

04.74.19

C. N. E. A. Biblioteca	
ARCHIVO PUBLICACIONES	
Nº 1	AÑO 1974

COMISION NACIONAL DE ENERGIA ATOMICA

PMM/T-142

(Departamento de Metalurgia)

UNIVERSIDAD NACIONAL DE ROSARIO

FACULTAD DE INGENIERIA

SOLIDIFICACION DE METALES BAJO PRESION

ARNO MULLER

Tesis presentada para optar al título de Doctor en Ciencias

Director: Ing. Heraldo Biloni

1974

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

SOLIDIFICACION DE METALES BAJO PRESION

ARNO MULLER

Trabajo de tesis para la obtención del título de Doctor en Ciencias presentado ante la Universidad Nacional de Rosario, dentro de los propósitos del Programa Multinacional de Metalurgia del Programa Regional de Desarrollo Científico y Tecnológico de la O. E. A.

Departamento de Metalurgia  
Buenos Aires - Argentina

1974

A Edgard y Elvira, mis padres por su ejemplo  
A Lourdes mi esposa, Simone, Adriane, Michel  
y Alejandra,  
mis chicos, por su estímulo y compañía

# SOLIDIFICACION DE METALES BAJO PRESION

## AGRADECIMIENTOS

### I. OBJETIVOS DEL TRABAJO

### II. INTRODUCCION

#### 1. Teoría de la Solidificación de los Lingotes

##### A. Campo Térmico: Lingote ideal de Schwarz

##### B. Campo de Solute

- a) En aleaciones diluídas bajo condiciones impuestas de solidificación
- b) Campo de soluto en un lingote de Schwarz
- c) Influencia de la convección sobre la distribución de soluto en un lingote de Schwarz

##### C. Estructura de los lingotes

###### 1°) Colado del líquido

###### 2°) Eliminación del sobrecalentamiento

La convección como agitador mecánico

La convección como igualador de gradientes térmicos

###### 3°) Comienzo de la solidificación

###### a. Nucleación extensiva

###### a.1. Metales puros

###### a.2. Metales que contienen impurezas sólidas

###### 4°) Desarrollo de la estructura de los lingotes

###### a) Zona acoquillada o chill

Teoría de su formación

###### b) Solidificación de la zona columnar

###### c) Solidificación en la zona equiaxial

Teorías de la transición columnar equiaxial

###### 1) Formación de la zona pastosa

###### 2) Criterio de Veinik

###### 3) Teoría del sobreenfriamiento constitucional de Winegard y Chalmers

- 4) Teoría de "Big-Bang" de Chalmers
- 5) Teoría de Southin
- 6) Teoría de multiplicación cristalina

## 2. Solidificación de los Lingotes bajo Presión

### A. Influencia de las perturbaciones Termo-mecánicas sobre la Estructura de los Lingotes

- a) La presión como variable termodinámica
  - a.1. Compresibilidad de los líquidos
  - a.2. Punto de fusión
  - a.3. Energía de activación de cristalización
  - a.4. Solubilidad
- b) La presión como elemento de conformación
  - Influencia sobre la contracción radial del soluto
  - Influencia de la presión sobre la contracción axial del solido
  - Influencia sobre la recristalización en caliente
- c) Influencia de la presión sobre la extracción calórica
  - 1) Extracción a través de la superficie libre del líquido
    - Sistema punzón-matriz
    - Sistema de autoclave
  - 2) Extracción lateral de calor

### B. Metodos de solidificación bajo presión

- 1) Alta Presión
- 2) Baja Presión

## III. PARTE EXPERIMENTAL

### 1. Alta Presión

- A. Métodos de Alta Presión para Lingotes Polidireccionales
- B. Métodos de Alta Presión para Lingotes Unidireccionales

### 2. Baja Presión

- A. Métodos de Baja Presión para Lingotes Unidireccionales
- B. Métodos de Baja Presión para Lingotes Polidireccionales
- C. Medición de la Temperatura Interfacial Metal/Molde

#### IV. RESULTADOS Y DISCUSION

##### 1. Alta Presión

##### 2. Baja Presión

###### A. Lingotes unidireccionales

1. Determinación de la constante de Solidificación de Schwarz
2. Medición de la temperatura interfacial Metal/Molde
3. Propiedades mecánicas en lingotes de Aluminio solidificados unidireccionalmente bajo presión

###### B. Lingotes polidireccionales

1. Evolución de la temperatura en la interfaz Metal/Molde
  - a) Lingotes unidireccionales
  - b) Lingotes convencionales

#### V. CONCLUSIONES GENERALES

#### VI. SUGERENCIAS DE NUEVOS TRABAJOS

#### VII. BIBLIOGRAFIA

#### VIII. FIGURAS

#### IX. APENDICE I

#### APENDICE II

#### APENDICE III

#### APENDICE IV

## AGRADECIMIENTOS

- \* Al Ing. H. Biloni, Jefe del Grupo de Solidificación de la CNEA y Director del Programa Multinacional de Metalurgia, OEA-CNEA, por su apoyo y orientación durante el presente trabajo.
- \* A los colegas del Grupo de Solidificación: Sra. A.Fritzsche, Sra. E. Sarrate, D.Fainstein, A.Leyt, J.Abboud, E.Ruge, A.Morales, M.Solari, P.Lescano, R.R.Rosas y muy especialmente a H.Rafaelli, D.R. Morando, Balzaretti, F.Kiss y M.A.Audero, por el estimulante ambiente de discusiones que siempre mantuvieran con el autor, en todos los niveles y momentos.
- \* A la Comisión Nacional de Energía Atómica de la República Argentina a través de su Departamento de Metalurgia, por la infraestructura material e intelectual que posee y de la cual el autor disfrutó en su plenitud, dentro de su incomparable ambiente de libertad y respeto científico.
- \* A los funcionarios del Programa Multinacional, Sra. M.E.Farrando de Artigas y, especialmente, a O.Curotto, por su destreza y objetividad en el trato de los intrincados problemas que surgen durante la labor de Investigación.

