

C.N.E.A. Biblioteca	
ARCHIVO PUBLICACIONES	
Nº 65	1969

04.69.01

✓PMM/7

COMISION NACIONAL DE ENERGIA ATOMICA
DEPENDIENTE DE LA PRESIDENCIA DE LA NACION

QUINTO CURSO PANAMERICANO DE METALURGIA

Dentro del Programa Multinacional de Metalurgia
(Programa Regional de Ciencia y Tecnología - OEA)

ESTRUCTURAS DE LOS LINGOTES

Ing. H. Biloni

Departamento de Metalurgia
Buenos Aires - Argentina
1969

COMISION NACIONAL DE ENERGIA ATOMICA
DEPENDIENTE DE LA PRESIDENCIA DE LA NACION

QUINTO CURSO PANAMERICANO DE METALURGIA

Dentro del Programa Multinacional de Metalurgia
(Programa Regional de Ciencia y Tecnología - OEA)

ESTRUCTURAS DE LOS LINGOTES

Ing. H. Biloni

Departamento de Metalurgia
Buenos Aires - Argentina
1989

ESTRUCTURA DE LOS LINGOTES

H. Biloni*

I. INTRODUCCION

Este trabajo pretende dar un panorama general del estado actual del arte en lo referente a la comprensión del origen y desarrollo de las estructuras de los lingotes.

Para ello se han de fijar simplificaciones toda vez que el problema es de por sí muy complejo. Ellas son:

- i) Se han de considerar fundamentalmente dos métodos de obtención de los lingotes:
 - a) método convencional de colada, es decir el molde es llenado por arriba y el chorro líquido cae libremente durante la operación de llenado del molde; b) método de fundición "in situ" en el cual el metal o aleación solidifica directamente en el molde en el cual ha sido fundido. El primer método será el más tratado.
- ii) No se han de hacer consideraciones respecto a flujo calórico a través del molde, salvo las obvias que resulten de discutir en qué condiciones dicha extracción calórica cambia. Tampoco se han de hacer consideraciones sobre propiedades tecnológicamente importantes del líquido tales como viscosidad, fluidez, etc.
- iii) En general se han de considerar para el análisis de estructuras y subestructuras de fundición aleaciones binarias del tipo que poseen una solución sólida marginal y un eutéctico. A este tipo pertenecen, por ejemplo, las aleaciones Sn-Pb; Pb-Sn, Sn-Zn, Al-Cu, Al-Mg, etc. las cuales han sido utilizadas en una gran cantidad de trabajos existentes en la literatura.

Para la mejor comprensión del desarrollo de las estructuras de fundición se ha considerado conveniente tratar algunos temas que se consideran claves. Ellos son:

- 1) Nucleación, principalmente desde el punto de vista relacionado con la nucleación heterogénea y eventualmente la nucleación dinámica.
- 2) El concepto de Sobreenfriamiento Constitucional (1) (S.C.) que es capital en la comprensión de las subestructuras de segregación.

Ambos conceptos han sido discutidos en el Fascículo I de esta obra y a él es referido el lector.

* Departamento de Metalurgia de la Comisión Nacional de Energía Atómica.
Investigador Principal. Jefe de la División Solidificación y Fundición.

- 3) El concepto de Solidificación Predendrítica.
- 4) Los mecanismos de multiplicación que pueden operar durante la solidificación.
- 5) Los efectos de la convección sobre el movimiento del líquido y su acción sobre las estructuras resultantes.

II. CONCEPTOS FUNDAMENTALES A CONSIDERAR

Ya se ha indicado que los conceptos sobre nucleación y S.C. han sido discutidos en el Fascículo 1.

3) SOLIDIFICACION PREDENDRITICA

Este concepto ha sido introducido por Biloni y Chalmers (2). Mediante el uso combinado de técnicas metalográficas cualitativas y la microsonda los citados autores pudieron determinar la morfología de crecimiento de aleaciones metálicas solidificadas en contacto con superficies metálicas y de grafito. La variable tenida en cuenta fue la cantidad de sobreenfriamiento que obtiene el líquido en el momento de solidificar. Esta variable fue adecuada cualitativamente variando el sobrecalentamiento del líquido así como la temperatura de la placa sobre la cual se solidificaron las gotas de aleación.

De los resultados obtenidos por estos autores así como de los existentes en la literatura pueden distinguirse tres rangos de sobreenfriamientos. Cada uno de ellos da lugar a morfologías y composiciones particulares del material. Han sido divididos arbitrariamente en Sobreenfriamientos "Altos", "Intermedios" y "Bajos".

- 1) "Alto sobreenfriamiento": en condiciones de alto sobreenfriamiento obtenible en escala de laboratorio, como en los experimentos realizados por Olsen y Hultgren (3), Duwez y coautores (4), Kamenetsky y coautores (5) y Walker (6), el proceso dominante es el de no difusión y la estructura resultante posee una composición semejante a la del líquido. Esta transformación es termodinámicamente posible pues corresponde a la zona III de la Fig. 1.

En general en la práctica no se obtienen los sobreenfriamientos necesarios para que toda la estructura se transforme por un proceso de no difusión. Ello solamente aparece posible para la escala de laboratorio.

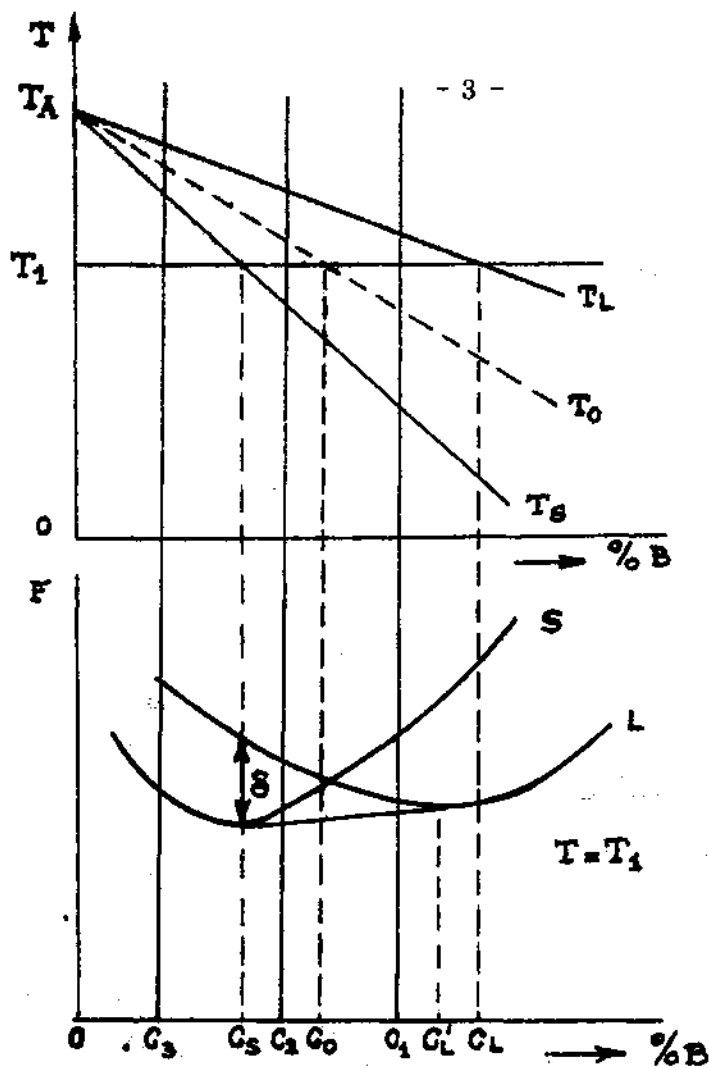


Fig. 1. Según referencia (2)

Diagrama de equilibrio correspondiente a $k_0 < 1$ y diagrama de equilibrio correspondiente a la temperatura T_1 . Quedan definidos tres rangos: I: C_L a C_0 : la ganancia de energía libre en la transformación Sólido-Líquido se realiza a través de un proceso de difusión. II: C_0 a C_S : hay ganancia de energía libre a través de un proceso de no difusión pero la existencia de difusión asegura una ganancia extra de energía libre. III: C_S a 0: el máximo de ganancia de energía libre se hace a través de un proceso de no difusión.

- ii) "Sobreenfriamiento intermedio": a sobreenfriamiento tales como los que ocurren en las experiencias de solidificación en que gotas de líquido solidifican en contacto con superficies metálicas o de grafito a temperatura ambiente (llamado arbitrariamente sobreenfriamiento "intermedio") se obtiene una morfología del tipo de la Fig. 2.

Los análisis metalográficos cualitativos y cuantitativos permiten concluir que se tratan de hemisferas cuya parte central tiene una composición análoga a la del líquido. Tal composición solamente puede tener como origen un crecimiento lo suficientemente rápido como para suprimir el coeficiente de partición en la interfaz S-L, es decir tiene lugar una transformación sin difusión. Luego de este estado de rápido desarrollo, el crecimiento disminuye debido al aumento de la temperatura y la composición cae a $k_0 C_0$. De allí en más una partición normal en el soluto ocurre y aparece un aumento de composición desde $k_0 C_0$ a C_0/k_0 . La pre-

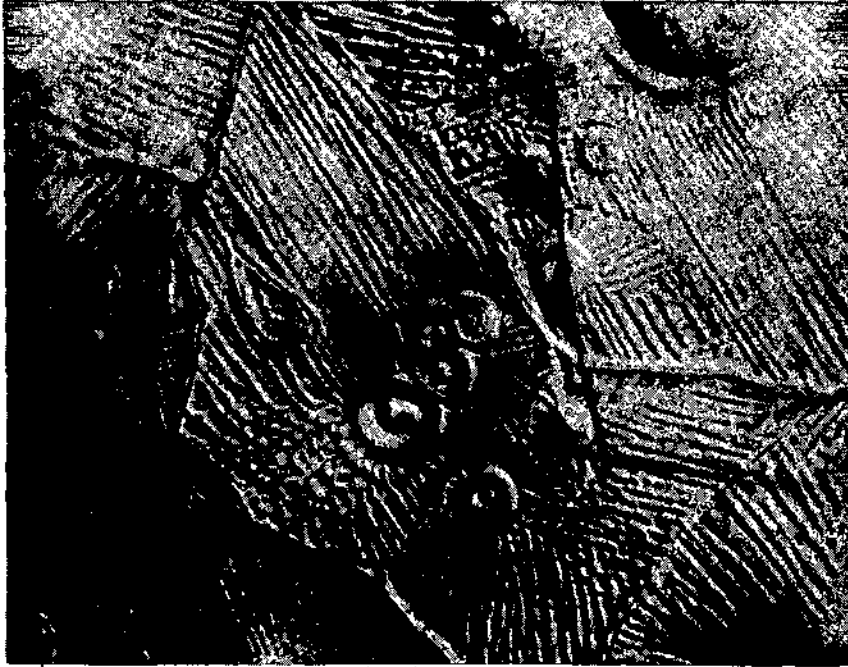
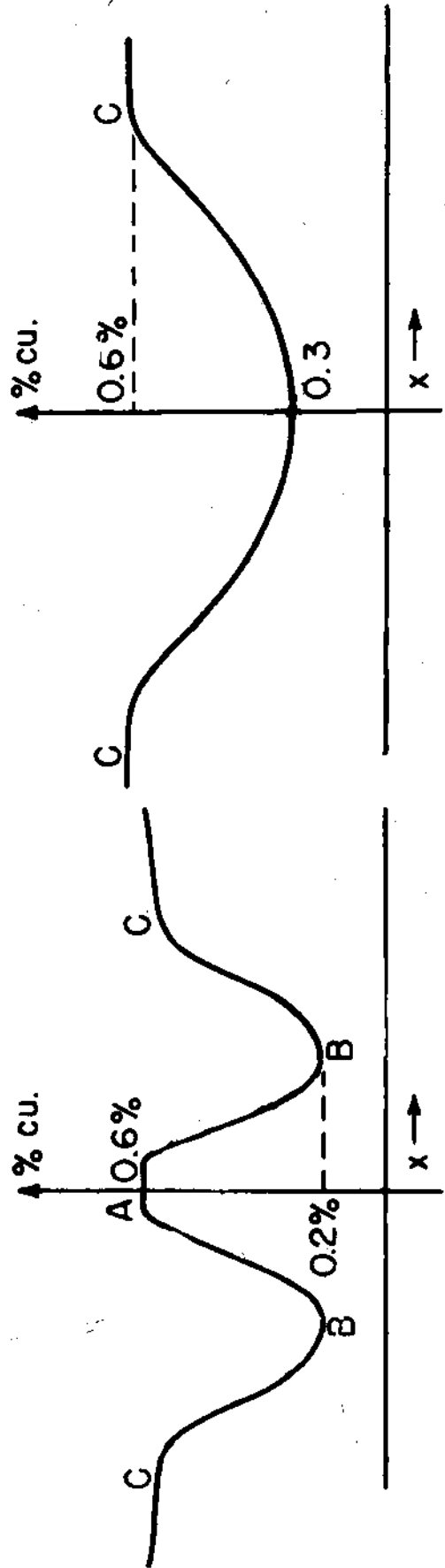
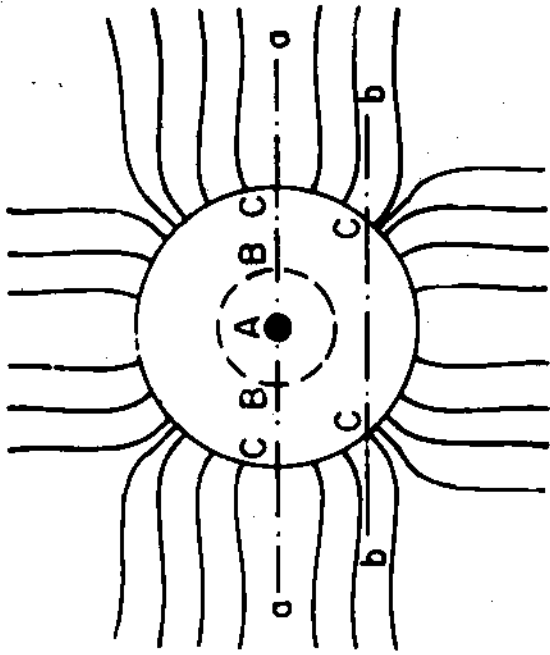


Fig. 2 - Según referencia (2)

- a) Zonas predendríticas de morfología circular observadas en la superficie solidificada en contacto con una superficie metálica. Al-0,5% Cu. Superficie sin ataque observada con contraste de fases según Nomarski (7).



(a)

(b)

Fig. 2 b) Composición química según datos de la microsonda.

sencia de S.C. produce inestabilidad por lo que aparecen células o células dendríticas.

Este tipo de subestructura no aparece solamente en las condiciones experimentales presentadas por Biloni y Chalmers (2), sino en la superficie de los lingotes colados en lingotera de grafito o de cobre, tal como se ha de ver más adelante.

iii) "Bajo Sobreenfriamiento": a sobreenfriamientos menores, tales como los obtenidos cuando las gotas de líquido son coladas sobre superficies calientes, la morfología y la distribución del soluto cambia. La Fig. 3 indica la transición entre zonas predendríticas con morfología hemisférica y zonas predendríticas de morfología más irregular.

También la distribución de soluto cambia, toda vez que la solidificación se realiza en las condiciones termodinámicas correspondientes a la aleación I de la Fig. 1. En este caso el proceso determinante es el de difusión por lo que habrá un aumento de composición desde el centro a la periferia, el que corresponde al transiente inicial de la solidificación (8). Cuando en la interface predendrítica-Líquido se alcanza una cantidad crítica de S.C. se produce una inestabilidad análoga a la vista anteriormente y aparece una subestructura celular. Las experiencias de los autores citados (2) han demostrado que en todos los casos correspondientes a la detección de zonas predendríticas el centro de las mismas se encuentra asociado a una partícula. Se infiere que se trata de la responsable de la nucleación heterogénea. Este hecho hace que la detección metalográfica de zonas predendríticas sea un indicio de que ha operado un mecanismo de nucleación y crecimiento.

4) MECANISMOS DE MULTIPLICACION

En esta parte se han de tratar aquellos mecanismos capaces de aumentar el número de granos en una estructura de fundición a través de un proceso de fragmentación de los cristales ya existentes.

Los trabajos de Papapetrou son pioneros en este campo, con sus experiencias en cristales orgánicos (9). También merecen atención los trabajos de investigadores soviéticos discutidos por Vadilo (10). Sin embargo solo recientemente estos tipos de mecanismos han podido ser formulados de una manera rigurosa, debido al conocimiento en el área de la solidificación acumulado en las dos últimas décadas. En este sentido el mecanismo mejor soportado es el de fusión localizada (remelting) y a él se hará referencia casi exclusivamente. Este mecanismo ha sido formulado en investigaciones paralelas por Jackson y coautores (11) y O'Hara y Tiller (12). Sin embargo los trabajos de los primeros autores contienen un mayor soporte experimental.

Jackson y coautores (11), realizaron sus experiencias fundamentalmente en cristales orgánicos que solidifican con una morfología similar a la de los metales y aleaciones. Ya previamente Jackson había previsto desde el punto de vista teórico (13-14) que aquellos materiales cuya entropía de fusión fuera inferior a un valor determinado ($2R$, siendo R la constante de los gases), solidifican con una interface rugosa y por consiguiente con subestructuras de segregación del tipo discutido en el Fascículo I de esta obra. Posteriormente demostraron que sustancias orgánicas del tipo del tetrabromuro de Carbono y el ciclohexanol llenaban los requisitos teóricos exigidos (15). La ventaja de la utilización de estas sustancias orgánicas estriba en su transparencia, por lo cual el proceso de solidificación



Fig. 3 - Según referencia (2)

Superficie de una gota de Al-0,5% Cu colada sobre una superficie metálica precalentada. Puede observarse la transición entre una morfología circular y una más irregular.

puede ser seguido en forma fácil y eventualmente puede ser filmado. La Fig. 4 a) permite ver la morfología de dendritas correspondientes a ciclohexanol puro y la Fig. 4 b) al mismo compuesto al que se le ha agregado fluorescina como impureza.

La diferencia fundamental existente entre las Figs. 4 a) y b) radica en la morfología de las ramas de las dendritas. En el caso de la aleación (la fluorescina actúa como soluto), las ramas están unidas al tronco principal de la dendrita por cuellos mucho más finos. Ello es atribuido al tipo de crecimiento. En el caso de una aleación, enfrente de la interface S-L se segrega, para $k_0 < 1$, una capa de impurezas que hace que el crecimiento cristalino sea menor. Cuando las ramas atraviesan dicha capa, su crecimiento se acelera en todas las direcciones lo que da por resultado una zona más ancha.

Jackson y coautores consideran la fusión localizada para tres condiciones posibles: i) refusión bajo condiciones adiabáticas: un recipiente se encuentra lleno con un líquido sobreenfriado y aparecen núcleos que crecen dendriticamente hasta alcanzar el estado de equilibrio en el cual parte del sistema es sólido y parte es líquido. El calor latente de fusión ha calentado el sistema hasta la temperatura líquida. A su vez esta temperatura depende de la concentración del líquido en cada zona considerada; ii) refusión bajo condiciones no adiabáticas: este caso corresponde a fluctuaciones en el crecimiento; cuanto más rápido sea el crecimiento menor será la temperatura a la cual crecen las dendritas. El efecto de la variación de la velocidad de crecimiento será la refusión de los cuellos de las ramas laterales, Fig. 5; iii) refusión debida a energía superficial.

De las diferencias morfológicas de las Figs. 4 a) y b), así como de las observaciones hechas en las condiciones i) y ii), Jackson y coautores concluyen que en estos dos casos la refusión se debe a la interacción de dos tipos de flujos: calórico y de soluto. Para que la refusión ocurra, ambos tipos de flujos deben de tener diferentes coeficientes de difusión. En el caso analizado ello ocurre, por lo que el mecanismo actúa de la siguiente manera. El soluto tiene un efecto de corto alcance y en consecuencia la composición del líquido no es uniforme durante el crecimiento cristalino. El calor por su parte tiene un efecto de largo alcance produciendo un cambio en la temperatura en regiones situadas remotamente con respecto al cristal que crece. La punta del cuerpo principal de la dendrita crece rápidamente con una composición relativamente pura. El calor que genera difunde rápidamente produciendo un pequeño aumento en la temperatura del sistema. Por su parte la capa de soluto no tiene tiempo de difundir antes de que aparezcan las ramas. Como consecuencia, las ramas aparecen a una temperatura menor con respecto a la que crece el cuerpo principal de la dendrita. El crecimiento será más lento toda vez que el líquido es impuro y como una consecuencia el sólido que se forma a partir del mismo también será impuro. Cuando las ramas pasan a través de la capa impura solidifican en un líquido más puro y a temperaturas más altas. La evolución de calor durante esta etapa aumenta la temperatura que eventualmente puede fundir los cuellos más impuros de las ramas.

La explicación anterior puede ser aplicado al caso i) en donde hay condiciones adiabáticas. En el caso ii) las fluctuaciones en el crecimiento pueden producir relaciones; cuanto más rápido es el crecimiento, menor es la temperatura a la cual crecen las dendritas y por consiguiente menor la temperatura a la cual se forman los cuellos de las ramas. Ello se traduce en cuellos más impuros. Cuando el crecimiento disminuye la temperatura en la región aumenta lo que puede dar lugar a la fusión de los cuellos.

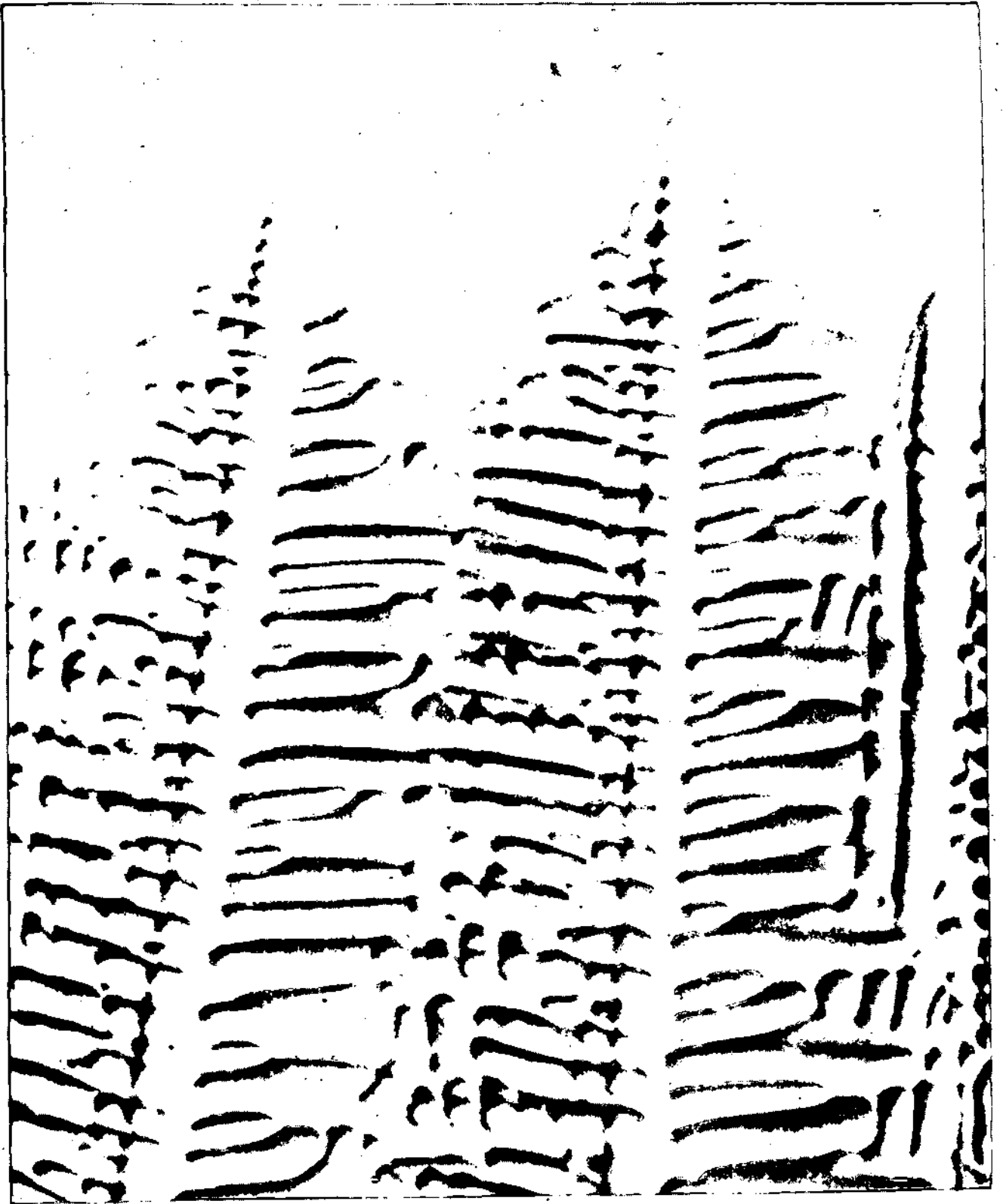


Fig. 4 - Según referencia (11).

a) Dendritas en ciclohexanol.

