{\alpha t}} + \frac{h_i \sqrt{\alpha t}}{k}\right) \quad (3)$$

En la interface ($y = 0$) queda

$$\frac{T_i(t) - T_o}{T_m - T_o} = 1 - \exp\left(\frac{h_i^2 \alpha t}{k^2}\right) \operatorname{erfc}\left(\frac{h_i \sqrt{\alpha t}}{k}\right) \quad (4)$$

Se puede estimar los máximos valores que alcanza "Ti" en los ensayos hechos, considerando que:

a) los tiempos totales de los ensayos, siempre han sido

$$t < 0,5 \quad \text{seg}$$

b) los valores de "h_i" dados en la literatura están dentro de la gama:

$$h_i/k = 10^{-3} - 10^{-1} \quad \text{cm}^{-1}$$

c) los valores de " α " en los ensayos están en la gama:

$$\alpha = 0,05 - 0,90 \quad \text{cm}^2/\text{seg}$$

(inox.) (cobre)

Considerando las condiciones más críticas dadas por esos valores y aplicando la ecuación (4), tendremos:

$$\left(\frac{T_i - T_o}{T_m - T_o} \right)_{\max} = 0,06 = 6\%$$

Es decir, despreciando la variación de " T_i " durante el ensayo, se comete un error máximo del orden del 6%. Dentro de este error se puede admitir que la velocidad de flujo calórico es constante

$$\dot{q}''(x, 0) = h_1 (T_m - T_o) \quad \text{para} \quad t \leq t_T \quad (5)$$

El flujo de calor en la sección, durante el ensayo será dado por

$$q''(x, 0) = \int_0^{t_x} \dot{q}''(x, 0) dt = h_1 (T_m - T_o) \int_0^{t_x} dt \quad (6)$$

donde " t_x " es el tiempo durante el cual el metal fluye por la sección.

Siendo:

$$t_x = \frac{L - x}{V} \quad (7)$$

tendremos

$$q''(x, 0) = \frac{h_1}{V} (T_m - T_o) (L - x) \quad (8)$$

El calor total extraído por el molde, será dado por:

$$q_{\text{tot}} = \int_0^{A'} q''(x, 0) dA' = \frac{h_1}{V} (T_m - T_o) \int_0^{A'} (L - x) dA' \quad (9)$$

como la sección transversal del canal es constante a lo largo del molde,

$$A'_x = px \quad dA' = p dx \quad (10)$$

y la eq. (9) queda

$$q_{\text{tot}} = \frac{h_1 p}{V} (T_m - T_o) \int_0^L (L - x) dx \quad (11)$$

que nos da

$$q_{\text{tot}} = \frac{h_i \rho L^2}{2 V} (T_m - T_o) \quad (12)$$

El calor total extraído por el molde durante el ensayo es igual al calor cedido por el metal, dado por

$$q_{\text{tot}} = k_c m H + m C \Delta T \quad (13)$$

donde:

$k_c m H$ = calor latente liberado por la proporción " k_c " de metal solidificado durante el ensayo.

$m C \Delta T$ = calor de sobrecalentamiento del metal contenido dentro del canal.

$$\text{siendo:} \quad m = A L \rho \quad (14)$$

la eq. (13) queda:

$$q_{\text{tot}} = A L \rho (k_c H + C \Delta T) \quad (15)$$

combinando (12) y (15), tendremos,

$$\frac{h_i \rho L^2}{2 V} (T_m - T_o) = A L \rho (k_c H + C \Delta T) \quad (16)$$

de donde:

$$L = \frac{2 A \rho V (k_c H + C \Delta T)}{\rho (T_m - T_o) h_i} \quad (17)$$

De la eq. (17); derivando "L" con relación a " ΔT ", tendremos:

$$\left(\frac{\partial L}{\partial \Delta T} \right) = \frac{2 A \rho V C}{\rho (T_m - T_o) h_i} \quad (18)$$

En la eq.(17), haciendo " $\Delta T = 0$ ", tendremos.

$$L_o = \frac{2 A \rho V k_c H}{\rho (T_m - T_o) h_i} \quad (19)$$

combinando (18) y (19), tendremos

$$k_c = \frac{C}{H} \cdot \frac{L_o}{\left(\frac{\partial L}{\partial \Delta T} \right)} \quad (20)$$

De la eq.(18) sacamos

$$h_i = \frac{2 A \rho V C}{p (T_m - T_o) \left(\frac{\partial L}{\partial \Delta T} \right)} \quad (21)$$

y de la eq.(19) sacamos

$$h_i = \frac{2 A \rho V k_c H}{p (T_m - T_o) L_o} \quad (22)$$

que permite calcular el valor de " h_i " por dos caminos, conociendose los resultados de los ensayos de fluidez " L_o " y " $\left(\frac{\partial L}{\partial \Delta T} \right)$ ".

APENDICE II

CALCULO DEL NUMERO DE REYNOLDS

SIMBOLOS

Re:	Número de Reynolds (adimensional).
Deq:	Diámetro equivalente del canal rectangular (cm).
R _H :	Radio hidráulico del canal (cm).
e:	Espaciado de las paredes del canal (cm)
a:	Ancho del canal rectangular (cm).
A:	Area de la sección transversal del canal (cm ²).
p:	Perímetro de la sección transversal del canal (cm).
\bar{V} :	Velocidad media del flujo de metal líquido (cm/seg).
ν :	Viscosidad cinemática del metal líquido (stokes).

La relación entre las fuerzas de inercia y las fuerzas viscosas de un flujo está dada por el número de Reynolds cuya expresión es:

$$Re = \frac{Deq \cdot \bar{V}}{\nu} \quad (1)$$

Siendo:

$$Deq = 4 \cdot R_H = 4 \cdot A/p \quad (2)$$

En el caso de canales rectangulares:

$$A = a \cdot e \quad (3)$$

$$p = 2(a + e) \quad (4)$$

Combinando (2), (3) y (4) con (1), queda

$$Re = \frac{2 a e \bar{V}}{(a + e) \nu} \quad (5)$$

Datos utilizados

a:	1 cm
e:	0,1; 0,2; 0,3; 0,4; 0,5 cm
\bar{V} :	75 y 40 cm/seg
ν :	1,15 · 10 ⁻² stokes (Al-Cu a 750°C)

Valores de Re

e (cm)	V cm/seg	
	75	40
0,1	1080	660
0,2	2160	1320
0,3	3240	1980
0,4	4320	2640
0,5	5400	3300