## I. OBJETIVOS DEL TRABAJO

El estudio de la transferencia calórica en el sistema metal/molde tiene una indudable importancia científico-tecnológica, toda vez que es la determinante en la formación de las estructuras resultantes de los procesos en los que la solidificación es protagónica. La metodología de su estudio se divide en métodos analíticos exactos (1-7), analíticos aproximados (8-13) y no analíticos (14-18). Mientras que estos últimos pueden resolver casos específicos en forma exacta carecen de generalidad, por lo que solamente son aplicables a casos prefijados, generalmente a través de complicados programas de computación. Los métodos analíticos exactos son aquellos que dan resultados más generales pero a costa de simplificaciones de carácter físico en beneficio de una resolución matemática rigurosa. Una de las simplificaciones más serias es la de considerar el coeficiente de transmisión metal/molde,  $h_i$ , como infinito, esto es negar la existencia de una resistencia newtoniana en la interface metal/molde. Dentro de esta línea la solución más general corresponde a la planteada por Schwarz (2). En los últimos años y dentro del Programa Multinacional de Metalurgia, Biloni y sus colaboradores han aplicado con éxito este tipo de soluciones al estudio de diversos temas estructurales a la determinación del avance de una interface Sólido-Líquido en condiciones de solidificación unidireccional (19-22). Para ello desarrollaron métodos capaces de determinar en forma aproximada y como parámetro ingenieril valores correspondientes del coeficiente  $h_i$  (20). Sin embargo, hasta el momento no se ha considerado como variable operativa la presión aplicada durante la solidificación, la que debiera mejorar sensiblemente el contacto térmico metal/molde, es decir, aumentar el valor de  $h_i$ . El primer objetivo de este trabajo es determinar de qué manera la presión mejora la transferencia calórica en la interfaz metal/molde hasta lograr una eventual condición similar o cercana a la planteada por Schwarz.

En la literatura especializada (23-28) existen numerosos trabajos que intentan relacionar el efecto de la presión sobre las propiedades mecánicas de los metales y aleaciones analizados. Todos estos trabajos se refieren a lingotes de geometría convencional y el rango de presiones aplicadas durante el proceso, sea en escala de laboratorio o industrial es muy variado, desde algunas decenas hasta miles de atmósferas. Aunque existen algunas coincidencias respecto a los efectos de la presión sobre estructuras y propiedades el panorama de los mecanismos que actúan es muy confuso y sujeto a polémicas, incluyendo dudas sobre si el comienzo de la solidificación se realiza bajo la presión aplicada o esta comienza

a actuar sobre una estructura parcialmente formada. El segundo objetivo de la presente investigación es determinar claramente el efecto de la presión sobre las estructuras de solidificación resultantes, crecidas bajo diferentes rangos de presión, que se han de definir como "altas" y "bajas" y con geometrías unidireccionales y convencionales.

## II. INTRODUCCION

### 1) TEORIA DE LA SOLIDIFICACION DE LOS LINGOTES

#### A. Campo Térmico: Lingote ideal de Schwarz

Schwarz (2), completando con su trabajo las soluciones matemáticas usadas con anterioridad por Neumann (4), Saito (29), Lightfoot (5), Feild (30), y Grober (31), logró establecer un formulismo completo y coherente destinado a resolver los problemas térmicos de solidificación de un lingote que por sus condiciones de borde se puede considerar ideal.

En un lingote de Schwarz se deben cumplir las siguientes condiciones:

- 1°) a. La interfaz metal-molde es plana.
- b. El contacto es tan perfecto que no hay caída de temperatura en la interfaz metal-molde.
- 2°) a. La dimensión de la masa líquida en la dirección X es infinita, siendo x la dirección de crecimiento.
- b. La dimensión de la pared de la lingotera en la dirección X, también es infinita.
- c. En las demás direcciones no existe contacto entre metal y lingotera.
- 3°) a. En el instante  $t = 0$ , dentro de la masa líquida y en todos los puntos la temperatura es  $T_C$ . Temperatura de colada.
- b. En el instante  $t = 0$ , dentro de la pared de la lingotera y en todos los puntos la temperatura es  $T_0$ , temperatura inicial de la lingotera.
- c. No existe ninguna otra reacción exotérmica dentro de la masa líquida o entre ella y las paredes de la lingotera, salvo el calor latente de fusión.
- d. Los calores latentes correspondientes a puntos de transformación en el sólido son despreciados.
- 4°) No existen perturbaciones de la temperatura debidas a la convección.
- 5°) Las constantes térmicas de los materiales son constantes en relación a la temperatura. Se toman en cuenta las diferencias correspondientes al estado líquido, sólido y de la pared de la lingotera.

En base a estas condiciones se llegó a determinar todos los parámetros de la solidificación ideal de forma matemáticamente exacta. A continuación se dan las

La temperatura en el líquido (región 3):

$$T_3(x,t) = T_c - \frac{S}{\operatorname{erfc}(n\phi)} \left[ \operatorname{erfc} \left( \frac{x}{2\sqrt{a_3 t}} \right) \right] \quad (7)$$

El gradiente en el molde:

$$G_1(x,t) = \frac{T_f - T_0}{\left(1 + \frac{\operatorname{erf} \phi}{M}\right)} \left[ \exp \left( \frac{-x^2}{4a_1 t} \right) \right] \frac{1}{\sqrt{\pi a_1 t}} \quad (8)$$

El gradiente en el líquido:

$$G_3(x,t) = \frac{S}{\operatorname{erfc}(n\phi)} \left[ \exp \left( \frac{-x^2}{4a_3 t} \right) \right] \frac{1}{\sqrt{\pi a_3 t}} \quad (9)$$

El gradiente en el sólido:

$$G_2(x,t) = \frac{T_f - T_0}{\sqrt{\pi a_2 t}} \cdot \frac{\left[ \exp \left( \frac{-x^2}{4a_2 t} \right) \right]}{\left[ M + \operatorname{erf} \phi \right]} \quad (10)$$

La cantidad de calor absorbida por el molde:

$$\dot{Q}_1(x,t) = \frac{b_1(T_f - T_0)}{\sqrt{\pi t} \left(1 + \frac{\operatorname{erf} \phi}{M}\right)} \cdot \exp \left( \frac{-x^2}{4a_1 t} \right) \quad (11)$$

La cantidad de calor cedida por el sólido:

$$\dot{Q}_2(x,t) = \frac{b_2(T_f - T_0)}{\sqrt{\pi t} (M + \operatorname{erf} \phi)} \cdot \exp \left( \frac{-x^2}{4a_2 t} \right) \quad (12)$$

La cantidad de calor cedida por el líquido:

$$\dot{Q}_3(x,t) = \frac{b_3 \cdot S \cdot \exp \left( \frac{-x^2}{4a_3 t} \right)}{\sqrt{\pi t} \operatorname{erfc}(n\phi)} \quad (13)$$