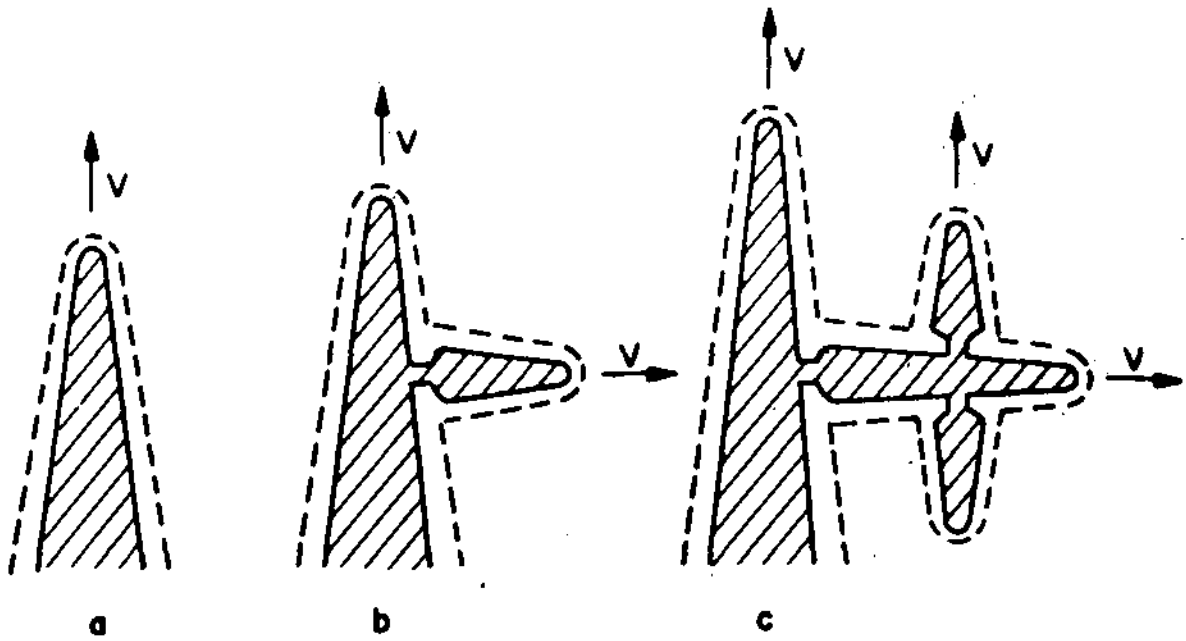


Fig. 4 b) Dendritas en ciclohexanol en el que se ha agregado fluorescina. La fotografía ha sido tomada bajo luz ultravioleta.

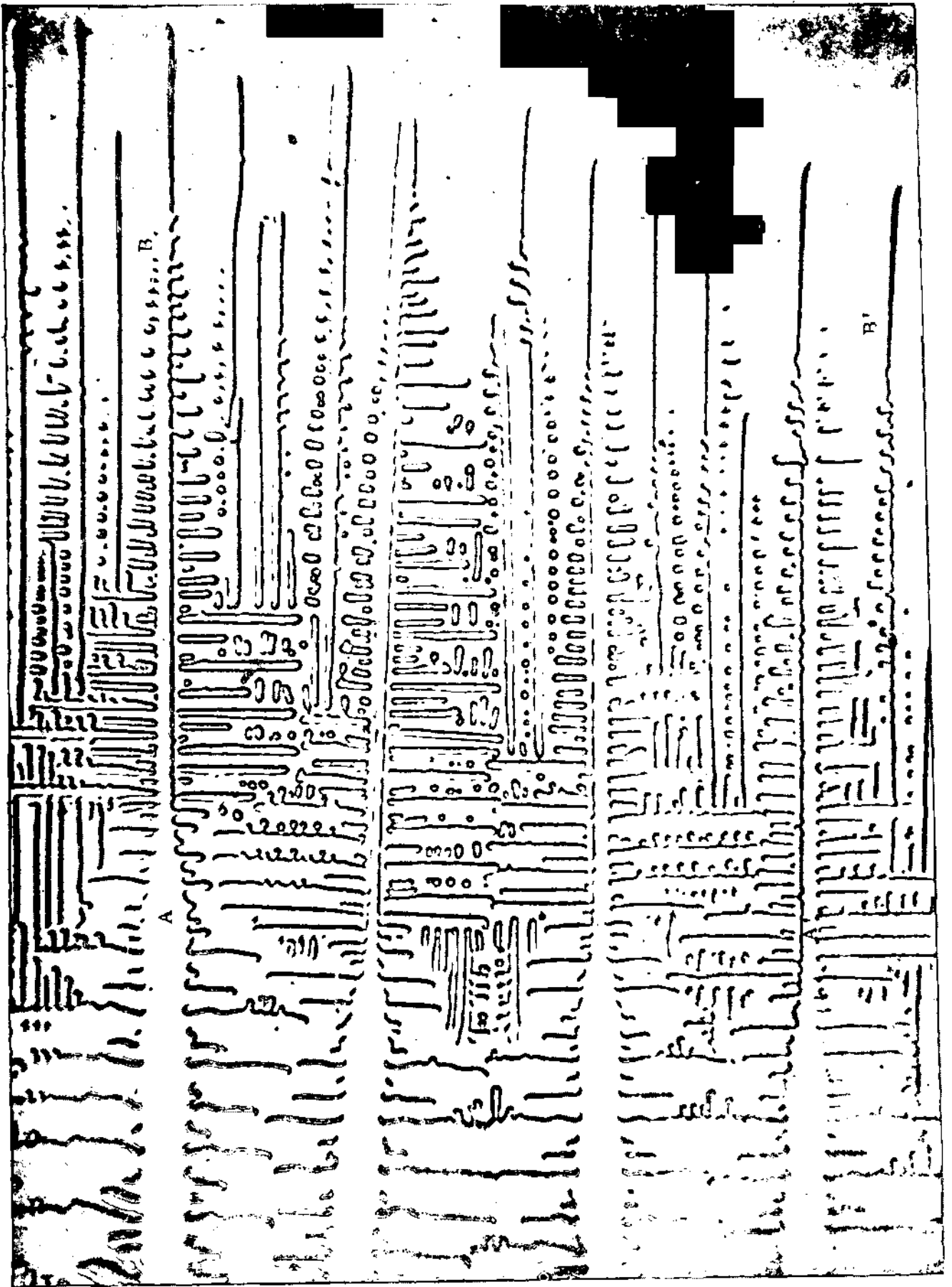


Fig. 5 - Según referencia (11). Dendritas en una aleación de tetrabromuro y salol. La velocidad de crecimiento fue aumentada entre AA' y BB'. Obsérvese la refusión localizada de las ramas en la zona donde las dendritas han crecido más rápidamente.

El caso iii), o sea la refusión debida a la acción de la energía superficial ya ha sido observado y discutido previamente por Papapetrou (9). Ello ocurre en condiciones en que la recalcencia es poca pues la temperatura permanece prácticamente constante a través del proceso de solidificación. En estas condiciones, a medida que la subestructura dendrítica va engrosando, las zonas donde la curvatura es mayor poseen una temperatura de equilibrio menor. Ello ocurre en los cuellos de las ramas dendríticas los que eventualmente pueden ser fundidos. Este fenómeno ocurre a una velocidad mucho menor que los anteriores (procesos i) y ii)), por lo que se lo considera de menor importancia.

El análisis de O'Hara y Tiller (12), contiene además de los efectos de la recalcencia los efectos del movimiento del líquido como una posible fuente de trozos cristalinos. Estos autores consideran que la probabilidad P_G de obtener un nuevo grano por el proceso total de recalcencia y movimiento del líquido está dado por el producto de dos probabilidades: i) la probabilidad P_S de formación de un segmento, y ii) la probabilidad P_R de la rotación de un segmento en forma significativa.

$$P_G = P_S P_R$$

El efecto del movimiento del líquido es considerado sobre ambas probabilidades P_S y P_R ; a) se considera el efecto combinado de una tensión σ desarrollada en la base de una rama secundaria (debido al movimiento del líquido que pasa a través de la distribución dendrítica con una velocidad u), con el aumento de temperatura ΔT_R^d que acompaña a la deformación inducida por esa tensión. El aumento de temperatura se lo considera un resultado del calentamiento adiabático generado por el movimiento de dislocaciones, resultado de la aplicación de la tensión. O'Hara y Tiller calculan que con velocidades relativas de flujo del orden de 25 cm/seg se obtienen valores de σ_{max} del orden de $10^6 - 10^7$ dynas/cm² y ΔT_R^d del orden de 0,1 a 1°C. Este efecto ha de favorecer la fusión localizada del cuello de las ramas secundarias; b) la posibilidad P_R de una diferente alineación de las ramas separadas con respecto a la orientación general de los cuerpos de dendritas aumentará con u . Sin embargo también es posible el flexionamiento o deformado de las ramas sin llegar a la separación. Ello puede dar lugar a una subestructura estriada muy desarrollada.

Otra posibilidad que consideran O'Hara y Tiller es el efecto de la recristalización y orientación de grano a que puede dar lugar la deformación existente en la inmediata cercanía del punto de fusión. Sería algo similar al trabajado en caliente. El exceso de energía libre producido por la deformación podría ser eliminado a través de un proceso de recristalización y crecimiento de grano. Es necesario tener en cuenta que este mecanismo aunque interesante es por el momento especulativo.

5) FLUJO DEL LIQUIDO

En el Fascículo 1 de esta obra se ha tratado la influencia de la convección sobre la solidificación unidireccional debido al flujo del líquido que produce tanto la convección térmica como la constitucional. Este apartado ha de referirse brevemente al movimiento del líquido en los lingotes convencionales, sus causas así como los artificios posibles de utilizar para forzar o disminuir dicho movimiento. En el apartado donde se trata la estructura y subestructura de los lingotes se ha de detallar los efectos sobre las mismas.

Los trabajos fundamentales en esta área son debidos a Cole y Bolling (16) quienes además han correlacionado los efectos del movimiento del líquido sobre la estructura. Sin embargo otros autores también han estudiado el efecto del flujo del líquido sobre la estructura y los procedimientos para aumentar o disminuir dicho flujo.

En un proceso de colada normal la convección natural se presenta a través de diferencias de temperatura que fuerzan el movimiento del líquido. Luego de que el líquido es colado con una cantidad determinada de sobrecalentamiento, las diferencias de temperatura del mismo con respecto al molde frío disminuyen con el tiempo lo que se traduce a su vez en una disminución del flujo del líquido. La Fig. 6 sintetiza este efecto. Este flujo del líquido está asociado a una forma de turbulencia lo que produce fluctuaciones de temperatura (16).

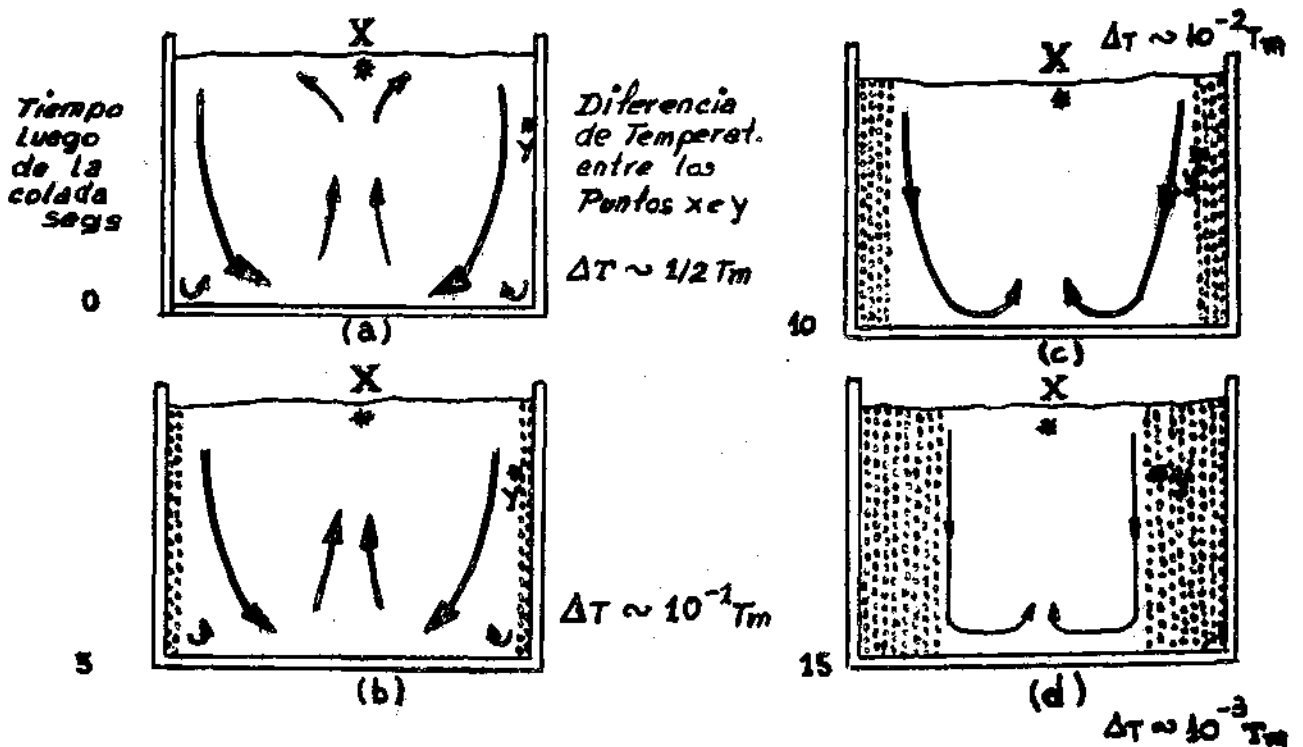


Fig. 6

(Según referencia (16), representación esquemática del flujo del líquido desde el momento de la colada). El ancho de las flechas representa cualitativamente la magnitud de la convección. En (c) la turbulencia ha sido eliminada y en (d) solamente queda un flujo laminar.

Esta distribución natural del flujo líquido puede ser aumentada o disminuída por medio de diferentes artificios mecánicos o electromagnéticos. La importancia del flujo del líquido en lo que se refiere a su influencia sobre la estructura obliga al detalle de dichos métodos.

i) Reducción de la convección: la convección puede ser reducida según los siguientes métodos:

a) Aplicación de un campo magnético: la aplicación de un campo magnético a un flujo convectivo da lugar a corrientes parásitas que se oponen a las corrientes convectivas y por consiguiente las amortiguan. De acuerdo a Utech y Flemings (17) el efecto es notable si el número de Hartmann, M , es grande comparada con la unidad

$$M^2 = \left(\frac{\sigma}{\rho \nu} \right) (\mu H L)^2$$

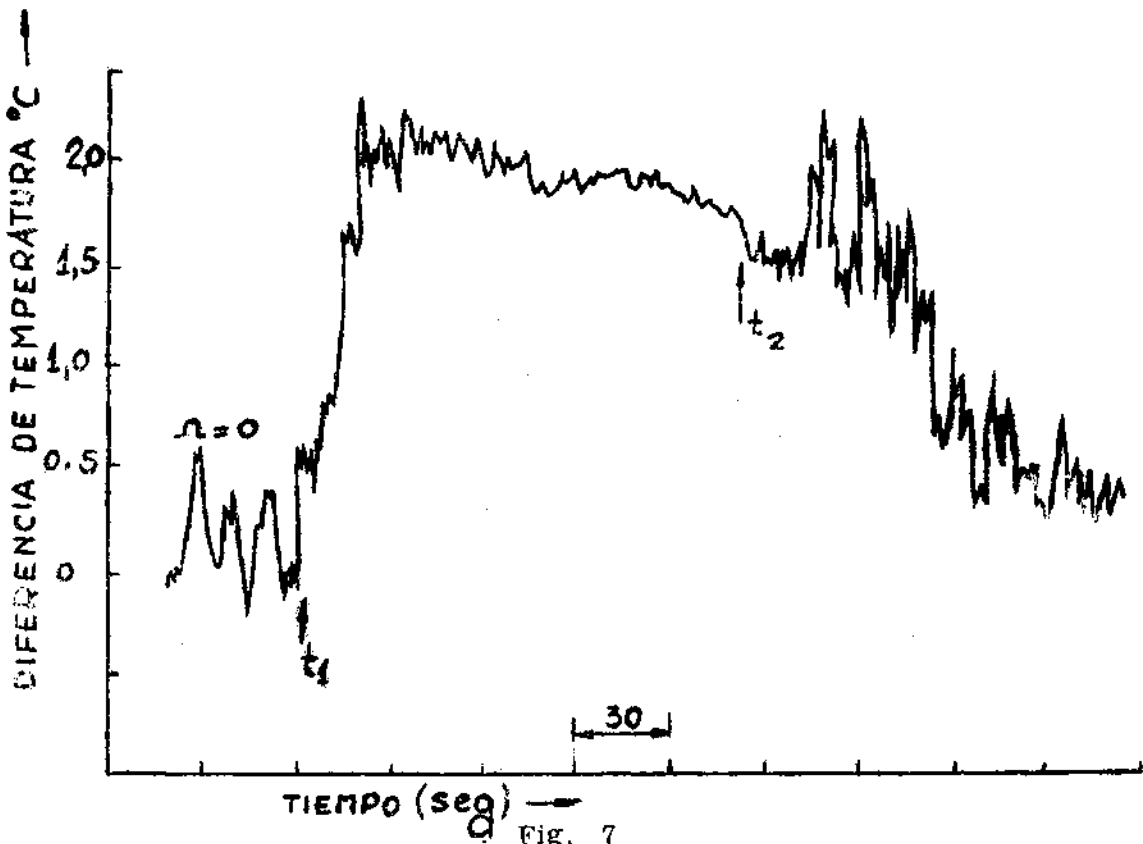
donde

- μ = Permeabilidad magnética
- H = Intensidad del campo magnético
- σ = Conductividad eléctrica
- ρ = densidad
- L = Dimensión característica del sistema (Largo, alto)
- ν = Viscosidad cinemática del líquido

Los resultados de Utech y Flemings coinciden con los de Cole (18) en el sentido de que es posible medir el efecto de amortiguamiento de la convección debido al campo magnético por medio de termocuplas. Las mismas indican la reducción de fluctuaciones térmicas, debidas a la convección natural, al ser aplicado un campo magnético. El orden de intensidad de los campos utilizados son entre 1000 y 2000 Gauss.

En la colada convencional la acción del campo magnético amortigua el llamado "momento convectivo", que corresponde al momento resultante de la operación de llenado del molde, así como los movimientos resultantes de la convección natural proveniente de los gradientes de temperatura existentes en el líquido.

b) Efecto Coriolis: aunque existen algunos antecedentes en la literatura (19), han sido Cole y Bolling (20) quienes han hecho las mayores contribuciones en este campo. Si se considera un molde cilíndrico que puede ser rotado suavemente alrededor de su eje central, el movimiento del líquido corresponderá a la rotación impuesta hasta alcanzar un estadio estacionario en el que el líquido rota a la misma velocidad que el molde. En este estadio habrá en el líquido una distribución de momento. Como consecuencia el movimiento de cada volumen de líquido con respecto al eje central necesita de una cantidad de trabajo lo que se traduce en una fuerza que se opone a la acción de la convección. El grado de eficiencia de esa fuerza de amortiguamiento depende de variables tales como el sobrecalentamiento, la altura del líquido, etc. Una forma de comprobar la eficiencia es observar el amortiguamiento de las corrientes convectivas dadas por una termocupla (Fig. 7).



(Según Cole y Bolling). Medidas de temperaturas diferenciales. El enfriamiento del líquido (Sn) en el molde por un sistema de refrigeración comenzó con el metal quieto. En el tiempo t_1 comenzó una rotación de 14 rpm que terminó en el tiempo t_2 .

Cualquiera sea el procedimiento utilizado para amortiguar la convección resulta claro que los gradientes en el líquido son mayores, toda vez que la transferencia calórica solamente ocurre por conducción. Ya se ha de ver más adelante el efecto de esta variable sobre la estructura de los lingotes.

ii) Aumento del flujo líquido: así como la reducción de la convección puede tener influencia sobre la estructura de los lingotes, el aumento del flujo del líquido también puede obrar en el mismo sentido. Numerosos métodos para forzar el flujo del líquido son citados en la literatura. Aquí serán citados los que mayor éxito han tenido o por lo menos los que merecen una comprensión más atabada.

a) Vibración mecánica de los moldes durante la solidificación del metal (21-23).

El inconveniente mayor de este método consiste en que las condiciones más eficientes son prácticamente muy difíciles de conocer (16).

Los métodos que consisten en la obtención de un vigoroso movimiento de líquido frente a la interfase Sólido-Líquido son esencialmente tres:

- b) Aplicación de un campo magnético rotatorio (24-28). Ello provoca un movimiento del líquido frente de la interface el que eventualmente puede producir cambios estructurales. El inconveniente de este método radica fundamentalmente en la energía necesaria para lograr un significativo movimiento del líquido, lo que desde el punto de vista económico aparece como prohibitivo.
- c) Aplicación de un campo magnético estacionario a un material a través del cual circula una corriente eléctrica. Mediante este procedimiento Cole y Bolling (29), han logrado demostrar que es posible forzar la convección natural produciendo un flujo líquido más vigoroso.
- d) Rotación alternativa del molde durante la solidificación (20), lo que da como resultado un flujo de líquido frente a la interface el que como se ha de ver más adelante puede variar la estructura. Este método desde el punto de vista práctico y económico aparece como el más prometedor.

Así como en el caso del amortiguamiento de la convección el gradiente en el líquido aumenta, al forzar las corrientes convectivas naturales se produce un gradiente menor en el líquido toda vez que la transferencia calórica mejora.

III. MACROESTRUCTURA DE LOS LINGOTES

1) GENERALIDADES

Al hablar del proceso de fundición debe tenerse en cuenta que las piezas a fundir pueden ser claramente divididas en dos grandes grupos: un primer grupo en que las piezas son utilizadas tal como se obtienen por el proceso de solidificación por lo cual sus propiedades están fundamentalmente condicionadas por la estructura de fundición. Este tipo de material, sin duda de fundamental importancia en la técnica, no será tratado en el presente fascículo el que se encuentra limitado a la comprensión del segundo grupo de material obtenido por fundición: los lingotes.

Los lingotes corresponden a aquellas piezas fundidas con una geometría simple que los hace susceptibles de una transformación mecánica posterior a barras, chapas, etc. En este caso la estructura no solamente puede ser influenciada por tratamientos térmicos sino que las grandes deformaciones en caliente o frío a que el material es sometido durante el trabajado mecánico hace que su estructura granular sea fuertemente transformada. Sin embargo siempre persiste un efecto "hereditario" de la estructura de fundición el que se encuentra asociado a la porosidad, segregación, tamaño de grano o textura del lingote. La comprensión de la estructura de los lingotes ha avanzado mucho en los últimos años debido a la enorme cantidad de trabajo realizado en el tema por un gran número de investigadores. Esa comprensión está basada sobre los conceptos discutidos en el Fascículo 1 y en los tratados previamente.

La Fig. 8 indica esquemáticamente la macroestructura de los lingotes. En ella se han señalado tres zonas: A) una zona exterior de granos pequeños y geometría equiaxial que recibe el nombre de zona acoquillada o zona chili (de aquí en más se considera conveniente utilizar el nombre inglés, es decir chili); B) una zona intermedia que

aparentemente tiene origen en la anterior y termina en la parte interior del lingote. Los granos de esta estructura son alargados, con sus medidas longitudinales mucho mayores que las transversales. Por esa causa es llamada estructura columnar; C) una zona situada en el interior del lingote con granos de geometría equiaxial que recibe el nombre de estructura equiaxial.

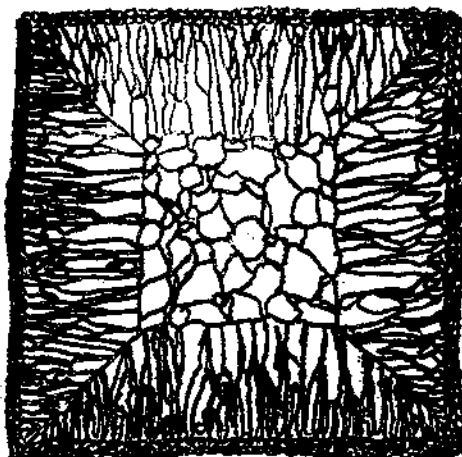


Fig. 8

Esquema de la macrografía de un lingote.

A) Zona chill; B) Zona columnar; C) Zona equiaxial.

Este tipo de estructura puede ser obtenido con cualquiera de los dos métodos de fundición que se discuten en el presente fascículo. El volumen que ocupa cada zona está condicionado por la temperatura de colada, la capacidad de extracción calórica del molde usado o las condiciones de enfriamiento impuestas al molde cuando se trata de la fundición "in situ". Sin embargo una o más de estas estructuras pueden faltar pudiéndose obtener por ejemplo una estructura completamente columnar o una completamente equiaxial. Asimismo el tamaño de grano resultante está condicionado por el sobrecalentamiento del líquido, la extracción calórica del molde, la composición de la aleación y el movimiento del líquido.

A continuación se han de discutir las causas que condicionan la formación de las diferentes estructuras así como el tipo de subestructura asociado a las mismas. El criterio a utilizar será en general el de relacionar el tipo de subestructura de segregación presente en cada parte del lingote con la macroestructura. De dicha relación se intentará deducir los mecanismos probables de formación.

A) ZONA CHILL

A igualdad de las otras variables, composición, sobrecalentamiento, partículas nucleantes, el problema de la formación de la zona chill radica fundamentalmente en dos variables: i) extracción calórica a través de las paredes del molde, y ii) flujo

convectivo del líquido.

Según Chalmers (30), la formación de la zona chill responde al siguiente mecanismo (31). Cuando el metal entra en contacto con el molde, el que se encuentra a una temperatura mucho más baja que el líquido, una capa de líquido en contacto con el molde se sobreenfría bruscamente de manera que tiene lugar una nucleación copiosa. El número de núcleos estará determinado por la interacción de las siguientes variables: difusividad térmica del molde, potencia* de las partículas nucleantes presentes, volumen del líquido, sobrecalentamiento del líquido y composición de la aleación.

Esta interacción ha sido discutida por Chalmers (30), quien en esencia afirma:

- a) Si las partículas nucleantes presentes son muy potentes los granos se nuclean con muy poco sobreenfriamiento, por lo que la evolución calórica durante el crecimiento es pequeña, debido al avance lento de los granos. Ello permite que otros núcleos operen aún en el caso de que su potencia sea levemente menor. Si por otra parte la nucleación necesita un sobreenfriamiento considerable, cada cristal que se forma crece muy rápidamente por lo que suprime los nucleantes situados en un volumen considerable alrededor de él. Luego: para una velocidad de extracción calórica dada el número de núcleos que se forman aumenta a medida que el sobrecalentamiento requerido para la nucleación disminuye. Como corolario: el número de granos nucleados aumenta con el grado de extracción calórica.
- b) El grado de extracción calórica y el volumen de líquido que se sobreenfría dependen de la temperatura de la superficie del molde en el momento en que el metal alcanza su temperatura líquida así como de las propiedades térmicas del molde y del metal. Cuando mayor es la temperatura de colada mayor será el calentamiento del molde y menor será el grado de extracción calórica durante el tiempo crítico en que es alcanzada la temperatura de nucleación. Luego: para bajos sobrecalentamientos mayor será el número de granos nucleados. Por otra parte, un molde de alta difusividad térmica remueve el calor en forma más rápida por lo que causará una mayor densidad de nucleación en un volumen mayor de líquido. Una baja difusividad térmica de líquido causará el mismo efecto.
- c) El efecto de la composición actúa de la siguiente manera: la segregación de soluto decrece la velocidad de crecimiento dendrítica para una dada cantidad de sobrecalentamiento, por lo que un aumento de la composición producirá un número mayor de núcleos operativos. El mecanismo anteriormente descrito recibe el nombre de nucleación copiosa y enfatiza la importancia de la variable i), es decir la extracción calórica a través de las paredes del molde. Las experiencias de Biloni y Chalmers (2), relacionadas con el concepto de solidificación predendrítica discutido anteriormente se asemejan a las descritas. Las gotas que solidifican en contacto con la superficie metálica fría sufren un enfriamiento (efecto chill) muy importante con un movimiento de líquido de

* Se entiende por "potencia de un nucleante" la capacidad de una partícula para nuclear en presencia de un sobreenfriamiento determinado. Cuanto menor es ese sobreenfriamiento más "potente" será la partícula nucleante.

poca importancia. Luego la determinación de zonas predendríticas en la superficie de los lingotes debiera de corresponder a la existencia de un mecanismo de nucleación copiosa.

Así como Chalmers enfatiza la importancia de la variable 1), Bower y Flemings (32) afirman que la convección presente en el líquido, es decir la variable 1), es la responsable del tamaño de grano de la zona chill. Para ello extrapolan para el caso de los lingotes los resultados de sus experimentos especiales en escala de laboratorio. La interpretación de estos autores es que a medida que disminuye la temperatura de colada el pasaje de líquido a través del esqueleto dendrítico ya solidificado hace operar un mecanismo de multiplicación que afina el grano. Luego, el tamaño de grano de la zona chill está condicionado al grado de convección presente en el líquido.

Más recientemente Biloni y Morando (33) han determinado con experiencias y observaciones complementarias a las de Bower y Flemings en qué condiciones ambas variables actúan sobre la zona chill. Asimismo han determinado el efecto del recubrimiento del molde sobre la estructura y la subestructura obtenidas.

Las experiencias de la Fig. 9 son análogas a las de Bower y Flemings, esto es, finas chapas de aleación Al-Cu coladas por medio de un sistema especial de vacío entre dos bloques de cobre recubierto con negro de humo. La diferencia con aquellos autores radica en que en este caso la zona de la cruz no tenía recubrimiento. La observación macroscópica indica que en la zona recubierta con negro de humo la superficie posee una subestructura dendrítica con tamaño de grano variable, tal como lo afirman Bower y Flemings (32). La parte sin recubrimiento posee una reflectividad mucho mayor y desde el punto de vista macrográfico nada puede ser observado a excepción de la superficie brillante.

La observación metalográfica sin preparación previa da considerable información. La Fig. 10 a) corresponde a una zona dendrítica de la Fig. 9 a). Puede verse que en una zona de una de las dendritas ha operado un mecanismo de multiplicación. El mecanismo más probable es el de refusión localizada dado anteriormente. Este efecto es mucho mayor en las chapas correspondientes a las Figs. 9 b) y c). La Fig. 10 b) permite ver como los cristales aportados por el mecanismo de multiplicación son los orígenes de los pequeños granos de las Figs. 9 b) y c).

Se hace evidente que en la zona de recubrimiento, a medida que aumenta la convección se hace más importante el mecanismo de multiplicación y los granos son más numerosos. Esto se encuentra en total acuerdo con Bower y Flemings (32).

La subestructura de la zona sin recubrimiento es completamente diferente y está formada por zonas predendríticas semiesféricas que son el origen de los granos (Fig. 11).

En definitiva, Biloni y Morando (33) concluyen que en el origen de la zona chill deben de tenerse en cuenta los siguientes hechos y variables:

- 1) Los materiales y el recubrimiento de las paredes del molde tienen una influencia decisiva sobre la subestructura y la estructura de la superficie de los lingotes. Cuan-



a)



b)



c)

Fig. 9 - Según referencia (33)

a), b) y c) Zonas chill simuladas en función del sobrecalentamiento del líquido y el recubrimiento del molde. Las zonas con morfología de cruz corresponden a zonas de la superficie del molde sin recubrimiento. El resto ha estado recubierto con negro de humo.

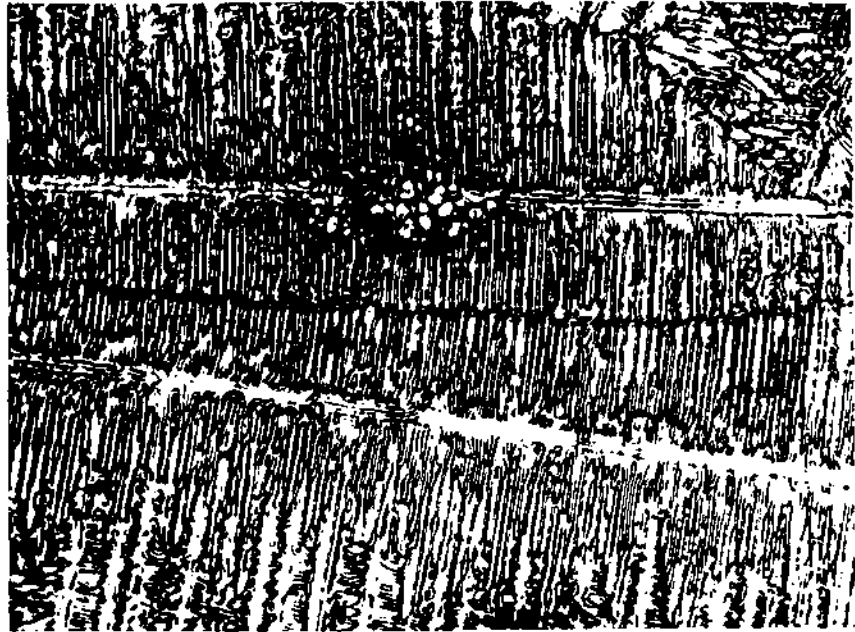


Fig. 10 - Según referencia (33)

a) Zona donde ha actuado el mecanismo de multiplicación.



b) Obsérvese como los cristales producidos por el mecanismo de multiplicación han dado origen a nuevos granos con subestructura dendrítica.

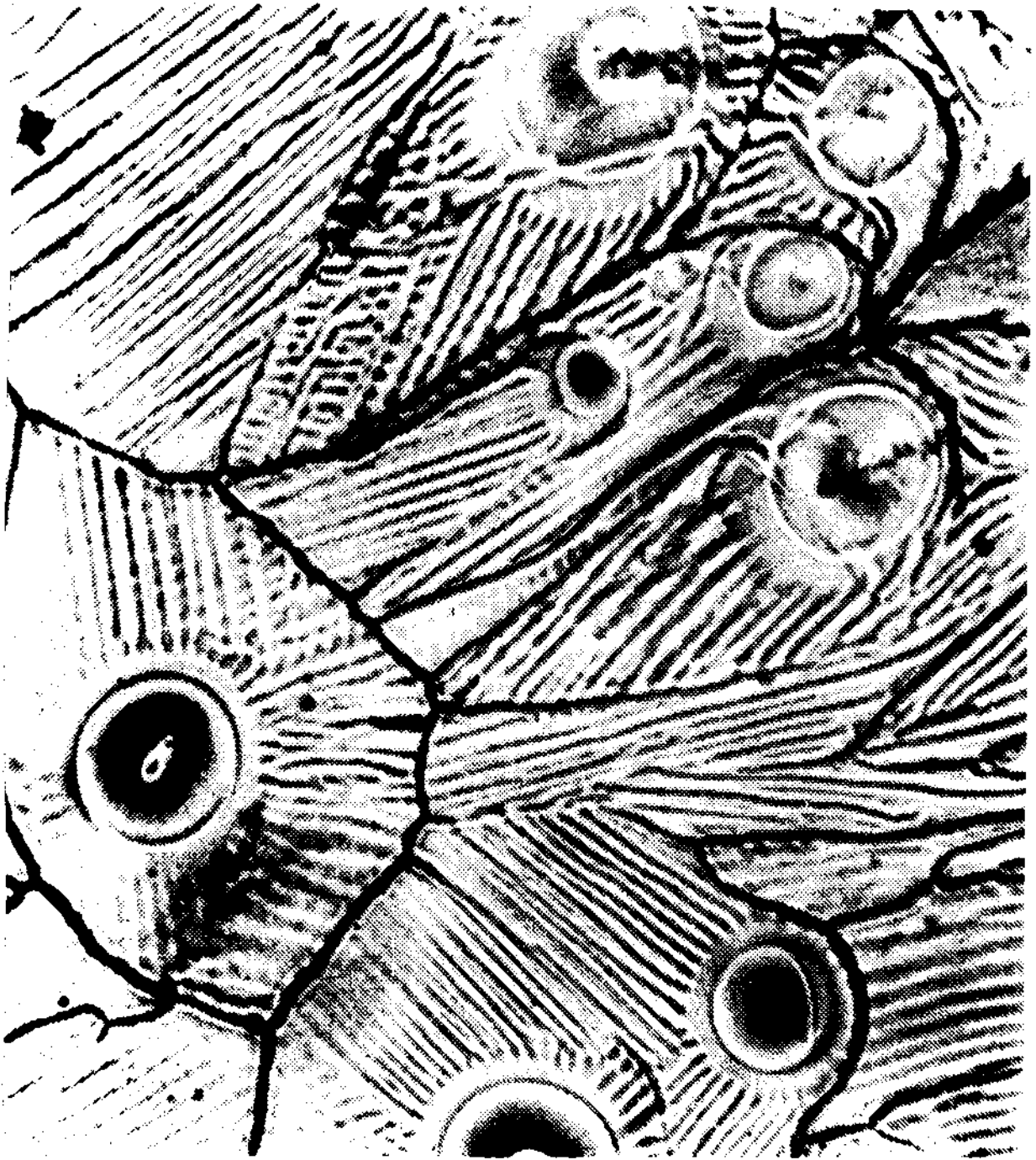


Fig. 11 - Según referencia (34)

Subestructura de la zona sin recubrimiento de la Fig. 9. Este hecho indica que el mecanismo que ha actuado en esa zona es el de nucleación copiosa.

do el recubrimiento reduce la capacidad de extracción calórica de las paredes, aparecen granos superficiales cuyo tamaño depende de la convección presente. El flujo líquido es el responsable de que operen los mecanismos de multiplicación.

- 2) Para condiciones de extracción calórica comunes en la práctica (como paredes de cobre recubiertas de grafito o lingoteras de grafito sin recubrimiento) la formación de la mayoría de los granos de la superficie se debe a un mecanismo de nucleación copiosa (30)(31). El estudio de la subestructura permite la separación de las regiones donde el mecanismo que actúa es el de nucleación copiosa de aquellas donde un mecanismo de multiplicación cambia la estructura y la subestructura.

En la práctica todas las combinaciones posibles entre los dos mecanismos pueden ocurrir de acuerdo a la importancia relativa que tenga la extracción calórica y el movimiento convectivo del líquido.

B) ZONA COLUMNAR

La zona columnar consiste de cristales cuyo origen se encuentra en o cerca de las paredes del molde y crecen hacia el interior como resultado del flujo calórico a través de las paredes del molde. Los cristales nucleados en o cerca de la pared del molde crecen en forma competitiva lo que da lugar a una orientación preferencial. Ello es debido a que los cristales orientados menos favorablemente son suprimidos durante el crecimiento. La orientación que se desarrolla es siempre aquella que corresponde a la dirección de crecimiento dendrítico perpendicular a las paredes del molde. En el caso de aleaciones cúbicas esta dirección es la $\langle 100 \rangle$.

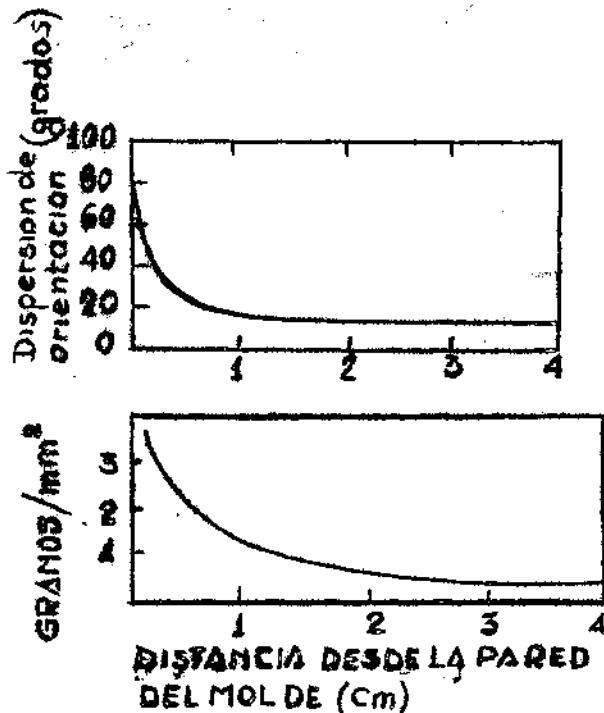


Fig. 12 (Según referencia 35)

Variación del tamaño de grano y orientación preferencial con la distancia desde la pared del molde.

La formación y desarrollo de la textura a que da lugar el crecimiento columnar ha sido encarado por Walton y Chalmers (35). La Fig. 12, que corresponde al trabajo de los citados autores, indica la variación de la orientación preferencial y el tamaño de grano en función de la distancia respecto a la pared del molde.

La coincidencia entre el tamaño de grano y la textura es explicado por Chalmers sobre las siguientes bases (30):

La Fig. 13 representa una sección transversal de la zona columnar paralela al plano de la pared del molde. Mientras en la Fig. 13 a) los granos crecen a partir de los puntos de nucleación a la misma velocidad, en la Fig. 13 b) el grano A crece a una velocidad doble con respecto al resto. Puede observarse que el grano que crece más rápido además de ser más grande posee mayor número de lados que el resto, en este caso 8, mientras que el promedio de los granos posee 6 lados.

De acuerdo a C.S. Smith (36) los granos con mayor número de lados tenderán a crecer a expensas de aquéllos que tengan menor número. Como consecuencia de ello a medida que la estructura columnar se desarrolla, los granos que crecen más rápido (es decir que poseen una dirección cristalina más adecuada) aumentan su tamaño eliminando los cristales de orientación menos favorable, crecimiento más lento y menor número de lados. Como consecuencia la textura y el tamaño de grano tienen un desarrollo paralelo.

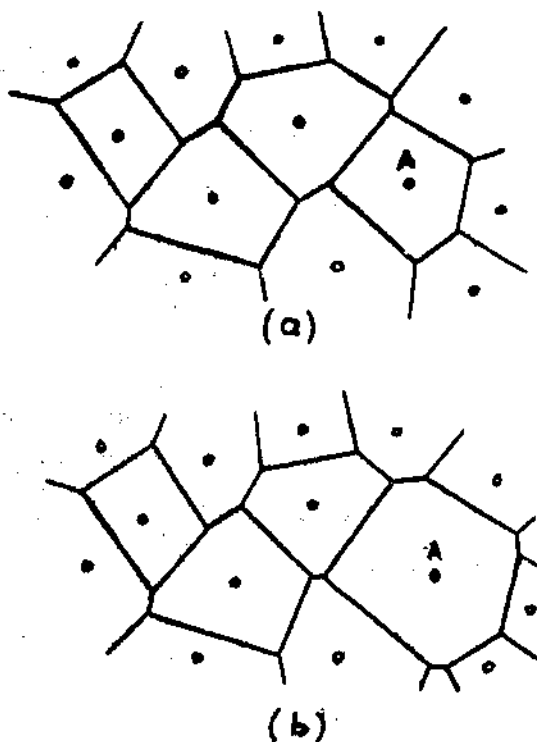


Fig. 13 (Según referencia 30)

Forma de cristales que crecen a partir de puntos situados al azar. a) Igual velocidad de crecimiento; b) el cristal A crece a una velocidad doble que el resto.

En lo referente al tipo de subestructuras de segregación que presentan los granos columnares, debe tenerse en cuenta que la geometría de la extracción calórica corresponde en forma aproximada a la unidireccional. Por consiguiente cada grano puede ser considerado, en forma aproximada, como un monocristal que crece unidireccionalmente. Esta aproximación no es rigurosa toda vez que las corrientes convectivas hacen que el mezclado del líquido no sea solamente por difusión en el líquido, tal como ha sido tratado en el fascículo 1 de esta obra.

En consecuencia puede afirmarse que las subestructuras de segregación de los granos columnares dependen en su evolución del parámetro G/RC_0 por lo que el tipo de subestructura existente será del tipo discutido en el fascículo 1. Como para el caso de aleaciones utilizadas en la práctica el valor de C_0 es elevado y los valores de G disminuyen inmediatamente después de la colada (37)(38), favorecido por las corrientes convectivas (39), el valor de G/RC_0 alcanza rápidamente el correspondiente al crecimiento celular dendrítico. Si ulteriormente G decrece aún más sin que ocurra la aparición de granos equiaxiales la interface puede desviarse de la morfología celular dendrítica y transformarse en una morfología irregular del tipo de la Fig. 14 denominada por Cole y Bolling (40) "superdendríticas". Este tipo de subestructura es de fundamental importancia con respecto al grado de Sobreenfriamiento Constitucional existente enfrente de la interface y es un concepto que muy recientemente ha comenzado a ser explorado (41).

Aunque hasta hace relativamente poco tiempo se consideraba que los granos columnares se extendían desde la superficie del lingote hasta la estructura equiaxial se ha demostrado por el análisis metalográfico de la subestructura de segregación (2) que en muchas oportunidades los granos columnares tienen su nacimiento dentro de la zona columnar, lejos de la pared del molde. En la Fig. 15 la zona "no dendrítica" (este término será aclarado más adelante), permite conocer el origen del grano.

C) ESTRUCTURA EQUIAXIAL

El origen de la estructura equiaxial ha recibido durante los últimos años considerable atención de los investigadores. Además de su interés académico ello ha sido motivado por la innegable importancia tecnológica que tiene el control de la cantidad y tamaño de los granos equiaxiales de un lingote. Paralelamente, el conocimiento de los mecanismos de formación de la estructura equiaxial ha de permitir la regulación voluntaria de la proporción de granos columnares y equiaxiales. Es conocido que para ciertos requerimientos de servicio es preferible una estructura columnar a una equiaxial (42). También desde el punto de vista de la microporosidad la estructura columnar presenta ventajas respecto a una equiaxial (42) lo cual será visto en detalle más adelante.

Antes de discutir las teorías que tienen en cuenta el origen de la estructura equiaxial se ha de tratar el tipo de subestructura de segregación que presenta. Ello ha de tenerse en cuenta posteriormente para la discusión crítica de las diversas teorías, toda vez que el autor considera que la adecuada comprensión de las subestructuras de segregación ha de permitir conocer el origen y desarrollo de la estructura de los lingotes.

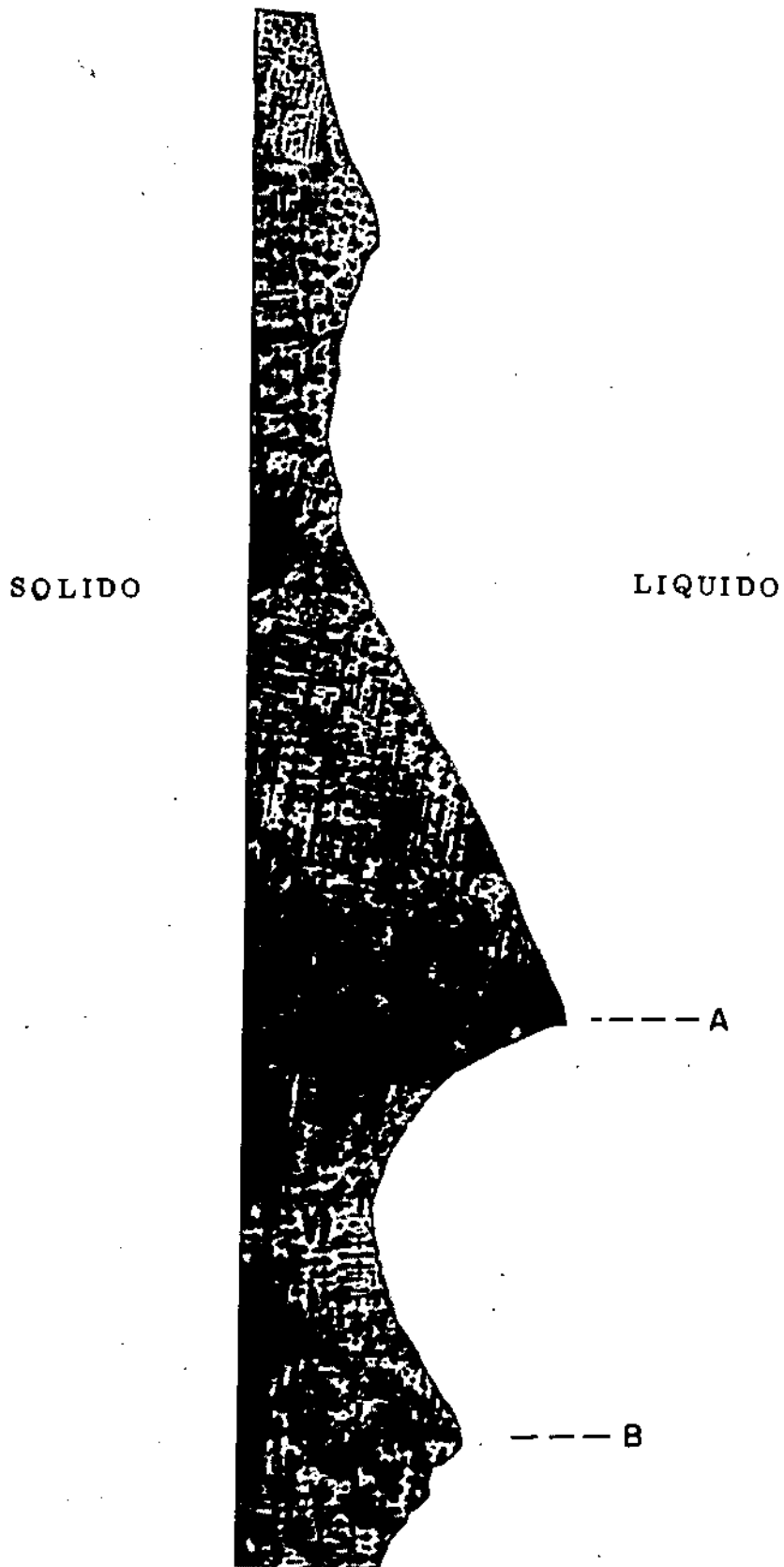


Fig. 14 - Según referencia (40)

Superdendritas en Sn-Pb.

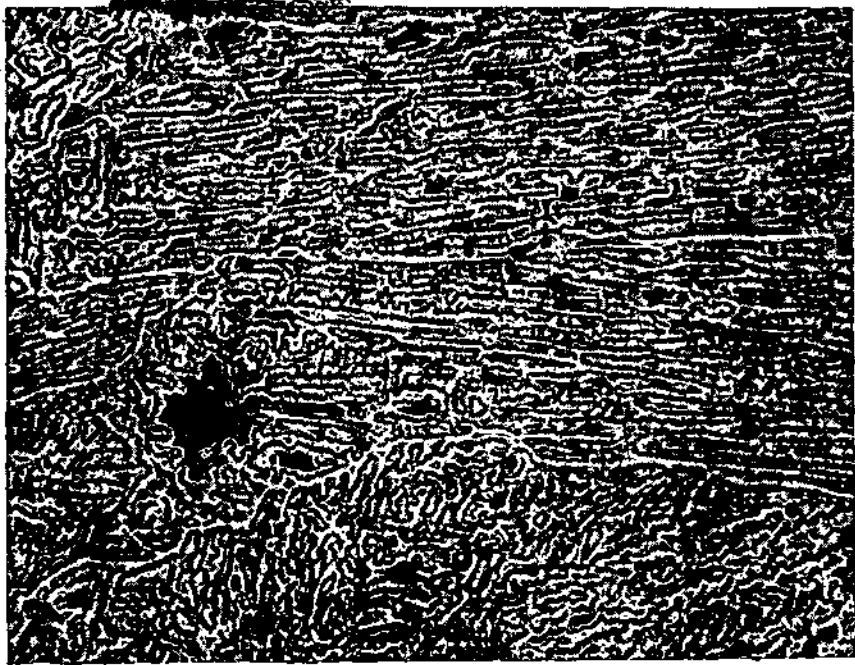


Fig. 15 - Según referencia (37)

Grano cuyo origen se encuentra alejado de la pared del molde pese a encontrarse en la zona columnar.