El espesor de metal solidificado:

$$\epsilon = 2 \phi \sqrt{a_2 t} \quad (14)$$

La velocidad de solidificación:

$$V_s = \phi \sqrt{a_2/t} = 2 \phi^2 a_2 / \epsilon \quad (15)$$

La ecuación general de Schwarz es la siguiente:

$$\frac{\exp(-\phi^2)}{M + \operatorname{erf}(\phi)} - \frac{m S^* \exp(-n^2 \phi^2)}{\operatorname{erfc}(n\phi)} - \sqrt{\pi} H^* \phi = 0 \quad (16)$$

el valor  $\phi$  que es la raíz de la ecuación general, puede ser estimado a través del gráfico de la Fig.1, para el caso de Al colado en diversas lingoteras para  $T_0 = 20^\circ\text{C}$  (32). La tabla 1, da los valores de la constante  $\phi$ , para el caso de  $S = 0$  y  $n = 0$  (caso particular de Stefan), para la mayoría de los metales.

El campo térmico en los lingotes de Schwarz está muy bien definido y de forma matemáticamente exacta. El problema consiste en encontrar en los procesos convencionales un lingote que se adapte a las condiciones térmicas de Schwarz, porque los lingotes reales: 1°) mantienen un contacto íntimo con las paredes de la lingotera solamente mientras estén líquidos y asimismo la pared normalmente posee una capa de pintura protectora casi siempre aislante que constituye una barrera térmica importante; 2°) durante la colada y mismo durante la solidificación existen movimientos convectivos que pueden perturbar los gradientes en el líquido; 3°) la extracción de calor es normalmente polidireccional (paredes laterales, fondo y cabeza del lingote); 4°) el metal y la lingotera son normalmente finitos, con excepción del molde de arena que se comporta como semi-infinito; 5°) el frente de solidificación no siempre es plano, por razones de geometría y de inestabilidad debido al efecto resultante de gradientes de soluto delante de la interfaz, en el caso de aleaciones.

Schwarz (2) advirtió los principales problemas que se oponían a la aplicación práctica de su solución; sin embargo afirmó que podrían ser encontradas las condiciones cercanas a las ideales en lingotes de acero de altura suficiente como para considerar una región intermedia que no sufriera interferencia de los flujos de calor del fondo y de la cabeza durante el período anterior a la formación del gap de aire.

El mismo autor en un trabajo posterior (2) trató de hacer un modelo matemático para una zona sobreenfriada térmicamente de un lingote con una barrera térmica interfacial. Sin embargo, no lo pudo resolver completamente y hasta hoy no se ha logrado una solución exacta para este problema.

Adams (10) hizo la mejor aproximación al problema empleando la estructura matemática de Schwarz y un artificio en relación al coeficiente pelicular de la interfaz metal-molde. Su método fue expuesto de manera muy clara y sencilla en el trabajo de Reynolds (33). Esta solución deja de ser exacta para transformarse en una solución analítica aproximada (8).

Conclusiones sobre el lingote de Schwarz:

- 1°) el espesor solidificado es proporcional a la raíz cuadrada del tiempo de solidificación; para tiempo cero, espesor cero; no hay "tiempo muerto" de solidificación;
- 2°) la velocidad de solidificación decrece hiperbólicamente con la raíz cuadrada del tiempo de solidificación o con el espesor solidificado;
- 3°) la temperatura de la interfaz (metal-molde) es constante durante todo el proceso de solidificación;
- 4°) la constante  $\emptyset$  de solidificación decrece con el sobrecalentamiento, hasta un valor crítico ( $\emptyset = 0$ ), con el cual no hay más solidificación;
- 5°) la relación entre el gradiente y la velocidad de solidificación es una constante que depende del sobrecalentamiento, del tiempo y del valor de  $\emptyset$ ;
- 6°) el hecho de la necesidad de la existencia de una interfaz sólido-líquido plana impone la utilización de metales puros o eutécticos en los cuales no se producen inestabilidades ante gradientes positivos de temperatura en el líquido.

## B. Campo de Solutos

### a) En Aleaciones diluídas bajo condiciones impuestas de solidificación

Una interfaz plana sólido-líquido que avanza, provoca un campo de soluto adelante de la misma, incluso para metales considerados "puros". Esta idea es muy antigua y de ella se hablaba en los trabajos del siglo pasado (34) y los de inicio del actual (35).

Sin embargo su cuantificación solamente se produjo durante la década de 1950 en que Chalmers y su escuela (36) desarrollaron los modelos teóricos capaces de describir el resultado del avance de una interfaz sólido-líquido en una navicilla bajo condiciones controladas de solidificación:  $C_0$  = cantidad de soluto  $V_s$  = avance de la interfaz,  $G_3$  = Gradiente de temperatura en el líquido.

La concentración de soluto delante de la interfaz sólido-líquido está dada por la siguiente expresión:

$$C_l/C_0 = 1 + \left[ (1 - K_0)/K_0 \right] \left[ \exp(-V_s X/D) \right] \quad (17)$$

se puede ver que el apilamiento de soluto es mayor cuanto mayor la velocidad de desplazamiento de la interfaz  $V_s$  y cuanto menor el coeficiente de difusión  $D$ .

La temperatura de equilibrio correspondiente a las concentraciones de soluto, está dada por:

$$T_l = T_0 - m C_0 \left\{ \left[ 1 + (1 - K_0)/K_0 \right] \exp(-V_s X/D) \right\} \quad (18)$$

El gradiente delante de la interfaz que se fija arbitrariamente  $G_3$  provoca una distribución real de temperatura en el líquido:

$$T_3 = T_0 - m C_0 / K_0 + G_3 X \quad (19)$$

La diferencia entre la temperatura liquidus y la real, es el sobreenfriamiento.

Restando  $T_3$  de  $T_l$  y reemplazando el rango de solidificación:  $RS = m C_0 (1 - k_0)/k_0$  (20) la ecuación para el sobreenfriamiento delante de la interfaz queda:

$$\Delta T_s = (RS) \left( 1 - e^{-V_s X/D} \right) - G_3 X \quad (21)$$

Cuando se dan las condiciones de sobreenfriamiento en el sistema, la configuración de la interfaz cambia de plana a celular y luego a dendrítica, dependiendo de las condiciones de crecimiento. El sobreenfriamiento calculado por (21) es el máximo posible para una interfaz plana durante la solidificación. El valor real bajo un conjunto de condiciones dadas depende de la eficiencia de las células.

las o dendritas en reducir el sobreenfriamiento. Cualitativamente se puede esperar que la solidificación dendrítica provocaría una disminución del valor real de  $\Delta T_s$ , o sea, el  $\Delta T_s$  real se torna la diferencia entre la temperatura liquidus para una aleación de composición inicial y la temperatura real de la interfaz sólido-líquido.