Subestructuras de segregación de los granos equiaxiales

Cuando se habló de la estructura columnar se dijo que era posible encontrar ocluidos en la misma granos cuyo origen se encontraba alejado de las paredes del molde. El origen era posible determinarlo a partir del análisis de la subestructura de segregación. En esencia ese tipo de grano tiene las características de los granos equiaxiales en lo que se refiere a la morfología de la subestructura de segregación. Estas características son las siguientes: la subestructura consiste en general de una región de forma irregular y de tamaño relativamente grande seguida de una subestructura de segregación de tipo celular o celular dendrítico la que sigue un sentido opuesto al flujo calórico. La parte más gruesa de la subestructura que aparece como origen de cada grano ha recibido diferentes nombres en la literatura: Biloni y Chalmers (37) describen esa parte como "predendrítica". Southin (43) la denomina "cabeza de cometa" afirmando que tienen un carácter eminentemente dendrítico. Cole y Bolling (16) se refieren a esa parte como zona "no dendrítica".

Recientemente Biloni (34) ha clarificado los hechos en cuidadosos estudios metalográficos tridimensionales realizados en colaboración con Kiss (44). Las Figs. 16 a 19 indican la variación de la morfología de esa zona de la subestructura cuando aumenta la cantidad de soluto en el líquido. El citado autor considera que la morfología puede depender de la cantidad de Sobreenfriamiento Constitucional existente en el líquido en donde crecen esos cristales. Eventualmente una cantidad equivalente de sobreenfriamiento térmico podría cambiar la morfología en el mismo sentido pero ello no ha sido comprobado.

Biloni (34), interpreta el tipo de subestructura existente en los granos equiaxiales sugiriendo que los cristales crecen libremente en el líquido con una morfología que depende de la cantidad de Sobreenfriamiento presente en el líquido. Esa parte del crecimiento en que el calor liberado pasa del sólido al líquido corresponde a la zona gruesa de la subestructura. Cuando los granos columnares tocan esos cristales libres la extracción calórica comienza a realizarse a través del sólido por lo que la subestructura que se desarrolla es del tipo celular o celular dendrítico. En cuanto al origen de los granos libres ello se ha de discutir a la luz de las diferentes teorías que intentan explicar la formación de los granos equiaxiales.

Teorías de formación de la estructura equiaxial

1) Sobreenfriamiento Constitucional

En el fascículo 1) se significó que la existencia de suficiente Sobreenfriamiento Constitucional enfrente de la interface pueda eventualmente dar lugar a la nucleación de nuevos granos.

En base a este concepto Winegard y Chalmers (45), consideraron posible que el líquido central se sobreenfriara constitucionalmente hasta alcanzar el sobreenfriamiento crítico. En esas condiciones los granos así nucleados comienzan a crecer hasta detener el crecimiento de la estructura columnar. Los datos experimentales que parecen soportar la teoría se han determinado para crecimiento unidireccional de diferentes aleaciones en condiciones de líquido libre de convección, es decir crecimiento vertical (46)(37). Por otra parte evidencias indirectas (47) pare-

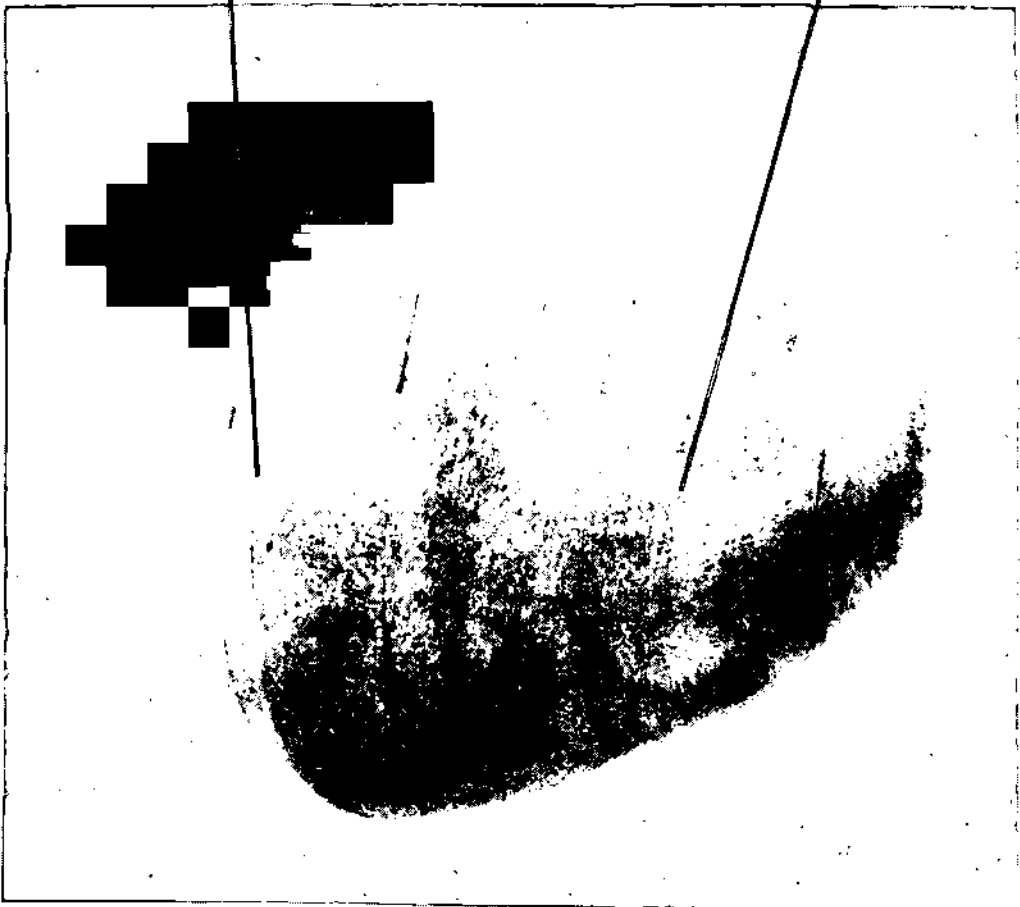


Fig. 16 - Según referencia (34). Modelo tridimensional de una región gruesa de la subestructura en un grano columnar de un lingote de Al 99,99%. Las dos secciones indican la apariencia metalográfica luego de un pulido y ataque electrofítico en el Disa Electropol.

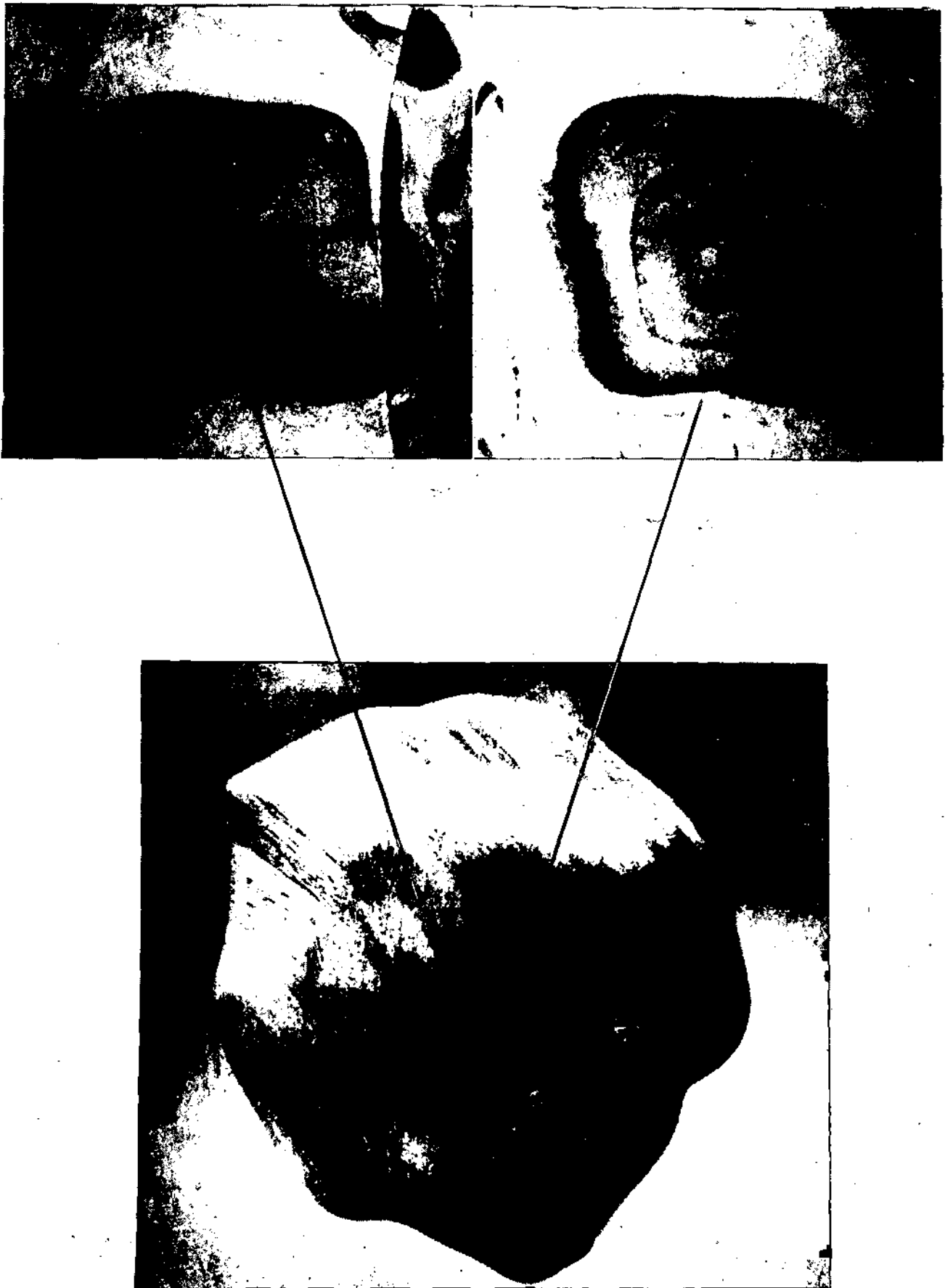


Fig. 17 - Según referencia (34). Modelo tridimensional correspondiente a una región gruesa de la subestructura de un grano columnar en una aleación de Al-0,1% Cu. Obsérvese el aspecto morfológico que tiende a ser dendrítico con el desarrollo de cuatro protuberancias cúbicas. Los anillos de segregación observables en las secciones indican un cambio de morfología durante el crecimiento a partir de la forma esférica.



Fig. 18 - Según referencia (34).

Sección metalográfica en la zona equiaxial de una aleación de Al-0,5% Cu luego de pulido y ataque con Disa. Obsérvese la aparición de ramas a partir del cuerpo central irregular.



Fig. 19 - Según referencia (34).

Sección metalográfica correspondiente a Al-1% Cu, pulida y atacada con el Disa Electropol. Las zonas gruesas de la subestructura son dendritas bien desarrolladas.

con indicar la existencia de una capa de soluto en la interface sólido líquido de hasta 2 mm de extensión. Es sabido que la existencia de una capa de ese tipo es necesaria para la existencia del Sobreenfriamiento Constitucional.

Pese a estos resultados numerosas dudas existen respecto a la operatividad de esta teoría por lo menos en el caso de lingotes convencionales. Una de ellas se basa en el hecho de que en el caso de existencia de una estructura equiaxial en un lingote convencional, una termocupla situada en esa zona no detecta el sobreenfriamiento crítico característico de la aleación. Ello debiera de ocurrir si ese sobreenfriamiento se alcanzara a través del Sobreenfriamiento Constitucional. Muy recientes trabajos parecen indicar que la zona de Sobreenfriamiento Constitucional se encuentra restringida a una zona limitada enfrente de la interface y no que se extiende a todo el líquido remanente tal como la teoría de Winegard y Chalmers lo exige (41). Debe tenerse en cuenta sin embargo, que el conocimiento no es en esta línea definitivo y es sujeto a discusión.

11) Teoría de Chalmers o "Big-Bang"

Chalmers propone otro mecanismo para explicar la formación de la estructura equiaxial (48). Basándose en datos experimentales sobre la relación entre tamaño de grano equiaxial-largo de estructura columnar-volumen ocupado por la estructura equiaxial (30), en función del sobrecalentamiento del líquido en el momento de la colada, sugiere que todos los granos presentes en el lingote aparecen durante el sobreenfriamiento inicial del líquido en contacto con las paredes del molde. Parte de estos granos forman la estructura de la zona chill y crecen competitivamente hacia el interior, formando la estructura columnar.

Otra parte de los cristales nucleados en las cercanías de la pared del molde sobrevive y crece en el seno del líquido situado enfrente de los granos columnares. El Sobreenfriamiento Constitucional generado por estos granos columnares durante su crecimiento preserva a estos granos de la refusión. El crecimiento de estos granos que "nadan" en el líquido sobreenfriado constitucionalmente llega a formar una red que detiene el crecimiento de los granos columnares.

Chalmers (30) indica como soporte de su teoría el tipo de subestructura que presenta la estructura equiaxial (y que se ha discutido anteriormente) la que aparece también en los granos atrapados en la estructura columnar. Sin embargo estos observacionales, aunque importantes, no son definitivos toda vez que el origen de los cristales que nadan en el líquido pueden provenir: i) ser cristales dendríticos nucleados a través del mecanismo de nucleación copiosa que puede existir en la zona chill. En este caso si se pudiera observar en su centro una composición similar a la del líquido constituirían una prueba directa. Ello no ha sido hecho, sin duda debido a las dificultades experimentales que encierra esa determinación; ii) cristales provenientes del mecanismo de multiplicación que ya se ha visto puede actuar en la zona chill; iii) cristales que provienen de ramas secundarias o terciarias de dendritas desprendidas a través del mecanismo de refusión localizada (11)(12), o cristales desprendidos de la superficie libre del lingote y que han sido nucleados en esa zona (mecanismo de Suthin que será explicado más adelante).

La morfología y composición de los cristales origen de los granos equiaxiales, zona gruesa de la subestructura, será similar tanto para el caso ii) como para el iii).

iii) Teorías que tienen en cuenta mecanismos de multiplicación (11)(12)

Estas teorías están esencialmente basadas en los mecanismos de refusión localizada y desprendimiento de ramas secundarias de dendritas, según se ha discutido anteriormente.

Las ramas de dendritas desprendidas a través de los mecanismos ya discutidos pueden ser llevadas por las corrientes convectivas al seno del líquido donde comienzan a crecer hasta formar una red que detenga el avance de la estructura columnar. Como se ha hecho notar anteriormente, la existencia del flujo líquido debido a la convección es determinante en la operatividad de este mecanismo. Es entonces conveniente controlar esa variable para poder determinar la eficiencia del mecanismo de multiplicación como proveedor de los cristales que han de formar la estructura equiaxial.

iv) Teoría de Southin

Southin (43)(49), basándose en trabajos previos, sugiere que la radiación y enfriamiento que se produce en la superficie libre de un lingote es capaz de nuclear cristales en esa zona. Estos cristales, o parte de ellos, pueden caer en el centro del líquido debido a su mayor densidad, llegando de esta manera a formar una red que nada en el líquido Sobreenfriado Constitucionalmente y que eventualmente detiene el avance de la zona columnar. Southin (43), afirma que la "cabeza de los granos tipo cometa", nombre por el cual denomina a la zona gruesa de la subestructura de segregación tiene ese origen.

Este mecanismo puede hacerse completamente inoperante a través de la existencia de una cabeza caliente que impida cualquier posibilidad de nucleación en la superficie libre.

Discusión crítica de las diferentes teorías

En este apartado se ha de intentar discutir las diferentes teorías sobre el origen de la estructura equiaxial para condiciones de colada convencional, esto es condiciones de flujo normales.

Tal como Cole y Bolling lo hacen notar (20) existe un gran número de trabajos en los que se han hecho experimentos que justifican algunas de las cuatro teorías que se han expuesto anteriormente. Sin embargo, prácticamente en todos los casos las experiencias han sido realizadas en lingotes de pequeño tamaño, generalmente por debajo de los 500 cc de volumen. Los resultados obtenidos en esa escala han sido extrapolados a mayores escalas, dándose por sobreentendido que en escala industrial las estructuras obtenidas debieran de responder a los mismos mecanismos de formación.

Chalmers (30) enfatizó, sin embargo, lo dificultoso de una extrapolación de ese tipo. En efecto, mientras que al aumentar las dimensiones de los lingotes el volumen del líquido colado aumenta según el cubo de las dimensiones lineales, la superficie de las paredes del molde lo hacen según el cuadrado de dichas dimensiones. Esto hace que la relación Volumen de líquido/superficie de paredes del molde aumente con la dimensión de los lingotes. El resultado es que la importancia de la nucleación en las paredes disminuya con el aumento del tamaño del lingote.

Por otra parte, según se ha explicado en el primer fascículo de esta obra, la cantidad de Sobreenfriamiento Constitucional depende del parámetro G/R. Si se considera que la convección es amortiguada fuertemente, por ejemplo a través de la rotación del líquido o la imposición de un campo magnético, para un mismo sobrecalentamiento el gradiente será menor cuanto mayor sea el lingote, por lo que el valor del Sobreenfriamiento Constitucional será diferente para cada dimensión del lingote.

A todo esto debe agregarse el desconocimiento del flujo del líquido en función de las dimensiones del lingote por lo que surge como obvio que una teoría de modelos es prácticamente imposible en el caso de las estructuras de fundición.

En lo que sigue se han de detallar algunas experiencias realizadas en lingotes de tamaño creciente, 50 cc, 500 cc y 5000 cc, fundidos en moldes en los que las medidas fueron hechas en escala a partir del tamaño mayor (50). Al mismo tiempo la variable convección fue controlada a través de un campo magnético de 2000 Gauss y en experiencias paralelas, a través de la acción de la fuerza de Coriolis por rotación controlada del líquido (20). Las series recibirán el nombre de: 50 cc = serie 1; 500 cc = serie 10; 5000 cc = serie 100.

Las experiencias realizadas tuvieron por fin determinar la operatividad de los diferentes mecanismos propuestos para la formación de la estructura equiaxial. Al mismo tiempo las experiencias sirvieron para determinar en qué medida los resultados obtenidos en escala de laboratorio son representativos de la estructura de lingotes en escala de planta piloto y/o industrial. En función de los resultados obtenidos con lingotes de tamaño creciente se han de discutir las diferentes estructuras así como los resultados experimentales de la literatura.

1) Variación de la macroestructura en función del sobrecalentamiento del líquido y la composición de la aleación.

Trabajos realizados por Chalmers y sus asociados (48) en lingotes de escala de laboratorio, del tipo de la serie 1, dan las siguientes relaciones (30):

- a) para una dada aleación y un molde dado la zona columnar aumenta su largo a medida que el sobrecalentamiento aumenta;
- b) bajo las mismas condiciones el grano equiaxial disminuye en su tamaño a medida que el sobrecalentamiento disminuye;
- c) para las mismas condiciones de a) el tamaño de grano aumenta a medida que el largo de la zona columnar aumenta;
- d) para una temperatura de colada dada, la zona columnar decrece en su largo con el aumento de composición de la aleación.

Cuando aumentan las dimensiones de los lingotes la importancia del decantado de los cristales durante la solidificación aumenta, toda vez que los tiempos de solidificación se hacen mayores. Los cristales de la zona equiaxial, tal como se ha visto precedentemente, crecen libremente en el líquido durante un tiempo. Debido a su mayor densidad van decantando y tienden a acumularse, para lingotes mayores



Fig. 20 - Según referencia (50).

a) Lingotes de la serie 100, colados con 60°C de sobrecalentamiento.



Fig. 20 b) - Lingotes de la serie 100, colados con 150°C de sobrecalentamiento.

que los de escala de laboratorio, en la parte inferior. Como consecuencia, el bloqueo de los granos columnares que crecen desde el fondo será diferente que para el caso analizado por Chalmers (48)(30). Las Figs. 20 a) y b) indican claramente que para lingotes de la serie 100 el largo de la zona columnar es, para lingotes colados con muy diferentes sobrecalentamientos, prácticamente constante cuando la medida se realiza a partir del fondo del lingote. Al mismo tiempo la relación tamaño de grano equiaxial versus sobrecalentamiento presenta una dispersión mucho mayor que en el caso de la serie 1.

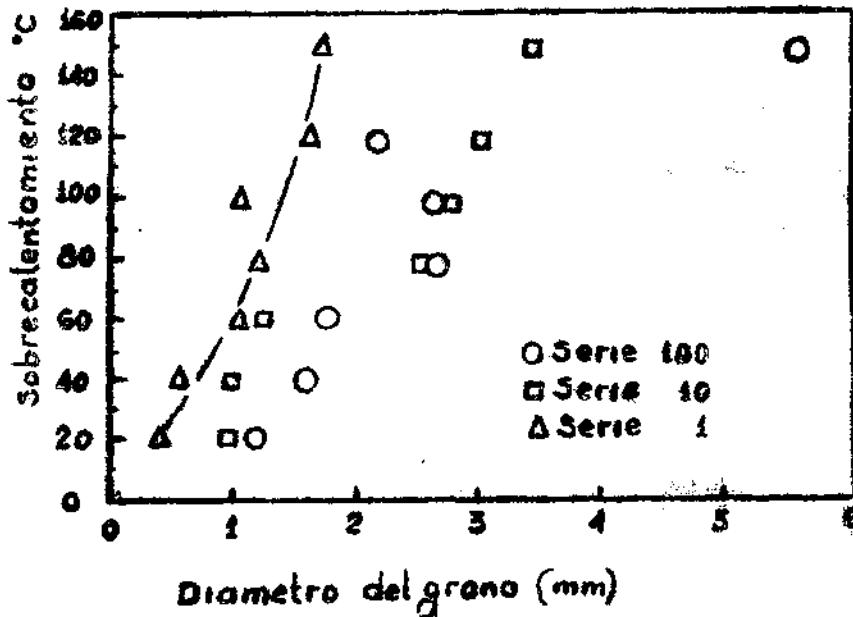


Fig. 21. Según referencia (50)

Tamaño de grano equiaxial en regiones similares de lingotes colados convencionalmente, en función del sobrecalentamiento y el tamaño del lingote.

Como una consecuencia de lo discutido precedentemente puede afirmarse que la relación a) solamente puede tener validez para lingotes en escala de laboratorio. En cuanto a las b) y c) la dispersión en los resultados crece fuertemente con el tamaño del lingote.

ii) Lingotes colados con campo magnético

Ya se ha indicado que la acción del campo magnético consiste esencialmente en amortiguar las corrientes convectivas existentes en el líquido lo cual se traduce en un aumento del gradiente térmico existente en el líquido. También se ha hecho

notar que resultados análogos pueden obtenerse con rotación del líquido. En lo que sigue se han de tratar los resultados obtenidos con campo magnético pero quedando sobreentendido que han sido obtenidos resultados esencialmente similares por el método de rotación (20).

Uhlmann y coautores (51) trabajando con lingotes del tipo de la serie 1 determinaron que por encima de una temperatura crítica (40°C en sus experimentos) al colar bajo campo magnético obtenían una estructura completamente columnar. El campo magnético inhibe la operatividad de los mecanismos Big-Bang y el de refusión localizada, como resultado de la amortiguación del momento convectivo y las corrientes convectivas que operan durante la solidificación. De acuerdo a estos experimentos pareciera que ningún otro mecanismo pudiera aportar granos.

Sin embargo, también en este caso caben las objeciones puntualizadas anteriormente para los experimentos en escala de laboratorio. En efecto, en un pequeño lingote, donde la supresión de las corrientes convectivas eleva el gradiente en el líquido, el mecanismo de Winegard y Chalmers (45) no puede operar, toda vez que no es posible alcanzar el sobreenfriamiento crítico necesario para la nucleación heterogénea en una masa de líquido sobreenfriada constitucionalmente.

Por otra parte, los cristales que pudieran ser aportados por el mecanismo de Southin no podrían sobrevivir en una masa de líquido con una temperatura mayor que la de fusión de los cristales, los cuales serían refundidos.

Las experiencias desarrolladas en lingotes del tipo de las series 10 y 100 (50) indican que para cualquier sobrecalentamiento siempre se obtienen granos equiaxiales en el centro del lingote (Fig. 22).

El origen de esos granos solamente puede ser debido a:

a) Operatividad del mecanismo de Sobreenfriamiento Constitucional: el crecimiento unidireccional de los cristales columnares produce enfrente de los mismos una acumulación de soluto y un progresivo aumento del Sobreenfriamiento Constitucional, al mismo tiempo que disminuye el gradiente (disminución que es más notoria a medida que aumenta el tamaño del lingote). El campo magnético impide que aparezcan granos provenientes de los mecanismos de Chalmers o de refusión localizada cuya evolución calórica inhibiría la obtención del Sobreenfriamiento Constitucional crítico.

b) Mecanismo de Southin (43): los cristales formados en contacto con la superficie libre del lingote caen en su totalidad, o en fragmentos. La existencia de una zona de Sobreenfriamiento Constitucional enfrente de los granos columnares los protege de la fusión al mismo tiempo que impide alcanzar el grado de Sobreenfriamiento Constitucional crítico necesario para la nucleación heterogénea en el seno del líquido.

Los siguientes experimentos han de decidir cual de los dos mecanismos es el operativo.

iii) Lingotes colados con cabeza caliente sin y con campo magnético.

a) Sin campo magnético

La existencia de la cabeza caliente impide operar el mecanismo de Southin. A bajos sobrecalentamientos las estructuras obtenidas son prácticamente simila-

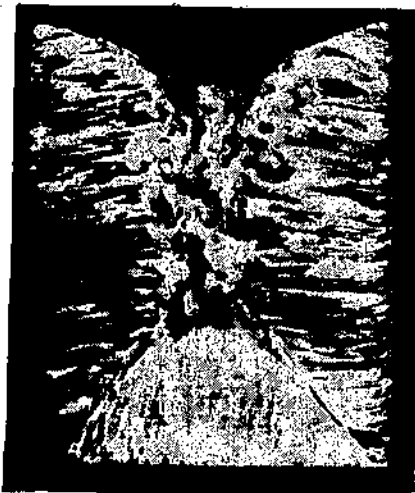
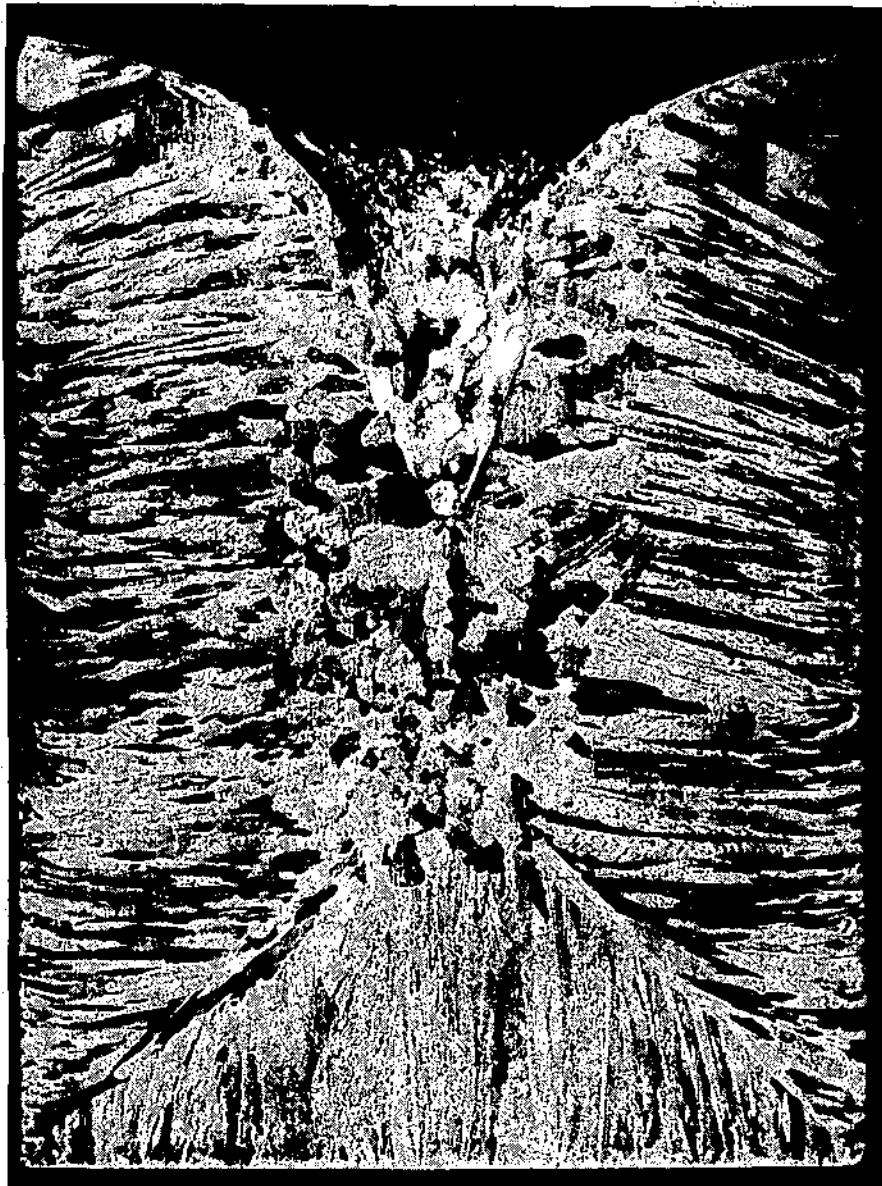


Fig. 22 - Según referencia (50).

a) Lingote de la serie 10 colado con 100°C de sobrecalentamiento bajo campo magnético. Obsérvese la estructura equiaxial central de grano grueso.



b) Lingote de la serie 100 colado en circunstancias análogas a la anterior pero con 150°C de sobrecalentamiento. Mismo tipo de estructura.

res a las obtenidas cuando no existe cabeza caliente (Fig. 23 a). Para sobrecalentamientos intermedios aún cuando los granos equiaxiales existen, especialmente cerca de la base del lingote su número es menor que cuando no existe cabeza caliente (Fig. 23 b). Para altos sobrecalentamientos, Fig. 23 c, los granos equiaxiales han desaparecido siendo la estructura columnar. Ello debe ser contrastado con los lingotes colados sin cabeza caliente y el mismo sobrecalentamiento. Los mismos presentan una zona equiaxial bien desarrollada (Fig. 23 d).

b) Con campo magnético

En este caso, prácticamente para todos los sobrecalentamientos, aún los más bajos, la zona equiaxial central desaparece o es muy pequeña, como en el caso de la colada con 20°C de sobrecalentamiento (Fig. 24).

Lo que puede observarse en estos lingotes es la existencia, para bajos sobrecalentamientos de una zona perimetral de granos chill (16) que disminuye con el sobrecalentamiento, la cual ha de ser discutida más adelante.

Los resultados anteriores indican que el mecanismo responsable de la formación de la zona equiaxial que aparece en la Fig. 22 es el mecanismo Southin. En efecto, el contraste de las Figs. 22 y 24 indica que la eliminación del mecanismo de Southin a través de la cabeza caliente inhibe la formación de los granos equiaxiales. Por consiguiente el mecanismo de Sobreenfriamiento Constitucional parece no actuar aún cuando las condiciones son similares a aquellas que existen en la literatura y que parecen probar su operatividad (37)(46) cuando el crecimiento es unidireccional y no hay corrientes convectivas.

Es decir, cuando el campo magnético elimina la posibilidad de la operatividad de los mecanismos Big-Bang y de refusión localizada, solamente puede actuar el de Southin. Este mecanismo, por supuesto, seguirá actuando cuando no exista el campo magnético, a menos que una cabeza caliente impida la formación de los granos en la superficie libre del lingote.

iv) Control de la estructura a través de la manipulación del campo magnético

Las estructuras de las Figs. 23 a) y b) indican que para sobrecalentamientos bajos y medios, en condiciones que no opera el mecanismo de Southin (debido a la acción de la cabeza caliente), existe una bien desarrollada estructura equiaxial. Su origen solamente puede deberse a los mecanismos de Big-Bang o de refusión localizada. La aplicación programada del campo magnético puede decidir sobre cuál de los dos mecanismos es el operativo toda vez que ambos dependen de la existencia de corrientes convectivas.

La comparación de las estructuras obtenidas debe de hacerse con la de la Fig. 23 b), en que el lingote ha sido colado con cabeza caliente, sin campo magnético y 60°C de sobrecalentamiento. En los experimentos que se detallan a continuación ha operado una cabeza caliente y el sobrecalentamiento es el mismo.

a) La Fig. 25 corresponde a un lingote que ha sido colado bajo campo magnético hasta 20 seg. después de llenado el molde. En este tiempo se ha formado una fina capa solidificada en contacto con las paredes del molde. Al mismo tiempo se ha reducido la posibilidad de que el mecanismo Big-Bang actúe, toda

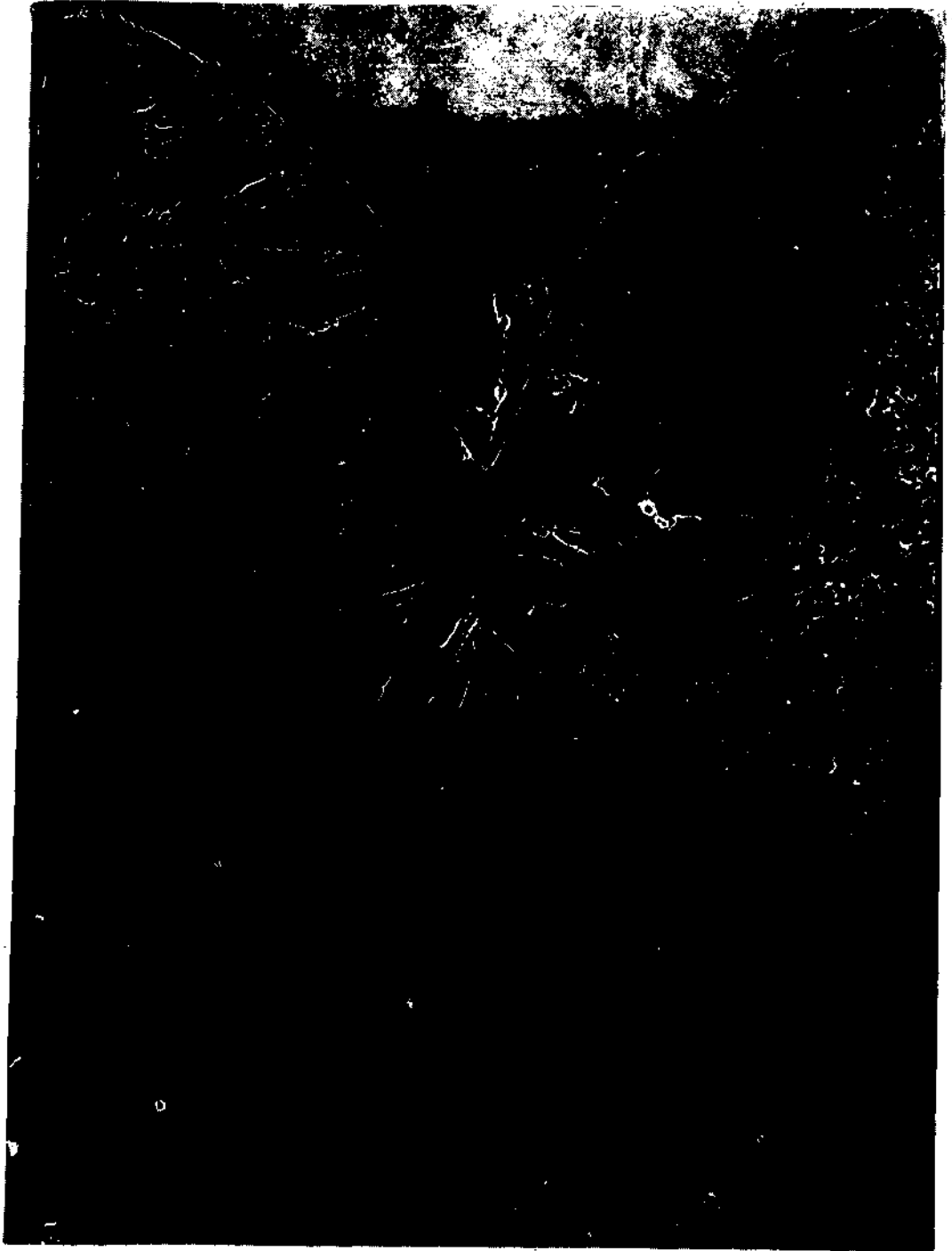


Fig. 23 - Según referencia (50)

Lingotes de la serie 100 colados sin campo magnético.
a) 20°C de sobrecalentamiento y cabeza caliente.



Fig. 23 b) - 60°C de sobrecalentamiento y cabeza caliente.

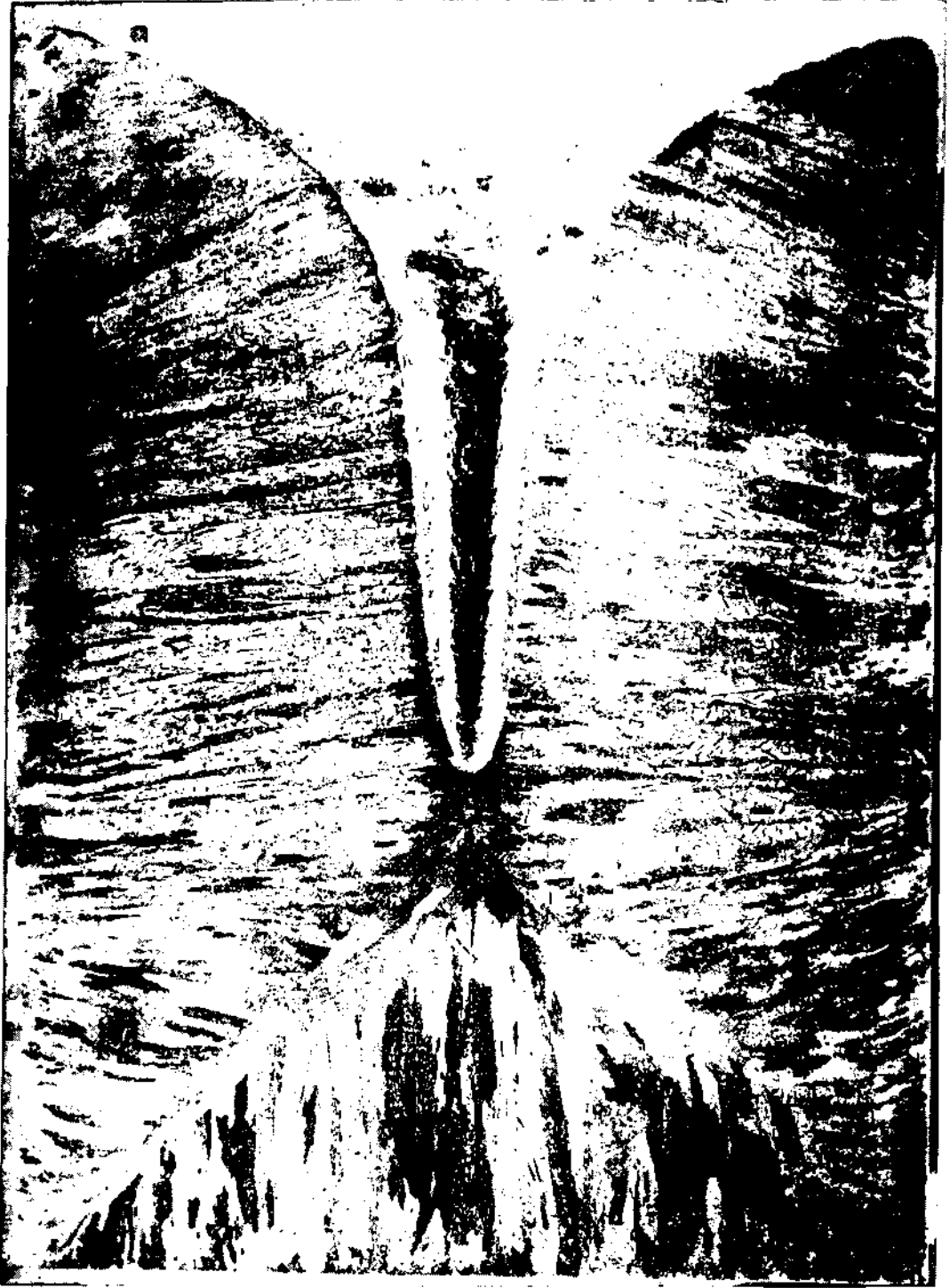


Fig. 23 c) - 150°C de sobrecalentamiento y cabeza caliente

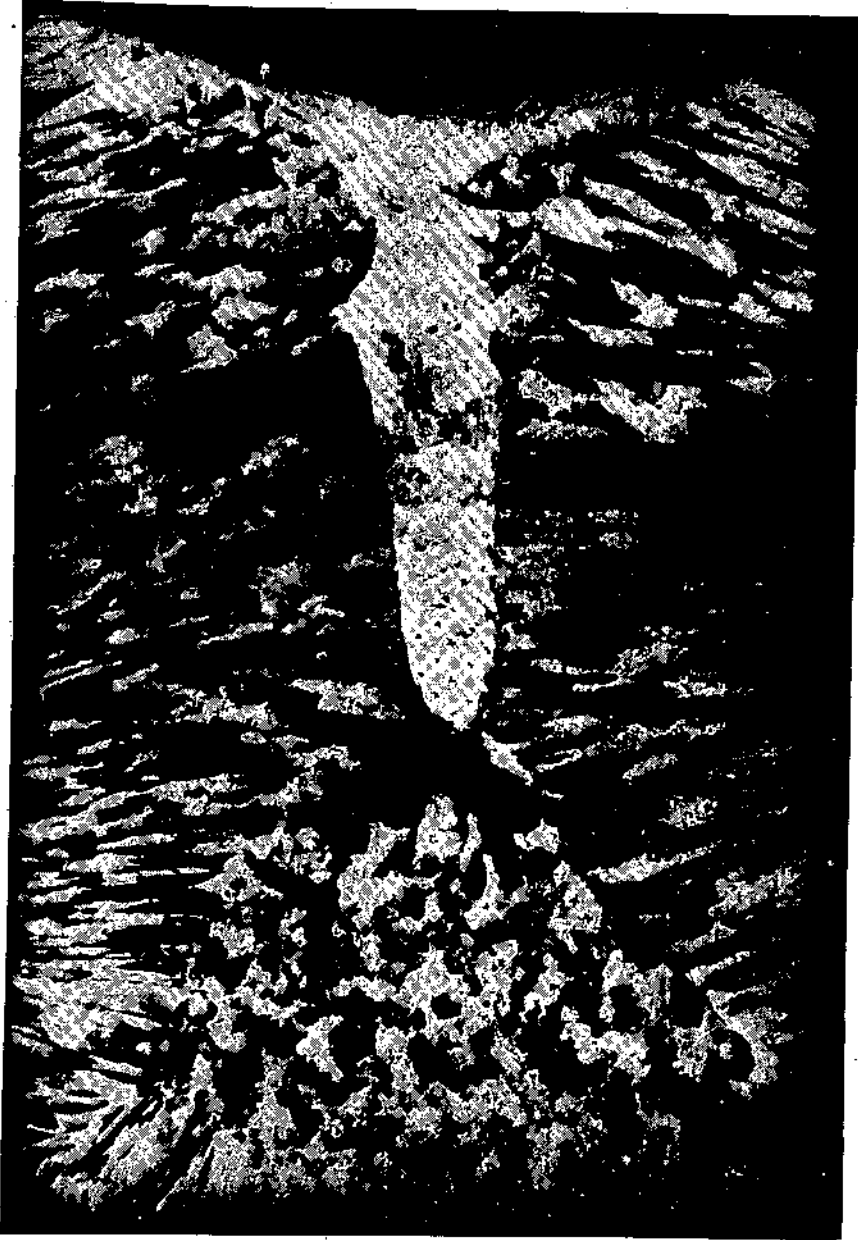


Fig. 23 d) - 150°C de sobrecalentamiento sin cabeza caliente.

vez que el momento convectivo es reducido por la acción del campo magnético. Además debe considerarse que el aumento del gradiente en el líquido, por acción del campo, ha de fundir los granos provenientes de la zona chill que pudieran haber pasado hacia el interior del líquido.

Luego de esos 20 seg el campo es reducido a cero por lo que las corrientes convectivas pueden operar haciendo posible la acción del mecanismo de refusión localizada.

El hecho de que la estructura sea completamente columnar indica que el mecanismo de refusión localizada no aporta un número significativo de cristales en estas circunstancias. La existencia de una zona perimetral de granos chill que disminuye a medida que aumenta el sobrecalentamiento es una prueba de la existencia de una zona de nucleación cerca de las paredes como ha sido sugerido por Biloni y Chalmers (37).

- b) La Fig. 26 corresponde a la estructura obtenida cuando la programación de la aplicación del campo magnético es la siguiente: el lingote es colado sin campo magnético hasta 20 segundos después de llenado el molde, momento en el cual se aplican los 2000 Gauss hasta la finalización del proceso de solidificación. De esta manera puede actuar el mecanismo Big-Bang durante la primera parte de la operación y se inhibe, a partir de los 20 segundos de llenado el molde, la operatividad del mecanismo de refusión localizada. El hecho de que la estructura sea muy similar a la de la Fig. 23 b) es una prueba concluyente de que el mecanismo de Chalmers es el responsable de la formación de la zona equiaxial.

RESUMEN

De las experiencias discutidas en los párrafos anteriores surge que en condiciones de colada convencional en que las corrientes convectivas pueden ser calificadas de "naturales" los dos mecanismos fundamentales en el aporte de granos equiaxiales son el de Chalmers o Big-Bang (48) y el de Southin (43). Los mecanismos de Soobreenfriamiento Constitucional (45) y de refusión localizada (11)(12) no son operativos en estas circunstancias.

Es de hacer notar sin embargo que el origen de los granos de la zona chill que han de formar la estructura equiaxial a través del mecanismo Big-Bang debe ser discutido a la luz de las consideraciones hechas al tratar esa estructura. Debe tenerse en cuenta, pues, que el mecanismo de refusión localizada puede tener un papel protagónico en la multiplicación de cristales de la zona chill.

Una conclusión adicional hecha por Morando y coautores (50), relacionada con los experimentos de "scale-up" realizados es significativa y digna de tenerse en cuenta por su eventual proyección tecnológica: el cambio estructural entre las series 1 y 10 es significativo para iguales condiciones experimentales. No ocurre lo mismo para las series 10 y 100 donde la diferencia estructural es sólo de grado. Ello permite extrapolar los resultados de la serie 100 para lingotes de mayor volumen, esto es de escala industrial.



Fig. 24 - Según referencia (50).

Lingotes de la serie 100 colados con cabeza caliente y bajo campo magnético.

a) 20°C de sobrecalentamiento.



Fig. 24 b) - 60°C de sobrecalentamiento.

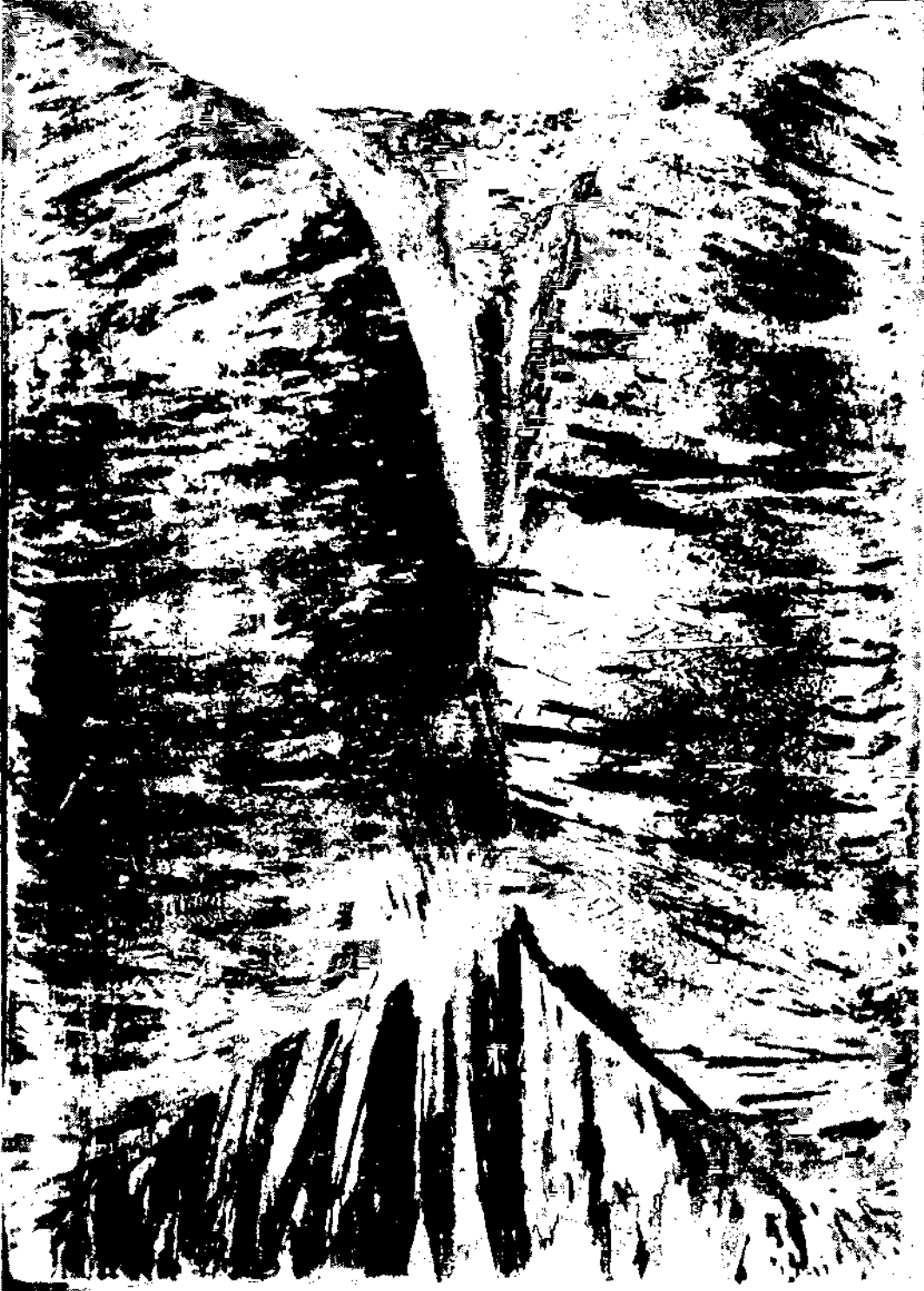


Fig. 24 c) - 150°C de sobre calentamiento.