Derivando (18) y (19), en relación a  $X$  e igualando las expresiones resultantes (para  $X = 0$ ), se obtiene la siguiente relación para la existencia de sobreenfriamiento constitucional:

$$\frac{G_3}{V_s} \leq - \frac{m C_0}{D} \left( \frac{1-K_0}{K_0} \right) \quad (22)$$

$$\delta \quad \frac{G_3}{V_s} \leq \frac{(R S)}{D} \quad (23)$$

Como  $D = 5 \times 10^{-5} \text{ cm}^2/\text{seg.}$ , el gradiente tiene que ser muy elevado, la velocidad muy baja y el metal muy puro, para evitar el sobreenfriamiento constitucional.

Una de las consecuencias de la distribución de soluto que produce el sobreenfriamiento constitucional es la segregación de las impurezas solubles y de las insolubles; estas últimas incluyen sólidos, líquidos y gases. El análisis del frente plano de solidificación predice que la composición será uniforme en el sólido, salvo en los transientes inicial y final. Este tratamiento supone transporte en el líquido solamente por difusión y nulo en el sólido. El otro caso extremo de mezcla completa fue tratado por Scheil (37) y Pfann (38), quienes concluyen que la mezcla completa en el líquido lleva a una macrosegregación importante en el sólido. Para que la agitación tenga un efecto pronunciado en la solidificación plana, ella debiera ser lo suficientemente fuerte para afectar la capa de soluto adyacente a la interfaz. Wagner (39) dedujo matemáticamente que la convección natural tiene efecto significativo solamente para velocidades de solidificación muy bajas.

Conclusiones sobre el campo de soluto en la solidificación controlada:

- 1°) El apilamiento de soluto delante de la interfaz sólido-líquido, existe aún para metales muy puros;
- 2°) El apilamiento es proporcional al coeficiente de difusión de la impureza en el líquido e inversamente a la velocidad de solidificación;

- 3°) Cuando el gradiente real del líquido es menor que el provocado por el apilamiento de soluto delante de la interfaz, el líquido se encuentra sobreenfriado constitucionalmente y la geometría de la interfaz se hace inestable;
- 4°) La composición de soluto a lo largo de la probeta no es constante, sino que aparecen diferencias de composición debidas al fenómeno de la microsegregación, lo que ocurre para el caso de una interfaz inestable. En el caso en que la interfaz permanezca plana ocurre una distribución de soluto a lo largo de la muestra que depende del modelo de solidificación; es decir, del tipo de mezcla en el líquido cuyos casos extremos son: mezcla completa, hipótesis de Scheil y Pfann, o mezcla sólo por difusión, hipótesis de Tiller y coautores (40).

b) Campo de soluto en un lingote de Schwarz:

La expresión (23) puede ser escrita de la siguiente manera:

$$G_3 \approx [RS/D] \cdot V_s \quad (24)$$

Teniendo en cuenta los valores del Rango de Solidificación normales (mayores que 1°C), de la constante de difusión y para las velocidades de solidificación existentes en los lingotes ( $10^{-2}$  a  $10^3$  cm/s.) se llega a la conclusión que el gradiente térmico delante de la interfaz deberá ser mayor que  $0,2 \times 10^3$ °C/cm para los lingotes lentos y de  $0,2 \times 10^8$ °C/cm, para los lingotes rápidos.

Volviendo a la expresión

$$G_3 = S/\sqrt{\pi a_3 t} \cdot \text{erfc}(\phi) \quad (9)$$

y considerando las condiciones normales existentes en los lingotes: difusividad térmica ( $a_3 = 0,5$  a  $1,0$  cm<sup>2</sup>/s), constante de solidificación ( $\phi = 10^{-2}$  para arena y  $0,7$  para molde refrigerado), la  $\text{erfc}(\phi) = 0,7$  y  $1,0$  respectivamente, daría para el gradiente, las siguientes expresiones extremas:

$$G_3 \approx S/\sqrt{t} \quad (25)$$

$$G_3 = 0,57 S/\sqrt{t} \quad (26)$$

lo que demuestra que el gradiente real tiene valores muy inferiores que los previstos por la expresión (24), para tiempos significativos y sobrecalentamientos entre 10 y 150°C.

Conclusión: Para un lingote que cumple las condiciones de Schwarz, siempre que haya soluto presente, habrá sobreenfriamiento constitucional.

c) Influencia de la Convección sobre la distribución de soluto en un lingote de Schwarz

Llamando  $X \cdot V_s / D_y = x$ , y dando valores enteros a la expresión (17), se puede calcular la distribución de soluto para distintos valores de  $x$  los que están tabulados a continuación:

x	exp $(- X V_s / D)$	X, cm
1	0,367	1.D/V <sub>s</sub>
2	0,135	2.D/V <sub>s</sub>
3	0,049	3.D/V <sub>s</sub>
4	0,0180	4.D/V <sub>s</sub>
5	0,0067	5.D/V <sub>s</sub>

El valor  $D/V_s$  se llama "distancia característica" y se puede ver que después de 5 distancias características la concentración bajó a un nivel despreciable.

El valor de  $V_s$  en los lingotes varía entre  $10^{-2}$  cm/s ("lentos") y  $10^3$  cm/s ("rápidos"), y como  $D = 5 \cdot 10^{-5}$  cm<sup>2</sup>/s, los valores de X correspondientes son:

Lingotes "lentos" : a)  $X = 5 \cdot D / V_s = 25 \cdot 10^{-5} / 10^{-2} = 2,5 \cdot 10^{-2}$  cm

b)  $X = 1 \cdot D / V_s = 5 \cdot 10^{-5} / 10^{-2} = 5,0 \cdot 10^{-3}$  cm

Lingotes "Rápidos": a)  $X = 5 \cdot D / V_s = 25 \cdot 10^{-8}$  cm

b)  $X = 1 \cdot D / V_s = 5 \cdot 10^{-8}$  cm

o sea: la acumulación de soluto, prácticamente se anula a  $2,5 \cdot 10^{-2}$  cm de la interfaz para lingotes lentos, mientras en los rápidos se anula mucho antes, es decir, a  $5 \cdot 10^{-8}$  cm.

Si los movimientos convectivos en el líquido no son muy importantes, la capa límite de flujo laminar es grande comparada con los valores calculados arriba y no habrá interferencia de la convección sobre la distribución de soluto delante de la interfaz, es decir, la acumulación sería controlada por un proceso de difusión clásica.

Según Pfann (38), los valores de la capa límite de flujo laminar están entre  $10^{-1}$  cm para líquidos poco agitados y de  $10^{-3}$  cm para líquidos agitados vigorosamente. Es decir, la convección tiene influencia despreciable en la distribución y apilamiento de soluto delante de la interfaz. Esto está confirmado por los cálculos de Wagner (39), que muestran que la convección natural no altera el perfil de concentración cuando la velocidad de crecimiento es del orden de 0,01 cm/s; hay que bajarla a 0,001 cm/s para que el coeficiente de partición efectivo ( $K_{eff}$ ) llegue a 0,30. Ello significa que en este nivel de velocidades, sí influye la convección natural. En este caso el valor de  $\bar{X}$  sería de 2,5 mm).

### C. Estructura de los lingotes.

Según lo visto anteriormente para el caso de un lingote ideal de Schwarz, la relación  $G_3/V_S$  es constante en relación al tiempo, por lo que dadas las condiciones iniciales el Sobreenfriamiento Constitucional debiera ser constante. Ello debiera traducirse para aleaciones en una morfología de la interfaz inestable pero constante.

En el caso de un lingote real, la estructura macroscópica está formada fundamentalmente por 3 zonas: 1) una zona de granos equiaxiales finos ubicados en el perímetro de contacto con el molde, que lleva el nombre de zona acoquillada o "chill"; 2) una zona de granos columnares que crecen a partir de la zona anterior y cuya dirección de crecimiento tiende a coincidir con el flujo máximo de calor, radial en el caso de lingotes cilíndricos; 3) una zona de granos equiaxiales de mayor tamaño que la exterior que ocupa la parte central del lingote. No necesariamente deben estar presentes las 3 zonas, pudiendo faltar una o dos de ellas. Por ejemplo, es posible obtener un lingote 100% columnar o 100% equiaxial.

A continuación se discutirá el origen y desarrollo de dichas regiones en los lingotes reales.

El proceso de Solidificación de lingotes reales se puede dividir en varias etapas: 1°) colada del líquido; 2°) eliminación del sobrecalentamiento; 3°) inicio de la solidificación; 4°) desarrollo de la estructura del lingote.

#### 1°) Colada del líquido

La colada del líquido tiene importancia en el sentido de que imprime un movimiento convectivo muy fuerte que influye fuertemente en la eliminación del sobrecalentamiento de colada. Si se mantiene la turbulencia de colada artificialmente, se puede evitar la formación de una capa solidificada y el líquido se enfría uniformemente sin gradientes térmicos en su interior. El resultado es la formación de un lingote con estructura equiaxial.

Desde otro punto de vista, la colada se dá en un tiempo finito que muchas veces complica la aproximación matemática del problema, debido a la interacción del líquido con las paredes de la lingotera, cuando todavía no se ha colado todo el líquido.

#### Resumiendo

- a) el movimiento convectivo natural o forzado tiende a producir un "tiempo muerto" de inicio de solidificación, no previsto en el lingote ideal;
- b) el movimiento convectivo forzado, induce a la eliminación del gradiente en el líquido que puede provocar una solidificación de tipo equiaxial;
- c) el tiempo de colada es finito, dificultando la aproximación matemática de la solidificación.

#### 2°) Eliminación del sobrecalentamiento

La forma en que se elimina el sobrecalentamiento depende del gradiente existente en el mismo; con gradientes bajos (baja extracción de calor, alta conductividad térmica del líquido ó agitación); la mayoría del sobrecalentamiento es eliminado sin solidificación simultánea la que comienza por nucleación extensiva en la masa líquida. Con gradientes altos, la porción líquida cerca de la interfaz metal-molde llega antes a la temperatura de nucleación, iniciándose la nucleación en las paredes, mientras el centro se mantiene con temperaturas elevadas; en este caso la eliminación del sobrecalentamiento se da de forma simultánea con la solidificación del metal.

### La convección como agitador mecánico

El momento convectivo de la colada y aún la convección natural posterior tiene un efecto importante al posibilitar la distribución de los granos nucleados copiosamente o por mecanismos de multiplicación en la zona chill (19-20) hacia zonas interiores del lingote donde pueden sobrevivir si las condiciones térmicas del sistema lo permite.

### La convección como igualador de gradientes térmicos

Es conocido el efecto refrigerante que tiene la convección de un fluido sobre una superficie metálica. Su función es de transporte de energía de un punto a otro de la masa y con esto logra igualar los gradientes térmicos fuera de la capa límite de flujo laminar.

### 3°) Comienzo de la solidificación

El inicio de la solidificación de los metales, consiste en un proceso de nucleación de cristales que comienzan luego a crecer. La forma en que se distribuyen estos centros en la masa líquida es también un problema de extracción de calor, conforme a lo visto en la eliminación del sobrecalentamiento.

Se pueden individualizar dos procesos distintos de nucleación: a) Nucleación extensiva, en el cual toda la masa se encuentra a la temperatura de nucleación; y b) nucleación dinámica, cuando solamente parte de la masa líquida se encuentra en la temperatura de nucleación debido a la existencia de un gradiente térmico en el sistema. Es en este caso que se forma la zona chill.