IV) CONTROL DE LA ESTRUCTURA DE LOS LINGOTES

En los párrafos precedentes se ha visto cuales son los mecanismos de formación de las diferentes estructuras presentes en los lingotes convencionales. Desde el punto de vista tecnológico muy a menudo resulta conveniente la obtención de estructuras completamente columnares o estructuras completamente equiaxiales. Más recientemente ya se ha comenzado a experimentar en el sentido de obtener condiciones de solidificación programada de manera de tener algunas zonas de la pieza de estructura columnar y otras de estructura equiaxial (52). Esta obtención de la estructura deseada recibe el nombre de "solidificación controlada". A continuación se han de tratar los dos casos extremos de la solidificación controlada: la solidificación unidireccional, a través de la cual se obtiene una estructura completamente columnar y el refinamiento de grano, por medio del cual se trata de obtener la mayor cantidad posible de granos equiaxiales pequeños.

i) Solidificación unidireccional

Así como en el fascículo 1 de esta obra se explicó la metodología para el crecimiento unidireccional de monocristales es posible que piezas enteras puedan crecer unidireccionalmente ya sea en forma de policristales y aún de monocristales.

La Fig. 25 (53) indica esquemáticamente como es posible la obtención de una pieza crecida unidireccionalmente.

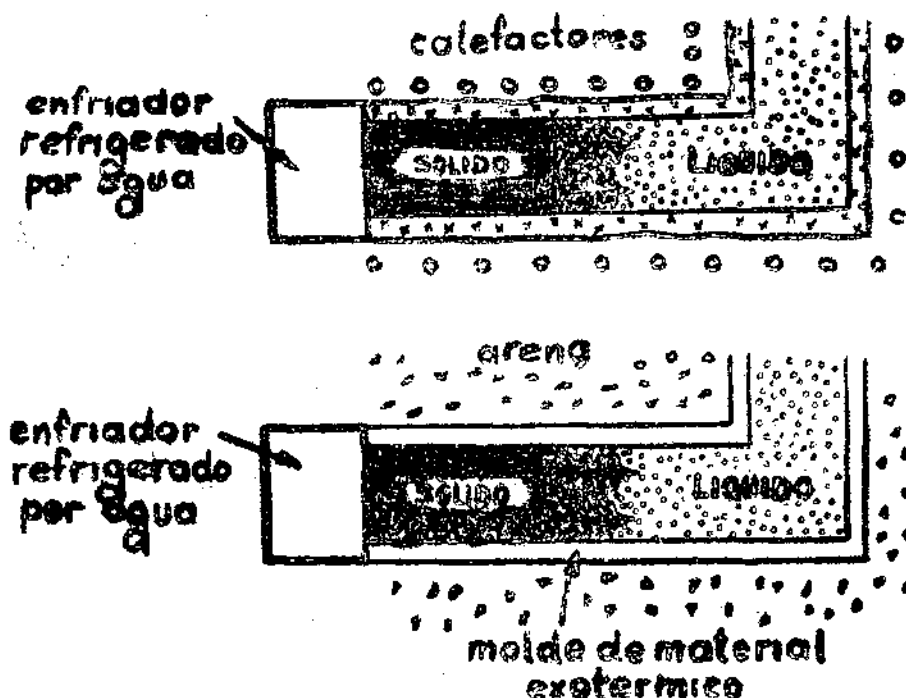


Fig. 25 Según referencia (53)

Dos métodos posibles para la solidificación unidireccional de una pieza simple.

Por supuesto que lo mismo puede ocurrir en el caso de lingotes. De esta manera se obtiene una estructura completamente columnar. Ello es necesario en muchas oportunidades, toda vez que en determinadas ocasiones una estructura de ese tipo mejora notablemente algunas propiedades mecánicas y/o físicas. No se ha de entrar en detalles sobre ello toda vez que escapa a los fines del trabajo.

El tipo de subestructura que aparece es por supuesto similar a la que se ha discutido cuando se trató la estructura columnar.

11) Refinamiento de grano

La obtención de una estructura completamente equiaxial de grano pequeño ha sido el objetivo de numerosos trabajos existentes en la literatura. Ello es debido a que existen circunstancias en que una estructura de este tipo es altamente beneficiosa, por ejemplo desde el punto de vista de la isotropía en la deformación mecánica. Existen esencialmente dos métodos para obtener un refinamiento de la estructura y por ende la totalidad de granos equiaxiales pequeños: a) utilización de aditivos nucleantes; b) utilización de métodos dinámicos.

a) Uso de aditivos nucleantes

El uso de aditivos para obtener un refinamiento de grano apreciable está estrechamente vinculado con los mecanismos de nucleación heterogénea. La utilización de un aditivo adecuado ha de permitir obtener la nucleación del metal o aleación en estudio con sobreenfriamientos, térmicos o constitucionales, de muy bajo valor. Los trabajos de Cibula (54) han determinado que el valor del sobreenfriamiento necesario para la nucleación heterogénea en presencia de aditivos es menor que la sensibilidad de las termocuplas usadas, toda vez que no fue posible detectar ninguna recalentancia durante las experiencias.

La teoría de la nucleación heterogénea se encuentra en un estadio tal de desarrollo que solamente pueden darse reglas generales que puedan predecir la eficacia de un dado nucleante (55-57).

Ciertas prescripciones generales han sido desarrolladas para orientar la búsqueda de un nucleante adecuado (39), búsqueda que hasta el momento utiliza un procedimiento empírico: la partícula inoculante debe ser sólida a la temperatura de solidificación de la aleación de manera de evitar efectos de segregación. La diferencia de densidad entre el sustrato y el líquido debe ser un mínimo de manera de poder tener una distribución homogénea a través del líquido. Algunos inoculantes se vuelven ineficaces si el líquido está demasiado sobrecalentado por lo que se impone una regulación cuidadosa de la temperatura. La superficie del sustrato debe ser "limpia y reactiva", lo cual puede obtenerse a través de una reacción química dentro del líquido; por ejemplo formación de un compuesto determinado o de una reacción peritética (39).

Una de las dificultades con respecto a determinar en forma fehaciente cual es la partícula que produce el refinamiento de grano es la obtención de una relación unívoca entre la primer parte solidificada de un grano y la partícula nucleante. Ello es particularmente difícil en el caso de secciones metalográficas toda vez que es posible argüir que esas partículas han sido atrapadas durante el crecimiento cristalino, en la interface sólido-líquido y pueden parecer estar en el centro de la subestructura de un grano debido al efecto geométrico de la sección transversal.

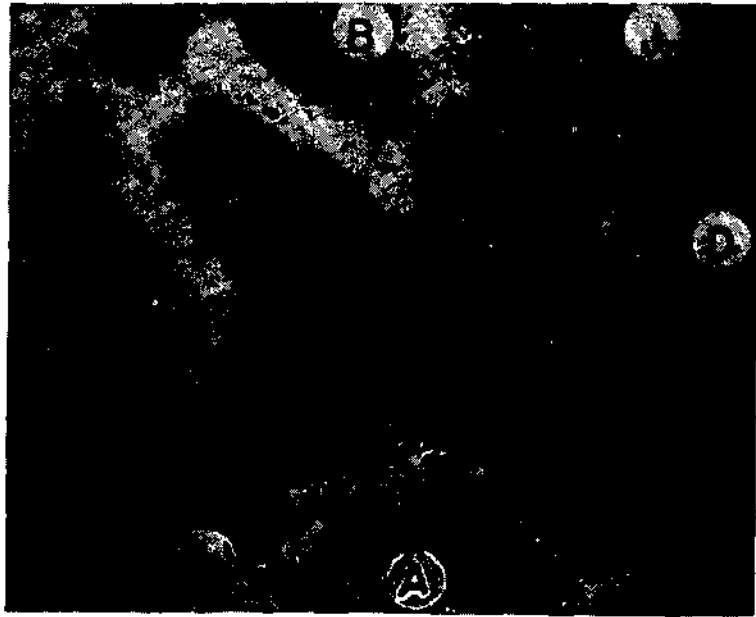


Fig. 31 - Según referencia (82).
Células dendríticas.

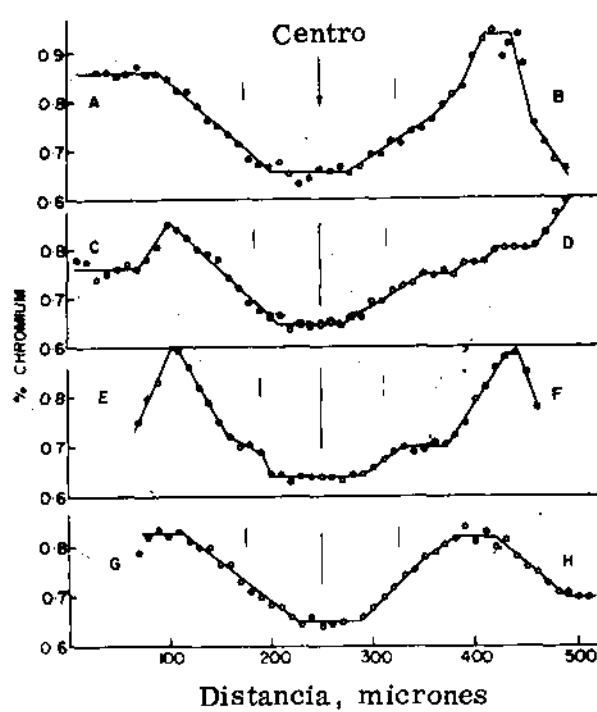


Fig. 32 - Según referencia (82)
Distribución de soluto (Cr) en una reacción X.

aleaciones complejas. Como no se conocen las interacciones entre los diferentes solutos es evidente que no se conoce a ciencia cierta los valores de k_0 . Muy recientemente Calvo y Biloni (84), analizaron la distribución de Cu en las células dendríticas de la estructura columnar de lingotes de Al - 1% Cu. Los métodos utilizados fueron la combinación de capas epitaxiales capaces de dar colores de interferencia con resultados de la microsonda. En este caso el coeficiente de partición de la aleación es perfectamente conocido debido a que se trata de una aleación binaria. El tipo de curva corresponde al modelo de distribución propuesto por Kattamis y Flemings (Fig. 34). El hecho de que la concentración mínima no responde exactamente a la fórmula de Scheil ($k_0 C_0$) es debido a que la difusión durante la solidificación es en el caso del Cu en Al lo suficientemente importante como para hacer operar parcialmente un mecanismo de homogenización. Ello está de acuerdo a lo previsto teóricamente por Brody y Flemings (74), tal como se verá a continuación.

Brody y Flemings (74) analizan en su trabajo, como las leyes de crecimiento de la interface S-L en el modelo de la Fig. 29 pueden influir sobre la repartición final de soluto si el coeficiente de difusión en el sólido es tenido en cuenta. Obtienen así que para una ley de engrosamiento de las células dendríticas constante la concentración de soluto en el sólido es:

$$C_S = k_0 C_0 \left(1 - \frac{f_S}{1 + k_0} \right)$$

y para una ley parabólica

$$C_S = k_0 C_0 \left[1 - (1 - 2 \alpha k_0) f_S \right] \frac{k_0 - 1}{1 - 2 \alpha k_0}$$

en ambos casos el factor determinante de la concentración de soluto en la fase sólida es el factor

$$\alpha = \frac{D_S \Theta_f}{L^2}$$

donde

donde D_S = Coeficiente de difusión en la fase sólida

L = Mitad de la distancia entre células dendríticas

Θ_f = Tiempo local de solidificación. En el caso del modelo de la Fig. 29 corresponde al tiempo en que tarda en solidificar el área abcd.

En las ecuaciones anteriores el producto adimensional αk_0 da una idea del grado de difusión operado durante la solidificación. Si es mucho menor que 1 la difusión es despreciable por lo que la fórmula de Scheil dará con gran aproximación la distribución del soluto. (En esto se basan los trabajos de Kattamis y Flemings discutidos anteriormente para el caso de la segregación del Ni, Cr y Mn en el acero 4340). Si el valor αk_0 es mucho mayor que 1, la difusión opera en forma tan importante que la fase primaria se acerca a la uniformidad (74).

Es de hacer notar que en el análisis de estos autores no aparece la velocidad de solidificación como una variable aislada. Para una aleación determinada la microsegregación (que es la dada por la fórmula que determina el valor de C_S), depende no individualmente del parámetro Θ_f o el L sino de la relación Θ_f/L^2 al que Flemings denomina: γ = "severidad de segregación". Como la relación entre el espaciado de las ramas secundarias de las células dendríticas de acuerdo a los

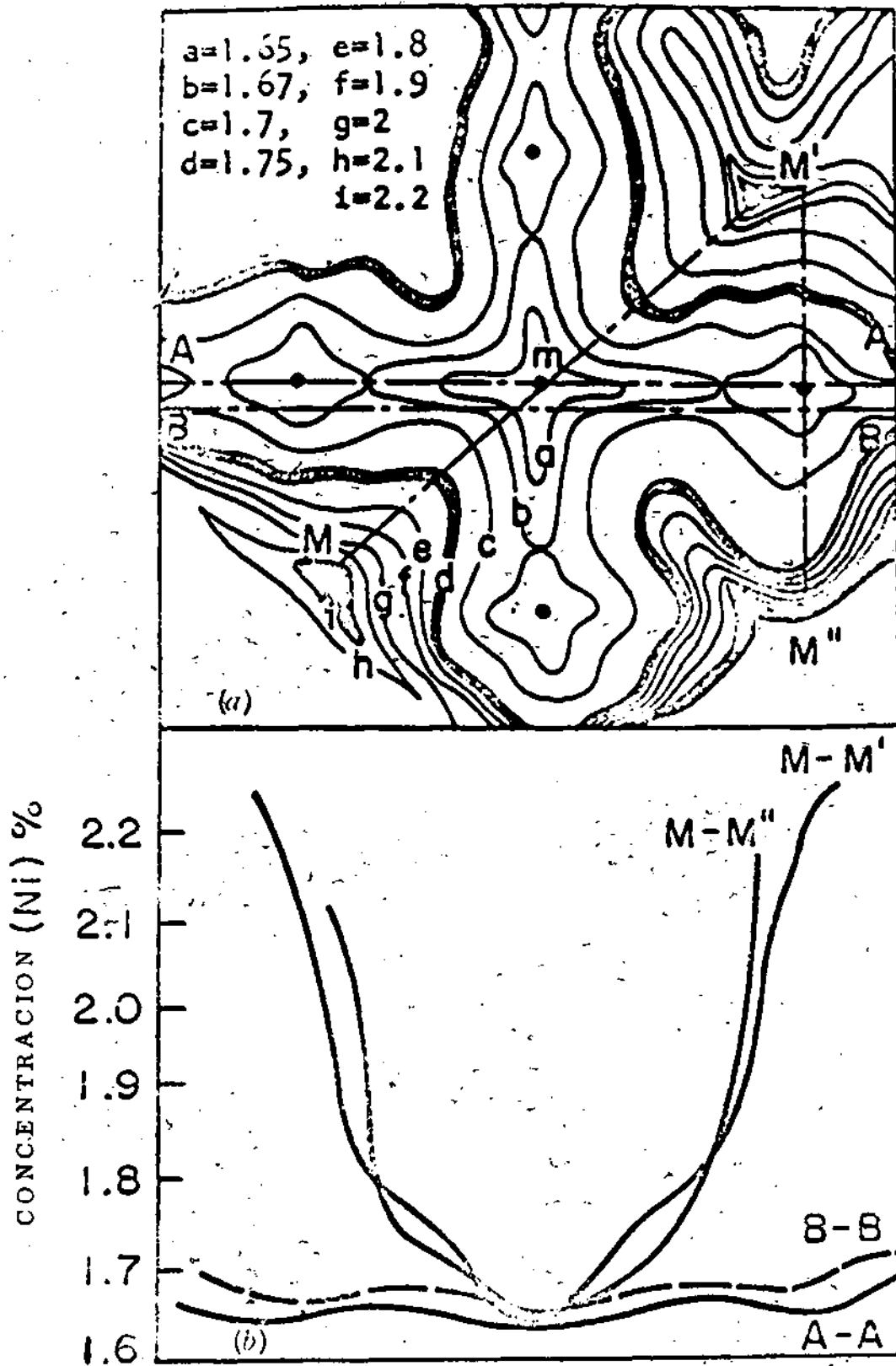


Fig. 30 - Según referencia (76).

a) Distribución de soluto en sección X.

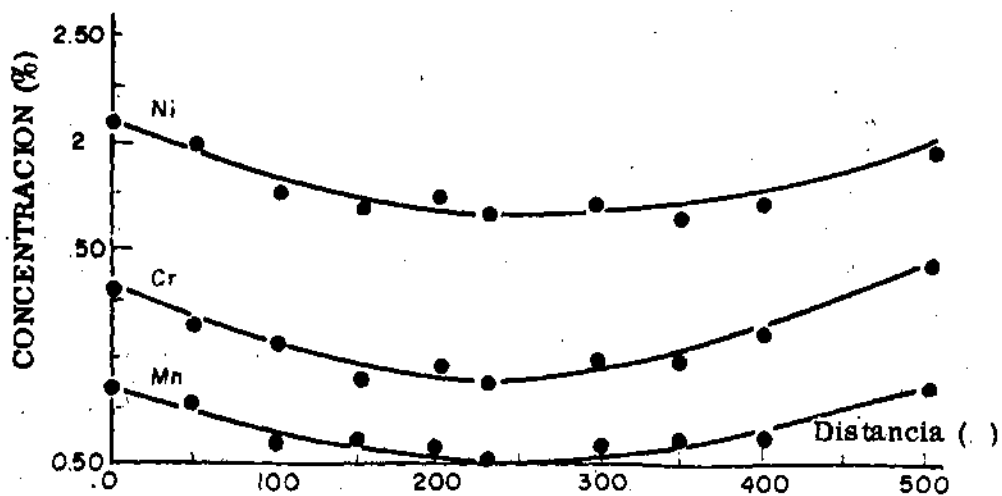


Fig. 30 b) - Distribución de soluto en sección \perp de una célula dendrítica.

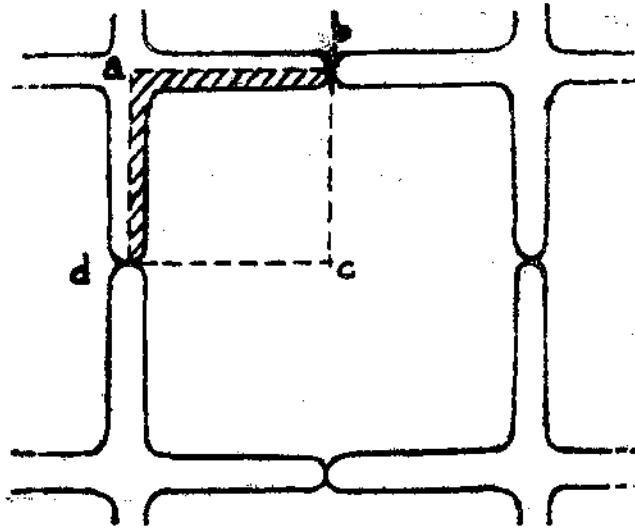


Fig. 29 Según referencia (77)

Modelo de célula dendrítica propuesto por Flemings.

Flemings considera que la solidificación se realiza en condiciones tales que el mezclado del líquido es completo en todo momento de manera que puede aplicarse la ecuación de Scheil (80) o Pfann (81).

$$C_S = k_0 C_0 (1 - f_S)^{k_0 - 1}$$

Para que la ecuación responda a la realidad física se hace necesario el cumplimiento de las siguientes condiciones:

- i) El sobreenfriamiento necesario para la nucleación de la fase que crece es prácticamente nulo. Lo mismo ocurre para la nucleación de nuevas fases en los espacios interdendríticos. Por ejemplo, formación de intermetálicos cuando la concentración local alcanza a la del eutéctico.
 - ii) No existe flujo de masas hacia o desde el elemento considerado. El flujo, de existir, debiera de provenir de movimientos de líquido debido a convección o a contracciones de solidificación (rechupe).
 - iii) El sobreenfriamiento en la interface, debido a Sobreenfriamiento Constitucional; efectos de curvatura o cinéticos es despreciable.
 - iv) El coeficiente de partición de equilibrio (k_0) es aplicable en la interface.
 - v) Durante la solidificación la difusión en el estado sólido es despreciable.
- El estudio de la distribución de soluto en el caso de células dendríticas del acero AISI 4340 ha sido hecha por Kattamis y Flemings (76) y por Weinberg y cola-

boradores (82). Ambos autores determinaron por medio de la microsonda y en muestras crecidas unidireccionalmente, la repartición de elementos tales como Ni, Cr y Mn. Todos estos elementos poseen coeficientes de difusión en el Fe muy bajos que hacen que el supuesto v) sea posible. Sin embargo los resultados obtenidos son contradictorios. Mientras Kattamis y Flemings afirman que la distribución del soluto responde en forma muy aproximada a la fórmula de Scheil, Figs. 30 a) y b). Weinberg y sus colaboradores sostienen que las curvas de concentración del soluto en las células dendríticas no son hemotéticas como lo afirma Kattamis y Flemings, sino que por el contrario responden en forma más aproximada a la existencia de una capa de soluto acumulada en la interface (Figs. 31 y 32).

Resultados más recientes soportan los de Kattamis y Flemings. Los obtenidos por Melford y Granger (83) indican en la Fig. 33 que la distribución de Cr en un acero con 1% de C y 1,5% Cr da en la estructura columnar una distribución del tipo que responde al modelo de Scheil.

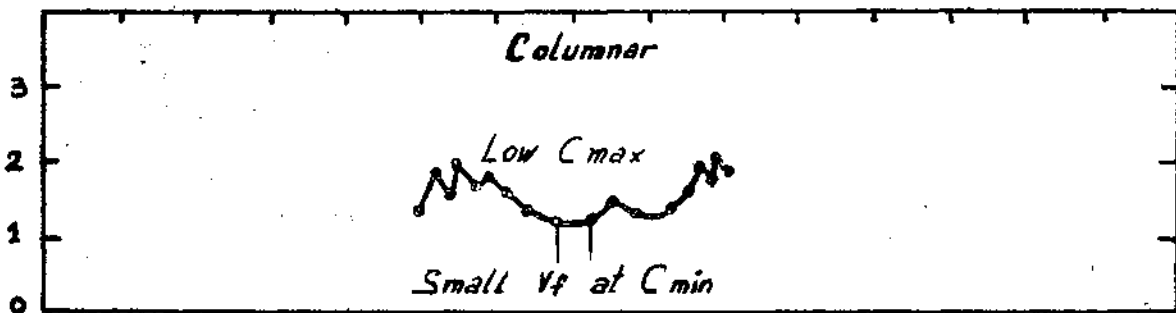


Fig. 33 Según referencia (83)

Distribución del Cr en las células dendríticas de la zona columnar de un acero al Cr.

Los mismos autores pudieron demostrar que al ser graficados los datos experimentales según la fórmula:

$$\text{Log } C_g/C_o = (k - 1) \log (1 - f_g) + \log k$$

que es una forma modificada de la fórmula de Scheil, daban sobre una recta. El k_o que surge de ese gráfico es de 0,8, muy similar al asumido por Kattamis y Flemings.

Todos los trabajos anteriores tienen la dificultad inherente a la utilización de

Estos autores dan una expresión general para la macrosegregación

$$\frac{\partial g_L}{\partial C_L} = \left(\frac{1-\beta}{1-k} \right) \left(1 + \frac{\vec{v} \cdot \nabla T}{\epsilon} \right) \frac{g_L}{C_L}$$

donde

g_L = fracción volumétrica del líquido; β = contracción debido a la solidificación; \vec{v} = velocidad del flujo interdendrítico; ∇T = gradiente de temperatura; ϵ = velocidad con que cambia la temperatura.

La ecuación anterior es aplicable, según Flemings, a un elemento de volumen del orden de tamaño de una rama dendrítica.

ii) MICROSEGREGACION

En el primer fascículo de esta obra se ha tratado la segregación asociada a la formación de la subestructura celular. Asimismo se ha significado que los mayores índices de segregación corresponden a los nodos de esa subestructura. En esta parte del trabajo se ha de hacer referencia a la segregación asociada a las dendritas.

Segregación interdendrítica

Es conocido el hecho de que la solidificación por medio de una subestructura dendrítica da lugar a una distribución de soluto dentro de la misma dendrita, fruto del fenómeno de no equilibrio que es el proceso mismo de solidificación. Este tipo de distribución recibe el nombre de "coring". Asimismo en los espacios interdendríticos se encuentra una elevada concentración de soluto lo que eventualmente puede dar lugar a precipitaciones de segundas fases.

El estudio de las segregaciones asociadas a las dendritas ha traído la atención de los investigadores desde hace mucho tiempo, pues siempre se ha considerado la existencia de una relación entre el tamaño de la subestructura dendrítica, el grado de segregación y las propiedades mecánicas del material.

La introducción de la microsonda combinada con las técnicas metalográficas convencionales y/o especialmente diseñadas para el estudio de la segregación así como la utilización de los materiales radiactivos (70-71), permitió un estudio cuantitativo de los fenómenos de segregación. Aunque los investigadores franceses han sido pioneros en esta línea (72), es un deber reconocer a Flemings y sus asociados del M.I.T el primer esfuerzo serio en el sentido de racionalizar una teoría de la microsegregación sobre la base de los datos experimentales (42)(73-77).

Tal como se ha dicho en el fascículo 1, el tratamiento de la segregación interdendrítica se lo ha de separar en dos partes: i) el correspondiente a la zona columnar, esto es, las células dendríticas; ii) segregación ligada a las dendritas de la estructura equiaxial.

Nuevamente es oportuno diferenciar ambos tipos de subestructuras; las células dendríticas corresponden al crecimiento cooperativo de un gran número de dendri-

tas. Las dendritas de la zona equiaxial crecen libremente en el seno del líquido hasta que su interconexión con la estructura columnar hace que cambie la extracción calórica y aparezca una subestructura de tipo celular dendrítica análoga a la anterior.

1) ESTRUCTURA COLUMNAR

Los análisis existentes en la literatura corresponden al tipo de subestructura que se desarrolla en las aleaciones cúbicas. Aunque, como se ha visto en el fascículo 1, la morfología celular dendrítica está condicionada por la cristalografía de la aleación en estudio (76), el hecho de que las aleaciones cúbicas sean de gran importancia tecnológica (aceros, aleaciones Al-Cu, etc.) hace pertinente que se consideren en detalle esos resultados.

Análisis de Flemings: el análisis realizado por Flemings y sus colaboradores (75)(42), está basado en los resultados obtenidos en aleaciones Al-Cu y en aceros de baja aleación especialmente el AISI 4340: C = 0,4%; Ni = 1,8%; Cr = 0,8%; Mn = 0,7%; Mo = 0,25% y Si = 0,3%. La dificultad de tratar con una aleación multicomponente es desconocer la interacción entre los diferentes elementos de aleación y por ende su influencia sobre el coeficiente de partición de la aleación. Flemings propone un modelo de célula dendrítica basado en una subestructura de tipo placa ("platelike"). Según ello, la primer parte del crecimiento unidireccional se produce a través de subestructuras celulares de tipo cilíndrico como un resultado de la existencia de Sobreenfriamiento Constitucional. La coalescencia de las ramas secundarias, luego de que las células dendríticas se han desarrollado, se hace mediante la formación de placas continuas. La Fig. IX-7 del fascículo 1 indica este tipo de crecimiento para un acero 4340. En dicho esquema las líneas de contorno corresponden aproximadamente a las diferentes posiciones de la interface durante el crecimiento.

Este modelo es objetado por Weinberg y Buhr (72), quienes usando fósforo radiactivo como adición en un acero 4340 determinaron que células dendríticas bien desarrolladas poseen una morfología clásica, es decir ramas secundarias de aspecto cilíndrico, separadas entre sí por zonas de mayor concentración de soluto.

La Fig. 29 indica el modelo de célula dendrítica propuesto por Flemings para su análisis.

En la figura se define como fracción solidificada f_s a la relación entre lo que ha solidificado hasta el momento (en este caso el área rayada) y la superficie abcd que es el total del área solidificada luego que el proceso se ha completado. A la mitad del espaciado intercelular dendrítico se le llama L .

- a) Segregación normal. Cuando en el fascículo 1 se trató la distribución de soluto para una interface plana, se demostraron los diferentes tipos de distribución de soluto en escala macroscópica, función de las diferentes hipótesis que se consideren. Considerando como la más probable una distribución correspondiente a la que fue llamada segregación "normal" dada por la fórmula

$$C_S = k_e C_e (1 - g)^{k_e - 1} \quad k_0 < k_e < 1 \quad (\text{para } k_0 < 1)$$

existirá un enriquecimiento mayor en la zona central de los lingotes si se considera que la estructura es predominantemente columnar. El hecho de que exista una interface de tipo celular-dendrítico hace que en la realidad se superponga el efecto de la microsegregación al de la macrosegregación. Esta, aunque exista en promedio, no es tan predominante como en el caso en que la interface se mantiene plana.

Es necesario tener en cuenta, en este tipo de segregación "normal", la influencia que tienen las corrientes convectivas durante el proceso de solidificación. Ellas pueden influir notablemente el grado de mezclado en el líquido del soluto segregado en la interface y por ende la repartición final de dicho soluto.

- b) Segregación por gravedad. En este caso tiene importancia la llamada "convección constitucional"; toda vez que el soluto segregado en la interface puede tener una diferencia notable de densidad, ello da lugar a corrientes convectivas resultantes de esa diferencia. El resultado será una distribución inhomogénea del soluto. Dentro del mismo rubro puede considerarse el decantado de los cristales primarios durante el proceso de la solidificación como resultado de su mayor densidad. Ello produce una acumulación en la parte inferior del lingote lo que en definitiva da lugar a inhomogeneidades del material. Especialmente importante es este efecto en aleaciones hipereutécticas de Al-U en que los cristales de UAl_3 y UAl_4 que son los primeros en solidificar son muy densos y se acumulan, por lo tanto, en la parte inferior de los lingotes. En este caso esa parte del lingote estará muy enriquecido en Uranio. Si los cristales que crecen libremente en el líquido, los que forman la primera parte de los granos equiaxiales, corresponden a una solución sólida con un k_0 menor que 1 la decantación de los mismos hará, de acuerdo a todo lo que se ha visto con anterioridad, que la zona inferior del lingote sea más pura toda vez que su composición será menor que la C_0 (del orden de $k_0 C_0$).

En cualquiera de los casos de que se trate, el tiempo de solidificación actúa sobre la posibilidad de la decantación de los cristales por lo que el efecto aumenta a medida que los lingotes aumentan en volumen, minimizándose el efecto para lingotes pequeños solidificados rápidamente.

- c) Segregación inversa. Como se ha dicho anteriormente la llamada segregación inversa corresponde a un macroefecto resultante de fenómenos que ocurren en escala microscópica, en este caso el flujo de líquido en los canales interdendríticos. En esencia, la llamada segregación inversa es un efecto resultante de un fenómeno normal, esto es la contracción volumétrica del material durante el pasaje líquido-sólido. Ello hace que el líquido enriquecido en soluto sea enviado a través de los canales interdendríticos dando como resultado que las zonas más cercanas a las paredes del molde aparezcan enriquecidas en soluto. Varios investigadores han tratado cuantitativamente este fenómeno y la Fig. 28 corresponde a la distribución de C_n medida a partir de la pared del lingote para una aleación Al-Cu.

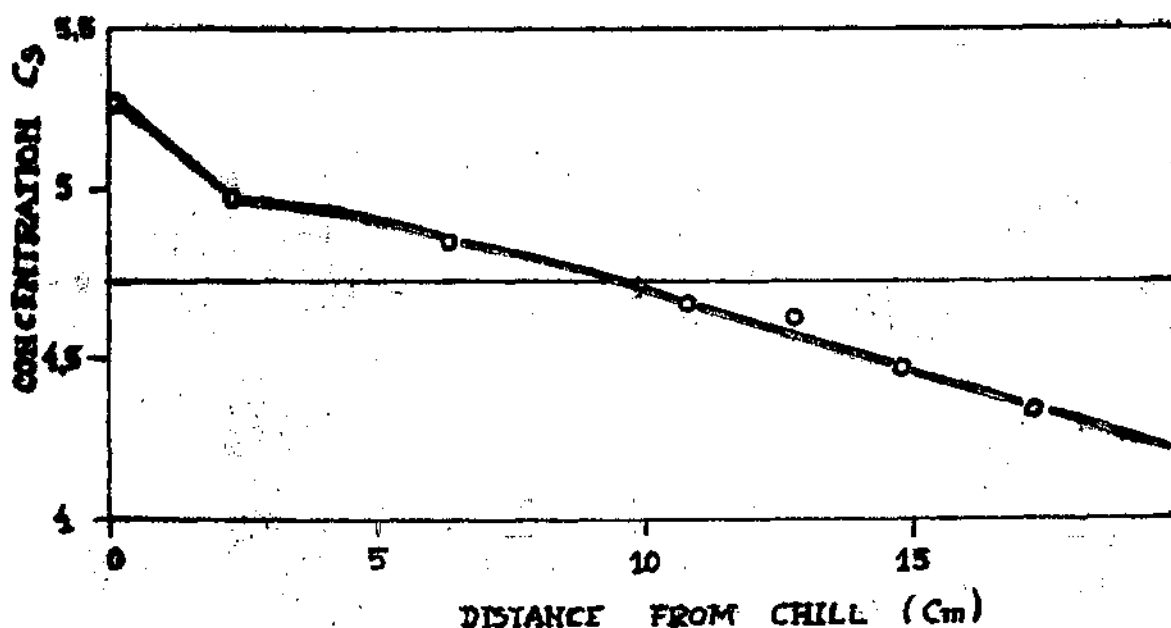


Fig. 28 Según referencia (65)

Segregación inversa. Medida de la concentración de cobre en una aleación Al-4,75% Cu, a partir de las paredes del molde y hacia el interior del lingote. Si la interface hubiera permanecido plana hubiera habido una mayor concentración en el interior del lingote. Sin embargo la existencia de los canales intercelulares dendríticos de la estructura columnar permitió durante la contracción volumétrica resultante de la transformación líquido-sólido el flujo de líquido enriquecido en soluto hacia las zonas que han solidificado primeramente. Ello da el resultado observado en la figura.

El grado de segregación inversa aumenta con el grado de contracción volumétrica de la aleación, el rango de la solidificación de la aleación, esto es la separación entre las líneas líquidas y sólidas en el diagrama de equilibrio, y es inversamente proporcional al gradiente de temperatura (39-66).

Uno de los efectos más nocivos de la llamada segregación inversa consiste en la exudación en la superficie de zonas eutécticas interdendríticas duras y frágiles, las que pueden causar serios trastornos durante la deformación plástica posterior del material.

Recientemente Flemings y sus colaboradores (67-69), han tratado el concepto global de la macrosegregación desde el punto de vista de todos los tipos de macrosegregación observables: segregación en la zona central del lingote, segregación inversa, fenómenos de bandeado durante la solidificación y fenómenos asociados a la segregación existente en las inmediaciones de los montantes, están regidos por el mismo fenómeno fundamental. El mecanismo básico sería el flujo de líquido enriquecido en soluto durante la solidificación de manera de llenar el volumen asociado a las contracciones de solidificación y a las contracciones térmicas.

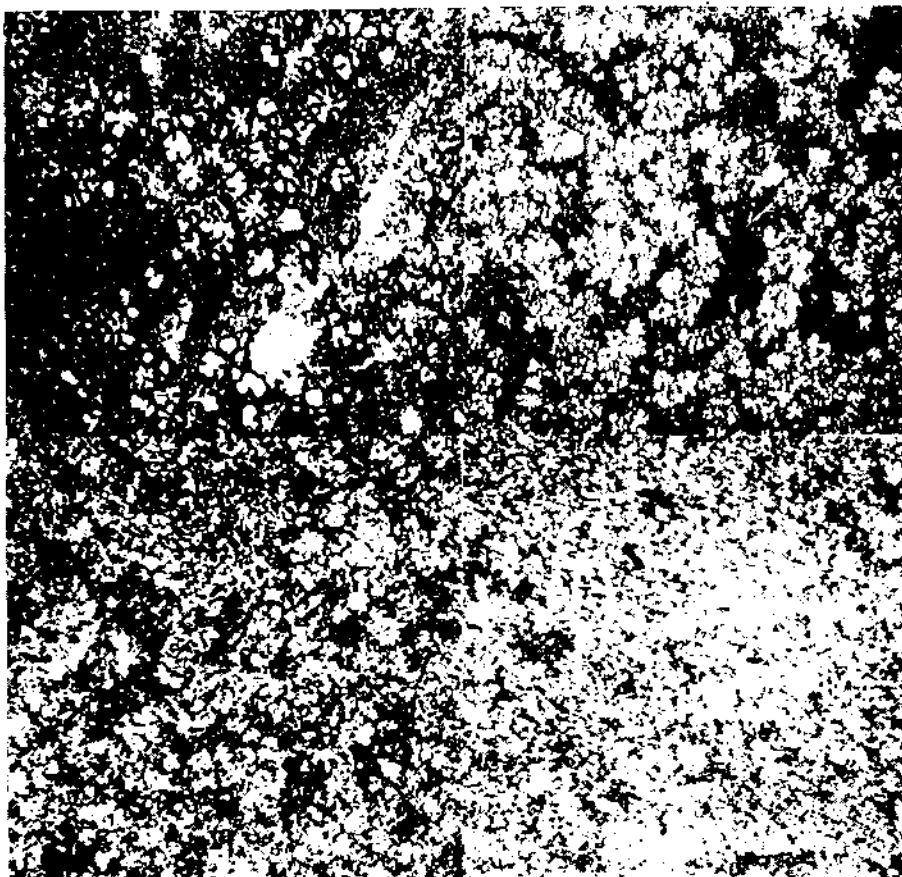


Fig. 27 - Según referencia (39)

Variación de la cantidad de cristallitos existentes en el líquido en función de la cantidad de Cu.

la subestructura de los granos equiaxiales. La cantidad de sobreenfriamiento constitucional en el líquido en que nadan, la interacción con otros cristalitas, etc, han de determinar la morfología de crecimiento de los cristalitas la que puede variar desde no dendrítica a dendrítica.

El sobrecalentamiento del líquido tiene también importancia toda vez que afecta el gradiente existente en el líquido.

V) SEGREGACION

Ante todo se han de definir los diferentes tipos de segregación que aparecen en los lingotes. Se da por sobreentendido la comprensión de que los diferentes tipos de segregación existentes se deben al proceso de solidificación del material, el que al ser un proceso de no equilibrio da lugar a distribuciones de soluto no previstas por los diagramas de equilibrio.

i) Macrosegregación

Es el resultado del flujo del soluto en rangos macroscópicos.

Según esta definición se han de considerar como macrosegregaciones: i) segregación normal; ii) segregación por gravedad; iii) segregación inversa. En este caso particular y considerando la segregación como un "defecto", se define a la segregación inversa como un macrodefecto resultante de un microefecto. El microefecto es el flujo de soluto en los canales intercelulares-dendríticos.

ii) Microsegregación

Es el resultado de la segregación o reyección de soluto en la interface Sólido-Líquido. Se la mide en escala microscópica y su magnitud es el resultado directo de la morfología de la interface. A este tipo de segregación pertenece el llamado "coring" que corresponde a la variación de concentración dentro de las dendritas o células dendríticas así como la segregación intercelular, intercelular-dendrítica e interdendrítica. Tal como ha sido explicado al tratar el caso de las subestructuras de segregación en las diferentes estructuras de los lingotes deben diferenciarse las dendritas que crecen libremente de aquéllas que crecen en forma cooperativa, las que reciben el nombre general de células dendríticas.

iii) Segregación de borde de grano

La segregación de borde de grano puede ser el resultado de la segregación a escala macroscópica y/o escala microscópica siendo su magnitud un resultado de la morfología de la interface Sólido-Líquido. Este tipo de segregación ha de tratarse entonces como un caso especial.

i) MACROSEGREGACION

Se ha dicho anteriormente que tres tipos de segregación pueden ser comprendidos dentro de esta denominación:

Los trabajos más importantes respecto a la determinación de las partículas nucleantes responsables de la nucleación cuando se inoculan sales de Ti, sales de B y sales de B y Ti en aluminio y sus aleaciones se deben a Cibula (58). Este autor utilizó técnicas indirectas tales como la centrifugación y posterior análisis de la estructura para intentar determinar si en el caso del aluminio refinado por sales de Ti, por ejemplo, la formación de CTi (poseedor de una estructura metalográfica muy semejante a la del Al) es el paso necesario para que haya nucleación heterogénea y por ende refinamiento de la estructura. Sin embargo Crossley y Mondolfo (59), afirman que el mecanismo propuesto por Cibula no es el que ocurre en la realidad, sosteniendo en cambio que la nucleación se lleva a cabo según el siguiente mecanismo: la adición de Ti se traduce en un compuesto $TiAl_3$ el que sufre una reacción peritética a $665^{\circ}C$:



Como la reacción peritética comienza por la superficie de la partícula en contacto con el líquido es suficiente la formación de un anillo de aluminio para que comience la nucleación.

Los mismos tipos de discrepancia ocurren para el caso de otros metales y aleaciones. Falta pues una teoría congruente respecto de la nucleación heterogénea a través de aditivos. Falta también una metodología experimental que permite afirmar sin lugar a dudas que tal tipo de partícula es la responsable de la nucleación heterogénea. La unión de ambas cosas permitirá decidir volitivamente el tipo de inoculante a usar en cada caso.

b) Métodos dinámicos

Esencialmente los métodos dinámicos tienen como objetivo forzar el flujo líquido enfrente de la interface sólido-líquido de manera de hacer actuar mecanismos de multiplicación (39). Aunque no pueda afirmarse en forma indubitable es muy posible que una combinación de los mecanismos de refusión localizada con tensiones de corte provocadas por las corrientes convectivas sean los responsables del desprendimiento de las ramas secundarias y terciarias de las dendritas, las que actúan como origen de nuevos granos. Al mismo tiempo las corrientes de líquido forzadas mejoran la transmisión calórica disminuyendo el gradiente en el líquido y posibilitando la supervivencia de los cristales. Si algunos de ellos funden, la absorción de calor debido al proceso de fusión también disminuye la temperatura del medio disminuyendo el gradiente de temperatura en el líquido. Es de hacer notar que 1/20 gramos de aluminio al fundir disminuyen la temperatura de un gramo de aluminio líquido en $1^{\circ}C$ (37).

Muchas técnicas han sido probadas para obtener refinamiento de grano. Pueden citarse: 1) energía ultrasónica (60-64); vibraciones mecánicas (43)(49) (21)(23); campos magnéticos rotatorios (24-28); superposición de campos magnéticos y eléctricos (29); agitación de las capas superiores del molde de manera de aprovechar el mecanismo de Southin (60) y métodos de oscilación alternativa del molde (19-20).

De todas las técnicas mencionadas la última resulta la más efectiva pues reúne las siguientes condiciones: 1) puede obtener la separación de un número sufi-

ciente de cristalitas separados de los cuerpos principales de las dendritas; ii) puede distribuirlos en la masa líquida de manera que sean origen de nuevos granos; iii) es económicamente viable pues no consume cantidades de energía prohibitivas.

El grado de refinamiento obtenible por el método dinámico es función de la composición del líquido y del sobrecalentamiento (39). A medida que aumenta la composición de la aleación las dendritas son más finas y al mismo tiempo la unión con los cuerpos principales de las dendritas se hacen más finas e impuras. Como consecuencia es mucho más fácil la operatividad de los mecanismos de refusión localizada. La Fig. 26 indica esta variación.

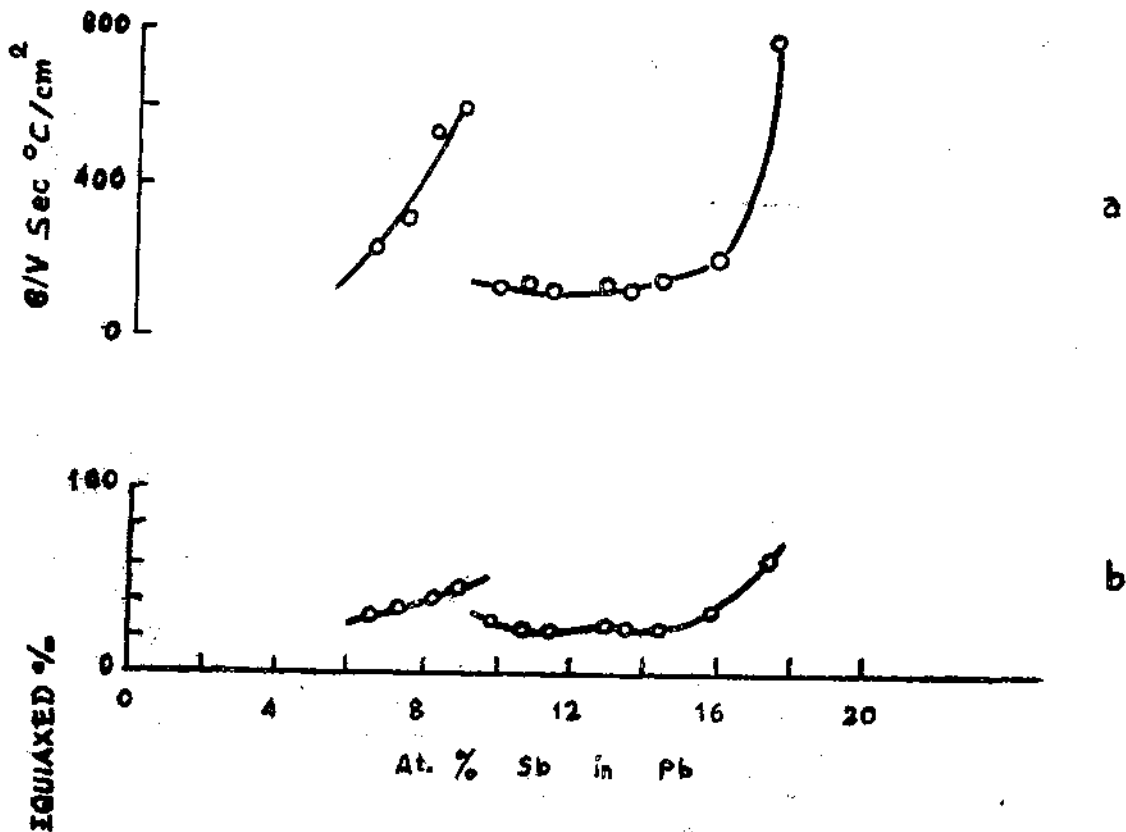


Fig. 26 Según referencia (39)

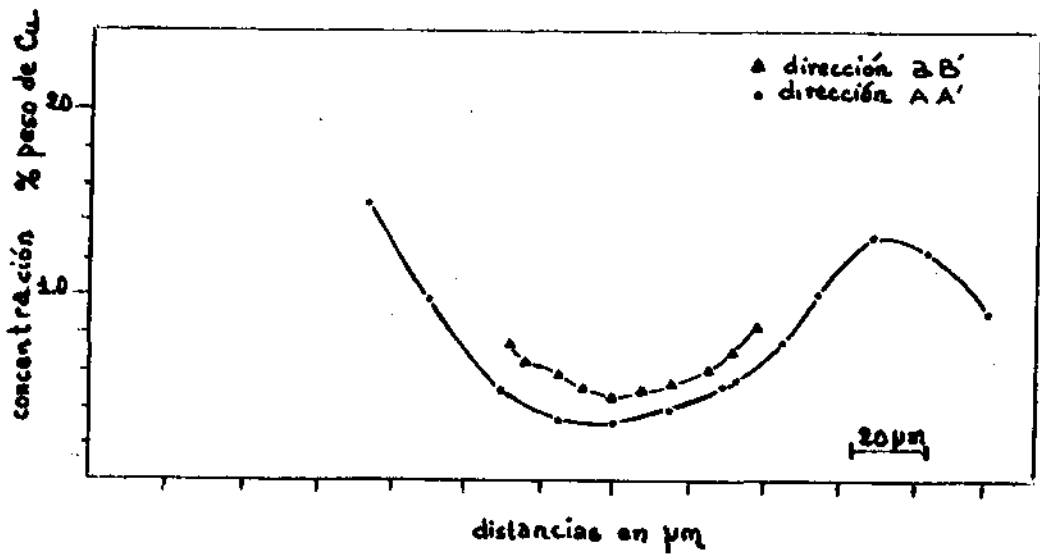
Efectos de la oscilación sobre la estructura. Corresponden a aleaciones Al-Cu. Puede observarse en la fig. a) que a medida que el porcentaje de cobre aumenta, el número de granos equiaxiales también aumenta. En la fig. b) el número de cristalitas que han pasado al líquido y han comenzado a crecer también han sido medidos en función de la concentración de cobre.

La Fig. 27 indica el aumento de dichos cristalitas. Los mismos crecen libremente en el líquido hasta que son alcanzados por el frente sólido. En dicho momento, a partir de ellos se forma una subestructura de tipo celular dendrítico toda vez que las condiciones de extracción calórica son las que corresponden al crecimiento unidireccional. En cuanto a la morfología de crecimiento de dichos cristalitas en el medio líquido, valen las consideraciones hechas al tratar



Fig. 34 - Según referencia (84).

a) Células dendríficas en la aleación Al-1% Cu, tal como las revela la oxidación anódica.



b) Distribución del Cu.

que el modelo de difusión completa en el estado líquido es el que comienza a operar. Durante la etapa de crecimiento estacionario el crecimiento dendrítico puede ser tratado de acuerdo al modelo de Bolling y Tillier (88). Según él, el valor de k_e será

$$k_e = C_{\text{Min}}/C_0 = \frac{k_0}{1 + (1 - k_0) \frac{v\beta}{2D} \exp \frac{v\beta}{2D} E_1 \left(- \frac{v\beta}{2D} \right)}$$

v = Velocidad correspondiente a la punta de la dendrita

β = Radio de la punta de la dendrita

D = Coeficiente de difusión en el líquido

E_1 = Integral tabulada

Según esta fórmula puede apreciarse que el parámetro fundamental del cual depende el valor k_e es $v\beta/2D$ (y naturalmente k_0). Esta dependencia de k_e permite dar explicaciones plausibles a los efectos, observados experimentalmente, de la estructura, la composición de la aleación y la extracción calórica sobre la microsegregación: i) la mayor segregación en las regiones equiaxiales podría deberse a una reducción de v , en forma independiente de β o D ; ii) el efecto del carbono sobre el valor del C_{Min} en las aleaciones analizadas (83) a la interacción de los solutos sobre el k_0 y el valor β de la punta de las dendritas (83); iii) a altos valores de enfriamiento el espaciado más fino observado para valores altos de v es un resultado de la mantención de un valor $v\beta$ sensiblemente constante.

Cuando las dendritas interactúan entre sí el modelo más aceptable es el de mezcla completa, pero la geometría es en ese momento tan complicada que intentar un tratamiento matemático aparece como muy dificultoso (83).

EN RESUMEN

En el estado actual del conocimiento el modelo más adecuado para repartición del soluto en la estructura columnar es el propuesto por Kattamis y Flemings. Ello ocurre cuando la subestructura presenta una morfología celular dendrítica, el crecimiento es cooperativo y las distancias entre las ramas dendríticas lo suficientemente pequeñas como para que la difusión sea completa.

En el caso de la estructura equiaxial, el mecanismo duplex de microsegregación parece el más atractivo (83). Sin embargo para ambos casos las dificultades del tratamiento formal persisten debido a la compleja geometría del proceso y al desconocimiento de las interacciones entre los solutos cuando son utilizadas aleaciones complejas. Nuevas contribuciones son de esperar en este campo.