#### a) Nucleación Extensiva

##### a.1. Metales Puros

Si todo el volumen de metal líquido fuera enfriado hasta su temperatura de nucleación al mismo tiempo, el tamaño de grano resultante podría ser descrito por una expresión del siguiente tipo (41):

$$T.G \propto V_s / N \quad (28)$$

donde,  $N$  es la frecuencia de nucleación de nuevos granos en el líquido y  $V_s$ , la

velocidad de crecimiento de estos granos. Como  $V_s$  y  $N$  son dependientes de la temperatura, el tamaño de grano en metales puros depende del sobreenfriamiento en el líquido en el momento en que ocurre la transformación. La velocidad de crecimiento de una esfera en un líquido sobreenfriado a una temperatura  $T$  y que intercambie calor solamente consigo mismo (adiabático), es (42):

$$V_s = \phi \sqrt{a_3/t} \quad (29)$$

donde  $\phi$  es la constante de solidificación sacada de la ecuación siguiente: (42)

$$\phi \exp \phi^2 \operatorname{erfc}(\phi) = C_{p3} [U/H_f] (\sqrt{\pi}) \quad (30)$$

y que se encuentra resuelta gráficamente para el caso del Al puro para sobreenfriamientos de hasta  $200^\circ$ , en la Fig.2. La curva de esta Fig. puede ser representada de forma aproximada por la expresión  $\phi = 17,5 \times 10^{-4} \times U$ , y la velocidad de crecimiento sería entonces:

$$V_s \approx 17,5 \times 10^{-4} \times U \times t^{-1/2} \quad (31)$$

Tumbull & Hillig (43), describen experimentalmente la velocidad de crecimiento a través de la fórmula:

$$V_s = A U^{1,75 \pm 0,05} \quad (32)$$

donde,  $A$  es una constante aproximadamente proporcional a la fluidez del metal y  $U$  es el sobreenfriamiento. Esta expresión experimental tiene valor mucho más elevado que la teórica y son confirmadas por experiencias de Rosenberg & Winegard (44), que miden velocidades de crecimiento de 3 a 25 cm/s en estaño sobreenfriado 3 y  $10^\circ\text{C}$ , respectivamente. Según Chalmers et al (45), la velocidad de crecimiento depende fuertemente de las paredes del recipiente experimental utilizado; toda vez que la velocidad puede ser de dos a tres veces mayor en la periferia que en el centro. Esto demuestra que no se tratan de experimentos adiabáticos.

La frecuencia de nucleación de líquidos puros sobreenfriados a una temperatura  $T$ , está dada: (41)

$$N = [nKT/h] \left\{ \exp - \left[ (16\pi T_f^2 \sigma^3 / 3 H_f^2 U^2 + \Delta F_a) / KT \right] \right\} \quad (33)$$

donde  $N$ , es la frecuencia de nucleación por unidad de volumen,  $n$  el número de átomos por unidad de volumen,  $k$ ,  $T$ ,  $h$ ,  $H_f$ ,  $T_f$  y  $U$ , los valores habituales,  $\sigma$  energía interfacial sólido-líquido,  $\Delta F_a$  energía de activación para la autodifusión en el líquido. Como para un dado metal, los parámetros son constantes, la velocidad de nucleación de un metal puro puede ser escrita por:

$$N \propto \exp -C / U^2 \quad (34)$$

La nucleación y el crecimiento son ambos dependientes del sobreenfriamiento. El desprendimiento de calor de cualquiera de los dos mecanismos puede afectar la velocidad del otro.

a.2. Metales que contienen impurezas sólidas

Turnbull (46), demostró que el sobreenfriamiento necesario para la nucleación espontánea en metales puros (libres de impurezas sólidas), es mucho mayor que el necesario para metales impuros. El efecto de las impurezas es reducir el total de energía necesario para la formación de una interfaz sólido-líquido. La ecuación de la velocidad de nucleación de un metal impuros es:

$$N' \propto \exp -C f(\theta) / U^2 \quad (35)$$

donde  $f(\theta)$  es una función del ángulo de mojado entre el líquido y el substrato. Asociado a cada ángulo de mojado  $\theta$  existe un sobreenfriamiento característico en el cual la velocidad de nucleación se torna apreciable. Si el líquido posee más de un nucleante, opera solamente el más eficiente toda vez que el máximo sobreenfriamiento obtenible es justamente el necesario para que opere el nucleante más eficiente, o sea, el que tiene el menor ángulo de mojado. La velocidad de nucleación por unidad de volumen es igual a  $I n_{\theta_1}$ , donde  $n_{\theta_1}$  es el número de partículas presentes en el líquido con el ángulo de contacto  $\theta_1$ /unidad de volumen. La velocidad de nucleación por unidad de volumen es pues:

$$N' \propto n_{\theta_1} \left[ \exp -C f(\theta) / U^2 \right] \quad (36)$$

donde  $f(\theta)$  se refiere al catalizador más eficiente en el líquido

#### 4°) Desarrollo de la estructura de los lingotes

##### a) Zona acoquillada o "chill"

###### Teorías de su formación

La Teoría de la "nucleación copiosa" explica la formación de la zona acoquillada, por la acción refrigerante del molde sobre la porción de líquido que entra en contacto con la misma durante los momentos iniciales de la coldada, y que hace descender fuertemente la temperatura hasta un punto inferior al de fusión, originándose una situación de líquido sobreenfriado metaestable. El proceso de nucleación sería el de nucleación por sobreenfriamiento térmico, cuyo grado dependería de la potencia de los nucleantes presentes. Los núcleos así formados crecerían con una velocidad proporcional al sobreenfriamiento logrado por el choque térmico con las paredes, hasta que la liberación del calor latente de solidificación hiciera recuperar la temperatura de fusión en la zona afectada por el choque térmico. (Esta sería la explicación del fenómeno de "recalescencia térmica" que se observa cuando se pone una termocupla en esta región). El proceso terminaría cuando los cristales se tocaran formando el borde de los granos de la zona acoquillada.

El grado de sobreenfriamiento térmico  $U$ , para un lingote ideal es dado por:

$$U = (T_0 - MS) / (M + 1) \quad (37)$$

obtenido a través del empleo de la metodología de Schwarz, considerando que el líquido se mantenga metaestable durante un tiempo muy largo (Apéndice II). En la Fig.3 se encuentra la solución gráfica de la ecuación (37) en función de  $M$ , para diversos sobrecalentamientos, y en la Fig.4 se puede apreciar la influencia de los mismos parámetros sobre la extensión de la zona metaestable para el caso del Al puro colado con  $S = 60$  °C.

Para Chalmers (36), el mecanismo de la nucleación copiosa es el fundamental para la formación de la zona acoquillada y propone las siguientes variantes complementarias del mecanismo:

- 1°) Para una velocidad de extracción de calor determinada, el número de núcleos que se forman aumenta a medida que la potencia del nucleante presente aumenta, o sea, a medida que el sobrecalentamiento requerido para la nucleación disminuye.

- 2°) Consecuentemente, el número de granos nucleados aumenta con la extracción calórica a través de las paredes del molde.
- 3°) El número de granos nucleados será menor cuanto mayor el sobrecalentamiento.
- 4°) El movimiento del líquido, particularmente el turbulento que ocurre durante la operación de colada, tenderá a decrecer el tamaño de grano al exponer más partículas nucleantes al enfriamiento que ocurre en las adyacencias de las paredes del molde.

Biloni y Chalmers (47), haciendo experimentos con gotas de Al-Cu han determinado que este mecanismo puede ser el actuante dentro de las condiciones experimentales adoptadas por ellos teniendo en cuenta la densidad de núcleos predendríticos presentes en las muestras, lo que evidencia el choque térmico impuesto.

El origen y el tamaño de grano resultante en la zona acoquillada no es solamente un problema de sobreenfriamiento térmico en condiciones estáticas de crecimiento, afirman Bowers y Flemings (48), sino que la turbulencia del llenado puede romper la estructura dendrítica formada y hacer que ramas partidas sean llevadas por la corriente de líquido hasta regiones distantes de su lugar de formación, constituyéndose en nuevos núcleos de crecimiento. Este mecanismo lleva el nombre de "mecanismo de multiplicación" y se contrapone al anterior que afirma ser la nucleación por sobreenfriamiento térmico.

El grado de operatividad del mecanismo de multiplicación puede cambiar en función del choque térmico que provoca el molde, como lo demostraron Biloni y Morando (19), repitiendo la metodología experimental de Flemings y Bowers sobre una pared de la lingotera pintada con negro de humo, excepto en un sitio en forma de cruz. Las conclusiones a que llegaron dichos investigadores es la siguiente: el mecanismo de multiplicación es predominante en condiciones de baja extracción de calor (región pintada con negro de humo), mientras el mecanismo de nucleación copiosa existe en condiciones de fuerte extracción de calor (región de la cruz), revelado por la existencia de regiones predendríticas que alteran visiblemente la macroestructura de la lámina.

Posteriormente Biloni y Prates (20), ampliaron el panorama al estudiar cuantitativamente la influencia del coeficiente de transmisión calórica ( $h_i$ ) y de la microgeometría del molde sobre el choque térmico, cuantificado a través de la densidad de los núcleos predendríticos, llegando a la conclusión que su valor aumenta con el cuadrado de  $h_i$  e inversamente con la rugosidad en la potencia 0,26,

para el caso de aleaciones Al-Cu, sobre molde de cobre. Finalmente, correlacionaron la operatividad de los mecanismos en función de la turbulencia del líquido, afirmando que por encima de un valor de  $h_i = 0,06 \text{ cal/cm}^2\text{°C.seg}$ , no son efectivos los mecanismos de multiplicación, mismo en presencia de un régimen turbulento, el que corresponde a la zona desnuda de las experiencias de Biloni y Morando. Para valores de  $h_i$  menores que  $0,05 \text{ cal/cm}^2\text{°C.seg}$ , la transición laminar-turbulento del flujo de líquido, aumenta considerablemente la operatividad del mecanismo de multiplicación.

#### b) Solidificación en la Zona Columnar

Las condiciones térmicas en un lingote de metal puro después de formada la zona Chill, están representadas en la Fig.5. Mientras el gradiente en el líquido es positivo, el sobreenfriamiento en el líquido es el necesario para el crecimiento de los granos de la zona chill. El sobreenfriamiento para el crecimiento es menor que para la nucleación de nuevos granos delante de la interfaz; consecuentemente, la solidificación continúa y se completa con el crecimiento de los granos ya existentes en el sentido de la extracción de calor, lo que da origen a los granos columnares.

El origen y desarrollo de la estructura columnar así como la textura a que da lugar ha sido exhaustivamente estudiado por Walton y Chalmers (49).

#### c) Solidificación en la Zona Equiaxial

La zona Equiaxial presenta las siguientes características: 1) Está formada por granos sin una dirección preferencial de crecimiento y su distribución puede ser:

- 1) ocupar prácticamente la totalidad del volumen del lingote, en el caso de moldes de muy baja extracción calórica o cuando el sobrecalentamiento es muy pequeño; b) ocupar la zona central del lingote, a continuación de la zona columnar en los casos comunes.
- 2) La convección forzada del líquido durante la solidificación favorece la formación de una fina estructura equiaxial. En este caso los autores coinciden en que el mecanismo de multiplicación por roturas de las ramas dendríticas es el responsable de la creación de nuevos centros de crecimiento cristalino.

En el caso de colada y solidificación convencionales, la transición columnar-equiaxial ha sido objeto de polémica y numerosas teorías coexisten. Se dará a continuación un resumen de las mismas.

### Teorías de la Transición Columnar-Equiaxial

#### 1) Formación de la Zona Pastosa

Numerosos autores han realizado trabajos experimentales en lingotes de diversas aleaciones de Al, Fe, Cu, etc., y han obtenido resultados que fueran extrapolados de manera de prever en qué condiciones se produce la transición columnar-equiaxial. Fundamentalmente dichos trabajos pertenecen a Matuschka (58), Roth (51), Ruddle (52), Pellini (53) y Veinik (26). Las curvas de enfriamiento tomadas en diversos puntos de los lingotes inducen a la conclusión de que la solidificación se caracterizaría por un proceso de avance de dos "olas de temperatura" correspondientes la primera a la temperatura de la línea "liquidus" de la aleación considerada y la segunda correspondiente a la línea "solidus" de la misma. La solidificación se iniciaría en un punto, al pasar por él la primera "ola de temperatura" y terminaría al pasar la segunda, por el mismo punto.

Según dichos autores, en un lingote hay 3 zonas distintas (para una aleación con rango de solidificación): una completamente sólida cerca de las paredes de la lingotera; otra completamente líquida en el centro de la misma y una tercera, pastosa, situada entre las dos anteriores, compuesta de cristales sólidos con líquido. La Fig.6 obtenida por Pellini et al (53), muestra claramente las posiciones relativas de estas curvas. Según la misma, durante los minutos 24 y 29 toda la pieza fundida en arena estaría en un estado de solidificación parcial. En las velocidades de solidificación normales (moldes metálicos o de arena), las dos "olas térmicas" están casi siempre separadas por un espacio que depende de la extracción de calor. Dicha separación llega a valer la mitad del espesor de la pieza cuando son coladas en arena, mientras es relativamente pequeña cuando el molde es metálico.

Otro parámetro importante es el rango de solidificación, conforme lo indica la Fig.7, hecha con datos de acero al carbono que demuestra que a medida que aumenta el tenor de C, aumenta el rango de solidificación y también la separación entre las dos "olas".