Hasta el momento se trató la segregación dentro mismo de las células dendríticas o de las dendritas, según el caso. En el espacio interdendrítico propiamente dicho, es decir el último líquido en solidificar, cualquiera de los modelos que se adopten producen una alta segregación localizada, especialmente en zonas nodales.

Es de hacer notar que de acuerdo a Meldford y Granger (83), los índices de segregación siempre son mayores en la zona equiaxial que en la columnar.

SEGREGACION DE BORDE DE GRANO

Se ha dicho anteriormente, de acuerdo a lo propuesto por Cole (39), que la segregación de borde de grano resulta de una combinación de flujo de soluto en escala microscópica y macroscópica. Cuando dos granos se encuentran, la capa de soluto existente enfrente de la interface interactúa de manera tal que la segregación intergranular puede ser el resultado del transiente final de la segregación de esa zona. Asimismo la cantidad de soluto segregado en el borde de grano es función de la morfología de la interface Sólido-Líquido. En efecto, a medida que la interface se hace más inestable, es decir se desvía desde la planaridad hacia el tipo celular dendrítico, la cantidad de soluto acumulada enfrente de la interface disminuye por lo que la segregación será menor cuando dos granos se encuentran.

El hecho de que los granos columnares crezcan en forma cooperativa, es decir lado a lado, hace que la segregación en los bordes de grano columnares sean menores que en el caso de los equiaxiales los cuales se encuentran unos frente a los otros durante el crecimiento.

CAMBIOS DE VOLUMEN DURANTE LA SOLIDIFICACION

Es conocido el hecho de que la transición líquido-sólido en la mayoría de los metales se traduce en una contracción volumétrica, debido a la mayor densidad de la fase sólida (el antimonio, Galio y Bismuto son una excepción en este sentido pues expanden al solidificar). Dicha contracción volumétrica varía según el metal siendo de 2,2% en el caso del Fe y del 6% en el caso del aluminio.

El efecto inmediato de esta contracción radica en el hecho de que el lingote solidificado ha de tener un volumen menor que el líquido a partir del cual solidificó. Desde el punto de vista tecnológico la ubicación de esa contracción, o rechupe, es la que tiene importancia y la Fig. 36 (30) indica las posibles ubicaciones del volumen contraído.

Los tres tipos de contracciones o rechupes de la Fig. 36 son de carácter macroscópico y su formación depende esencialmente de la forma de extracción calórica que actúa durante la solidificación. En el primer caso la extracción calórica a través de las paredes, combinada con la extracción calórica a través del fondo del molde da lugar a ese tipo de rechupe. El caso b) corresponde a la solidificación unidireccional del lingote en que el calor es extraído exclusivamente a través de la base del molde. Por su parte el caso c) indica que la pérdida calórica a través de la superficie libre del lingote hace que en esa zona se produzca solidificación prematura y como resultado la contracción volumétrica queda ocluida.

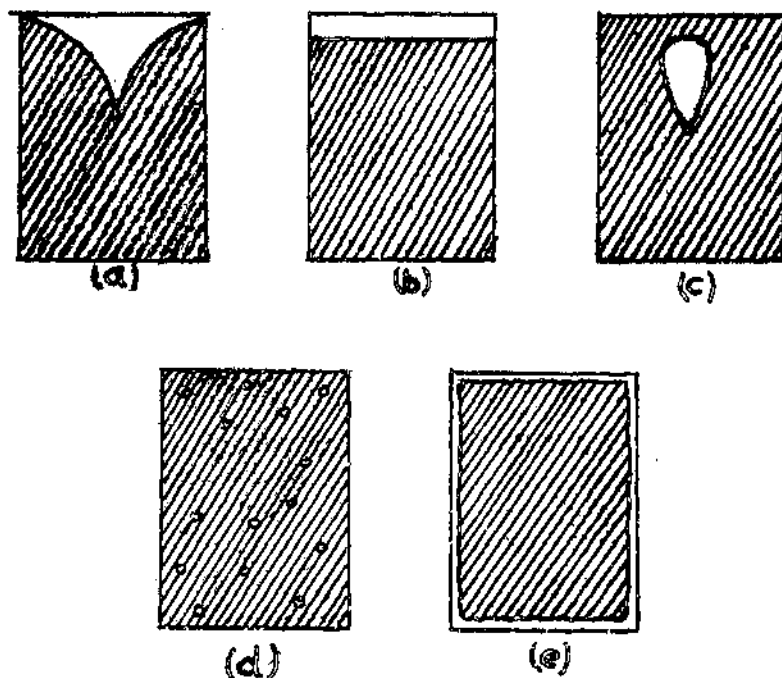


Fig. 36 Según referencia (30)

Distintos tipos de rechupes: a) rechupe central; b) rechupe unidireccional; c) rechupe abultado o cavidad; d) porosidad distribuida y e) porosidad superficial.

Porosidad: la existencia de porosidad en un lingote influye notablemente las propiedades mecánicas (42) por lo que es importante el conocimiento de los mecanismos de formación de los poros. Aunque es posible obtener información cualitativa sobre los mecanismos de formación, considerando los efectos de la contracción volumétrica durante la solidificación, la evolución de gases o la acción combinada de ambos factores (30)(42), solo recientemente el tema ha sido encarado cuantitativamente (90).-

Piwonka y Flemings (90) tratan los siguientes casos de formación de porosidad:

1) Porosidad debida a contracción en metales puros y en aleaciones muy diluidas

Para este caso se consideran dos situaciones posibles:

a) **Crecimiento celular.** Se ha visto en el fascículo 1 que la subestructura celular da lugar a canales de largo considerable así como a una considerable concentración de soluto en los mismos. La contracción durante la solidificación da lugar a un flujo de líquido en dichos canales. Sobre la base de una geometría simplificada de los canales, cilíndricos de sección r constante, los autores consideran que la diferencia de presión entre la entrada del canal y el fondo del mismo es:

$$P_A - P_L = - \frac{8 \nu \mu L}{J^2} = \frac{8 \rho' U \mu L}{J^2} \quad (1)$$

donde: P_a = Presión en la entrada del canal
 P_L = Presión en la raíz del canal
 V = Velocidad del flujo del líquido en el canal (negativa para el caso de flujo de líquido en el canal).

Esta velocidad V puede suplantarse por $U \beta$ donde $\beta = \rho_s / (\rho_l - \rho_s)$ siendo β = contracción debido a la solidificación (es decir densidad del sólido menos la densidad del líquido dividida por la densidad del sólido) a la temperatura de solidificación. U = velocidad de la interface (positiva para el caso de la solidificación)

μ = viscosidad del líquido

La aplicación de la ecuación (1) para el caso del aluminio, por ejemplo, indica que las condiciones de crecimiento necesarias para la nucleación de poros deben exceder velocidades del orden de 1 mm/seg, lo que en general no ocurre en la formación de la subestructura celular. Esta aparente contradicción con los resultados experimentales citados por Doherty (91) fue zanjada por Bilal (92), quien demostró que los "poros" de las paredes de la subestructura celular correspondían en realidad a microsegregaciones de una segunda fase. Esto no excluye sin embargo la formación de poros por evolución de gases.

b) Contracción central en el caso de cilindros. La Fig. 37 indica esquemáticamente la solidificación de un metal puro en un molde cilíndrico de arena. Se considera, por supuesto, que la interface es plana.

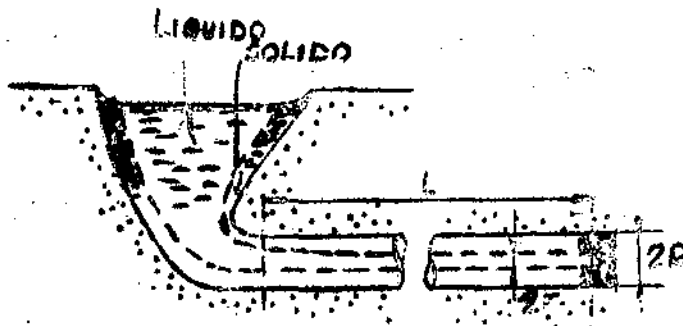


Fig. 37 Según referencia (90)

Esquema de la solidificación de un cilindro de metal puro de gran longitud, en un molde de arena.

Cuando la resistencia al flujo del líquido dentro del molde se hace lo suficientemente grande, la presión cae a un nivel en que se nuclea un poro. La fórmula adoptada por Piwonka y Flemings es similar a la de otros autores.

$$P_a - P_L = \frac{32 \mu \beta' \lambda^2 L^2}{r^4} \quad (2)$$

- donde: P_a = Presión a temperatura ambiente, corresponde a la del montante.
 P_L = Presión a la distancia L
 μ = Viscosidad del metal
 λ = Constante de flujo calórico
 K' = Conductividad térmica del molde
 T_m = Punto de fusión del metal
 T_o = Temperatura ambiente
 H = Calor de fusión del metal
 α = Difusividad térmica del molde
 L = Largo del cilindro solidificado
 r = Radio del canal líquido

Se considera que los poros nuclean, como en todos los casos que se estudian, para una presión absoluta cero es decir que $P_a - P_L = 10^6$ dinas por cm^2 y que un poro que se forma en un canal líquido de diámetro r crece hasta ese tamaño. Los resultados obtenidos aplicando esta fórmula coinciden bastante bien con los experimentales. Es de hacer notar, también, que debido a que en la fórmula, r entra a la cuarta potencia, la utilización de fundición bajo presión reduce muy poco el diámetro de los poros.

11) Porosidad debida a contracciones para el caso de solidificación de tipo dendrítico

a) Bajo gradiente térmico. Cuando una aleación es solidificada en un molde de arena, la extracción calórica es muy lenta, de manera que la solidificación se produce de forma tal que no existe prácticamente una zona columnar. En este caso las dendritas comienzan a crecer libremente en toda la masa del líquido de manera que la contracción de solidificación no queda confinada a una línea central, como en el caso anterior analizado, sino que queda en los espacios interdendríticos, como lo indica esquemáticamente la Fig. 38.

Este tipo de solidificación se denomina "pastoso" debido a la coexistencia de dendritas sólidas y líquido interdendrítico. Ello da lugar a esa apariencia durante la solidificación. Según esto, cuando la zona equiaxial de un lingote está solidificándose, en esa zona la solidificación es "pastosa".

La existencia de una zona "pastosa" en la totalidad del molde ocurre para gradientes de temperatura pequeños en el líquido e intervalos de solidificación de las aleaciones (diferencia entre las líneas líquidas y sólidas) grandes.



Fig. 38 Según referencia (90).

Esquema de la solidificación para el caso de existencia de una zona "pastosa" ("Mushy"), que cubra toda la pieza durante la solidificación en un molde de arena. Las líneas negras indican líquido existente cuando la solidificación se acerca a su fin.

Para este caso la fórmula propuesta por Piwonka y Flemings es la siguiente:

$$P_a - P_L = \frac{32 \mu \beta \lambda^2 L^2}{r^4} \left(\frac{t^2}{\pi R^2 n} \right) \quad (3)$$

Donde: t = "factor de tortuosidad" que tiene en cuenta que el líquido que fluye por los canales no lo hace a través de zonas rectas y lisas. De acuerdo a esto el largo efectivo del canal es tL , para $t \gg 1$.

n = Número de canales por unidad de sección del cilindro

R = Radio del cilindro

r = Radio del canal líquido

Como el factor $t^2 / \pi R^2 n$ es, en general, mucho menor que 1, los poros son en este caso mucho menores que en el caso tratado anteriormente, lo cual concuerda con los datos experimentales.

b) Solidificación unidireccional. Para el caso de la solidificación unidireccional se considera el modelo tomado para la solidificación celular, multiplicado por el "coeficiente de tortuosidad" que tiene en cuenta que los canales no son cilindros lisos

$$P_a - P_L = \frac{8 \mu \beta U L t}{r^2} \quad (4)$$

Donde U = Velocidad de la punta de la dendrita (o célula dendrítica).

Para este caso la microporosidad es considerablemente menor que en el caso

anterior, lo cual, además de concordar con los resultados experimentales, indica que este tipo de solidificación es muy conveniente para aquellos casos en que una mínima microporosidad se hace necesaria.

iii) Influencia de los gases disueltos y de la tensión superficial sobre los mecanismos de formación de poros.

No es posible separar la contracción debido a la solidificación de la acción de los gases disueltos. Ambos efectos son aditivos por lo que deben ser considerados junto con la tensión superficial. Ello da lugar a:

$$P_L^* = P_g - P_\sigma \quad (5)$$

Donde P_L^* = Presión absoluta en L necesaria para formar un poro de radio r (lo que en los ejemplos anteriores fue estimada igual a cero).

P_g = Presión en el poro debido a los gases disueltos.

P_σ = Presión en el poro de radio r debido a la tensión superficial.

Los cálculos realizados por Piwonka y Flemings (90), para el caso de la existencia de una zona pastosa, indican que la existencia de una cantidad pequeña de gas disuelto aumenta la porosidad debido a la contracción de solidificación.

Asimismo consideran en detalle la formación de poros cuando se consideran la acción de gases disueltos y tensión superficial. Se concluye que es necesario un volumen crítico inicial V_i^* para la producción de porosidad debido a la evolución gaseosa. Ese valor depende: a) de la solubilidad sólida del gas, b) de la tensión superficial metal-gas, y c) del espaciado de las ramas dendríticas y/o del tamaño de grano. Esto indica claramente que la porosidad es una función de la forma de solidificación. En efecto, un enfriamiento rápido hace que los canales se hagan más pequeños. Como V_i^* aumenta con nt donde n es el número de canales por unidad de área y t es el factor de tortuosidad, el refinamiento de la subestructura dendrítica debido a la solidificación rápida reduce la posibilidad de microporosidad.

VI) RELACION ENTRE LA ESTRUCTURA DE LOS LINGOTES, DEFECTOS Y PROPIEDADES MECANICAS

En los capítulos anteriores se ha intentado presentar los mecanismos responsables de la formación de las estructuras así como de los defectos asociados a la solidificación. Es conocido el hecho de la existencia de una relación estrecha entre la estructura y sus detalles con las propiedades mecánicas del material. Aunque escapa al carácter de esta obra la referencia detallada de dichas relaciones, sin duda es de interés presentar en forma breve las mismas.

La solidificación controlada es la llamada a proveer las piezas o los lingotes con mejores propiedades mecánicas especificadas. Se hace necesario para el metalurgista, entonces, evaluar el tipo de estructura obtenido con respecto a sus necesidades. Así por ejemplo, aunque en general parece conveniente la obtención de un grano equiaxial pequeño es de tener en cuenta el aumento de la microporosidad con respecto a las estructuras columnares, lo que reduce las propiedades mecánicas del mate-

rial.

Se hace necesario evaluar las microsegregaciones y macrosegregaciones presentes en el material para tratar de corregir los defectos derivados de su presencia, ya sea modificando el proceso mismo de solidificación o haciendo los tratamientos termomecánicos o térmicos posteriores adecuados. Se hace imprescindible conocer los mecanismos de homogenización de las fases de no equilibrio presentes luego de completado el proceso de solidificación toda vez que la homogenización aumenta la ductilidad de los lingotes (42). En este caso el tamaño de las dendritas y su espaciado juegan un papel preponderante sobre la velocidad de homogenización lo cual tiene un significado económico indudable.

La persistencia de la segregación interdendrítica durante los procesos termomecánicos posteriores a la solidificación es la responsable del llamado "bandeado" en los aceros donde al efecto de una concentración de elementos en forma inhomogénea, provenientes del proceso de solidificación se suman las transformaciones de fases en estado sólido las que están condicionadas por la composición local de las piezas. Ello se traduce en fuertes heterogeneidades de las propiedades mecánicas, lo que a su vez se traduce en serios problemas cuando se encaran trabajos de estampado, embutido, etc.

En resumen, el conocimiento de los mecanismos de solidificación es ya en la actualidad una necesidad imperiosa, si quieren ser obtenidos productos de calidad a partir de piezas y lingotes obtenidos por fundición.

REFERENCIAS

- (1) W.A. Tiller, K.A. Jackson, J.W. Rutter y B. Chalmers. Acta Met. 1953, vol. 1, 428.
- (2) H. Biloni y B. Chalmers. Trans. TMS-AIME 1965, vol. 233, p. 373.
- (3) W.T. Olsen y R. Hultgren. J. Metals 1950, vol. 2, 1323.
- (4) P. Duwez, R.H. Willens y W. Kement. J. Appl. Phys. 1960, 31, No. 6, 1136.
- (5) D. S. Kamenetskaya, E. P. Rakhmenova, E. P. Spektor. Dokl. Akad. Nauk SSSR 1962, vol. 142, p. 3.
- (6) J.W. Walker. Comunicación privada.
- (7) G. Nomarski y A.R. Weill. Rev. Met. 1955, vol. 52, p. 121.
- (8) V.G. Smith, W.A. Tiller y J.W. Rutter. Can. J. Phys. 1955, vol. 33, p. 723.
- (9) Papapetrou Zeitschrift für Kristallographie A 92, 89, 1935.
- (10) Vadilo. Growth of crystals. Consultants Bureau N.Y. 1959, vol. 2, p. 175.
- (11) K.A. Jackson, J.D. Hunt, D. Hulmann y Seward III. Trans. TSM-AIME 1966, 236, p. 149.
- (12) SO'Hara y W.A. Tiller. Trans. TSM-AIME 1967, 239, p. 497
- (13) K.A. Jackson. Liquid metals and solidification . ASM Seminar Cleveland 1958, p. 174.
- (14) K.A. Jackson. Growth and perfection of crystals. Ed. Doremus, J.W. & Sons 1958, 319.
- (15) K.A. Jackson y J.D. Hunt. Acta Met. 13, 1212, 1965.
- (16) G.S. Cole y G.F. Bolling. Referencias de Proceedings de Solidification and Casting Conference, Brighton 1967, ed. por J.I.S.I. ISI p. 110, 1968.
- (17) H. Utech y M.C. Flemings. Crystal growth. H.S. Peiser ed. p. 651, Pergamon Press 1967.
- (18) G.S. Cole. Trans. TSM-AIME 1967, vol. 239, p. 1287.
- (19) U.S. Patent Office 1938, No. 2, 116, 367.
- (20) G.S. Cole y G.F. Bolling. Trans. TSM-AIME 1967, 239, 1824.

- (21) R. S. Richards y W. Rostoker. Trans ASM 1956, 48, 884.
- (22) R. T. Southin. J. Inst. Metals 1966, 94, 401.
- (23) M. Ferrero y P. Ravizza. Revue de Met. 1960, 501.
- (24) W. A. Johnston, G. R. Kotler y W. A. Tiller. Trans. TMS-AIME 1963, 227, 890.
- (25) W. A. Johnston, G. R. Kotler, S. O'Hara, H. V. Ashcom y W. A. Tiller. Trans. TMS-AIME 1965, 233, 1856.
- (26) F. A. Crossley. Iron Age 1960, 186, 102.
- (27) W. Roth y M. Schippers. Z. Metall. 1956, 47, 78.
- (28) O. Scheaber. Mem. Sci. de la Rev. de Met. 1963, 60, 435.
- (29) G. S. Cole y G. F. Bolling. Trans. TMS-AIME 1966, 236, 1366.
- (30) B. Chalmers. "Principles of Solidification", J. Wiley & Sons N. Y. 1964.
- (31) F. R. Henzel. Trans. TMS-AIME 1937, vol. 124, p. 300.
- (32) T. F. Bower y M. C. Flemings. Trans. TMS-AIME 1967, vol. 239, p. 216.
- (33) H. Biloni y R. Morando. Trans. TMS-AIME 1968, 242, 1121.
- (34) H. Biloni. "The solidification of metals", ed J. I. S. I. (ISI p. 110), p. 74, 1968
- (35) D. Walton y B. Chalmers. Trans. TMS-AIME 1959, vol. 215, p. 447.
- (36) C. S. Smith. Trans. TMS-AIME 1948, vol. 175, p. 15.
- (37) H. Biloni y B. Chalmers. J. Materials Science 1968, 3, 139.
- (38) H. F. Bishop y W. S. Pellini. Foundry, 80, 86, 1952.
- (39) G. S. Cole. "Structure des lingots et transition basalitique-équiaxe", Grenoble, 1968.
- (40) G. S. Cole y G. F. Bolling. Trans. TMS-AIME 1965, vol. 233, 1568.
- (41) G. R. Kotler, G. S. Cole y G. F. Bolling. A publicarse.
- (42) M. C. Flemings. "Controlled Solidification". 12th Sagamore Army Materials Research Conf. 1966.

- (43) R. T. Southin. Trans. TMS-AIME 1967, 239, 220.
- (44) F. J. Kiss y H. Biloni. No publicado.
- (45) W. C. Winegard y B. Chalmers. Trans. ASM 46, 1214, 1954.
- (46) T. S. Plaskett y W. C. Winegard. Trans. ASM, vol. 51, 221, 1959.
- (47) G. S. Cole y G. F. Bolling. Trans. TMS-AIME 1969, vol. 245, p. 725.
- (48) B. Chalmers. J. Australian Inst. Met., 8, 255, 1963.
- (49) R. T. Southin. The Solidification of Metals. ed. J. I. S. I. (ISI P 110) 1968.
- (50) R. Morando, H. Biloni, G. S. Cole y G. F. Bolling. a publicarse en TMS-AIME.
- (51) D. R. Uhlmann, T. P. Seward III y B. Chalmers. Trans. TMS-AIME, vol. 236, 527, 1966.
- (52) G. S. Cole y G. F. Bolling. A publicarse.
- (53) M. C. Flemings. "Casting Metals". Science and Technology, Dec. 1968, No. 84, p. 12.
- (54) A. Cibula. J. Inst. of Metals, 1951-52, 80, 1.
- (55) E. L. Glasson y E. F. Emley. "The Solidification of Metals". Ed. J. I. S. I. (ISI P 110) 1968, p. 1.
- (56) P. B. Crossley, A. W. Douglas y L. F. Mondolfo. Idem p. 10.
- (57) G. A. Chadwick. Metals and Materials, marzo 1969, p. 77.
- (58) A. Cibula. J. Inst. of Metals 1949, 76, 321.
- (59) F. A. Crossley y L. F. Mondolfo. J. Metals 1951, 3, 1143.
- (60) R. T. Southin. J. Inst. of Metals 94, 401, 1966.
- (61) T. Araki. Trans. Nat. Res. Inst. Metals (Japon) 4, 89, 1962.
- (62) A. H. Freedman y J. W. Wallace. Trans. A. F. S. 65, 578, 1957.
- (63) D. H. Lane, J. W. Cunningham y W. A. Tiller. Trans. TMS-AIME 1960, 218, 986.

- (64) J. F. Wallace. *J. Metals* 15, 372, 1963.
- (65) M. C. Flemings y G. E. Nereo. *Trans. TMS-AIME*, 242, 1968, p. 42
- (66) W. V. Youdelis. The solidification of metals. Ed. J. I. S. I. (ISI P 110) 1968.
- (67) M. C. Flemings y G. E. Nereo. *Trans. TMS-AIME*, 239, 1967, p. 1449.
- (68) M. C. Flemings y G. E. Nereo, *Trans. TMS-AIME*, 242, 1968, p. 41.
- (69) M. C. Flemings y G. E. Nereo. *Idem*, p. 50.
- (70) F. Weinberg. *Trans. TMS-AIME* 1963, vol. 227, p. 223.
- (71) C. Leymonie. *Les traceurs radiactif en metallurgie physique*. Ed. Dunod Paris, 1960.
- (72) A. Kohn y J. Philibert. *Mem. Sci. Rev. Met.* 57 (1960) 291.
- (73) M. C. Flemings. "The Solidification of Metals". Ed. J. I. S. I. (ISI P 110) 1968
- (74) H. D. Brody y M. C. Flemings. *Trans. TMS-AIME* 236, 1966, p. 615.
- (75) T. F. Bower, H. D. Brody y M. C. Flemings. *Trans. TMS-AIME* 236, 1966, p. 624.
- (76) T. Z. Kattamis y M. C. Flemings. *Trans. TMS-AIME* 1965, 233, p. 992.
- (77) M. C. Flemings. *Modern Casting*. Julio 1964, p. 353.
- (78) H. Biloni, R. Di Bella y G. F. Bolling. *Trans. TMS-AIME* 239, 1967, 2012.
- (79) F. Weinberg y B. K. Buhr. The Solidification of Metals. Ed. J. I. S. I. (ISI P 110) 1968.
- (80) E. Schell. *Zeisch. für Metallk.* Vol. 34, 1942, p. 70.
- (81) W. G. Pfann. Zone Melting. John Wiley & Sons, N. Y. 1958.
- (82) H. Tresh, M. Bergeron, F. Weinberg y R. K. Buhr. *Trans. TMS-AIME*, 242, 1968, 853.
- (83) D. A. Meldford y D. A. Granger. "The Solidification of Metals". Ed. J. I. S. I. (ISI P 110) 1968.
- (84) C. Calvo y H. Biloni. *A publicarse*.
- (85) H. D. Doherty y D. A. Meldford. *J. I. S. I.*, vol. 204, p. 113.

- (86) R. D. Doherty y Feest. The Solidification of Metals. Ed. J. I. S. I. (ISI P 110) 1968.
- (87) Referencia (6) de (82).
- (88) G. P. Bolling y W. A. Tiller. J. Appl. Phys. 1961, 32, 2587.
- (89) D. Fainstein y H. Biloni. A publicarse.
- (90) T. S. Piwónka y M. C. Flemings. Trans. TMS-AIME 1966, 236, 1157.
- (91) P. E. Doherty y R. S. Davis. Trans. TMS-AIME 1961, 221, 797.
- (92) H. Biloni. Trans. TMS-AIME, 1967, 239, 926.