El espesor de la zona pastosa disminuye por cualquier factor tendiente a

aumentar el gradiente delante de la interfaz que pueden ser los siguientes: baja conductividad térmica del metal, alta extracción de calor y alto punto de fusión y sobrecalentamiento elevado. Los metales ligeros de baja densidad, por sus elevadas conductividades térmicas deberían presentar pues una zona pastosa muy ancha.

Las inferencias que obtienen estos autores de los resultados anteriores consisten en que una "zona pastosa" estrecha favorecería una solidificación de tipo columnar mientras que una "zona pastosa" ancha induciría una transición columnar equiaxial mucho más temprana.

## 2) Criterio de Veinik

Veinik (26), define un número empírico  $V_2$  que correlaciona el Rango de Solidificación de una Aleación (R.S.) con la intensidad de refrigeración a que se encuentra sometido el lingote:

$$V_2 = (RS) / \Delta T_2 \quad (38)$$

donde el R.S. es un parámetro fijado por la aleación elegida y  $\Delta T_2$  depende de la refrigeración (extracción de calor).

Según este criterio la solidificación será del tipo Columnar cuando:

$$V_2 \ll 1 \quad (39)$$

y sería Equiaxial, cuando

$$V_2 \gg 1 \quad (40)$$

Este parámetro indica que la solidificación será Columnar: 1°) cuando el rango de solidificación tienda a cero (metales puros); 2°) la temperatura de fusión sea muy elevada; 3°) la resistencia térmica interfacial y del molde sean muy bajas; y 4°) el metal sea de muy baja conductividad térmica.

La transición se daría cuando el número de Veinik fuera muy cerca de 1.

La ventaja de este criterio es su sencillez en primer lugar y segundo, la posibilidad de poder computar la resistencia interfacial metal-molde y también lingoteras de espesor finito. Su gran desventaja es la imposibilidad de compu-

tar el efecto de sobrecalentamiento en la transición de la estructura. Se trata de un criterio eminentemente empírico útil para la práctica industrial.

3) Teoría del Sobreenfriamiento Constitucional de Winegard y Chalmers (54)

Según los autores citados, cuando las condiciones de solidificación sean tales que provoquen en frente de la interfaz un grado de sobreenfriamiento constitucional muy grande, habría condiciones para la formación de granos nucleados heterogéneamente y que podrían dar origen a la zona equiaxial de los lingotes.

4) Teoría del "Big-Bang" de Chalmers (55)

Chalmers propone el siguiente mecanismo para la formación de los granos equiaxiales: todos los granos presentes en el lingote se forman en los momentos iniciales por sobreenfriamiento térmico del líquido en contacto con las paredes del molde. Parte de estos granos forman la zona acoquillada, otra parte crece hacia el interior formando los granos columnares y una tercera parte migra hacia el centro del lingote donde sobreviven gracias al sobreenfriamiento constitucional existente delante de la interfaz. El crecimiento de estos granos que nadan en el líquido sobreenfriados constitucionalmente llegan a constituir una red que con sus respectivos campos de difusión detiene el avance de los granos columnares.

5) Teoría de Southin (56)

El mecanismo de Southin, prevee la formación de granos a partir de la superficie libre del líquido que debido a la radiación al exterior bajaría la temperatura a niveles suficientes para propiciar la nucleación por sobreenfriamiento térmico de granos, los que después decantarían en el líquido, pudiendo ocupar la posición de los granos equiaxiales. La evidencia que presenta Southin (57) de actuación de su mecanismo, está en la presencia de los granos tipo "cometa".

Desde luego, este es un mecanismo posible y probable cuando la extracción de calor por las paredes de la lingotera es muy pequeño (caso de la solidificación dentro del crisol de colada) y por lo tanto comparable a la extracción de

calor por la parte superior del lingote. Este mecanismo puede ser evitado en la práctica con la utilización de "cabezas calientes" en los lingotes.

#### 6) Teoría de multiplicación cristalina

Estas teorías (58-59) están basadas en la suposición de que las ramas dendríticas secundarias pueden ser pasibles de una refusión localizada y llevadas a puntos distintos del lingote por corrientes convectivas, donde crecerían deteniendo el avance de la zona columnar.

Es muy probable que en los lingotes convencionales la mayoría de los mecanismos propuestos actúen de forma simultánea y solamente en casos especiales de forma preponderante. En este sentido, es interesante resaltar la serie de experimentos críticos realizados por Morando y coautores (60), que obtuvieron resultados con lingotes cilíndricos de diversas aleaciones de Al-Cu, con volúmenes crecientes y en los cuales trató de eliminar las pérdidas calóricas superiores con una cabeza caliente y la convección por medio del campo magnético. Las conclusiones obtenidas fueron las siguientes:

- 1°) Utilizando cabeza caliente y campo magnético, la estructura fue 100% columnar, aún a muy bajos sobrecalentamientos.
- 2°) El empleo de campo magnético solamente, provocaba la formación de una zona equiaxial central para lingotes grandes (5 litros) aún para sobrecalentamientos de 150°C.
- 3°) El empleo programado de campo magnético y cabeza caliente dió por resultado determinar que el mecanismo operativo principal es el de Big-Bang.

Los resultados de los puntos 2°) y 3°), unidos al hecho que el mecanismo de Winegard y Chalmers fue desechado para lingotes convencionales debido a los trabajos de Biloni y Chalmers (61), hace afirmar a Morando y coautores (60) que los mecanismos principales en condiciones convencionales de colada y convección natural son el Southin y el de Big-Bang. El mecanismo de multiplicación sería operante en la formación de granos en la zona chill y para condiciones de convección forzada frente a los granos columnares.

## 2. SOLIDIFICACION DE LINGOTES BAJO PRESION

### A. Influencia de las perturbaciones termo-mecánicas sobre la Estructura de los lingotes

Se consideran perturbaciones termo-mecánicas todos los efectos térmicos que puedan provenir de la aplicación de esfuerzos mecánicos sobre líquidos que solidifican.

La aplicación de un esfuerzo mecánico sobre líquidos que solidifican, actúa de 3 maneras distintas:

- a) como variable termodinámica;
- b) como elemento de conformación;
- c) como extractor de calor.

Estas 3 funciones que cumple la presión aplicada, no aparecen necesariamente todas juntas; depende del sistema de presión utilizado. A continuación se analizará cada una de estas funciones.

#### a) La presión como variable Termodinámica

El efecto de la presión sobre el punto de fusión de los líquidos es algo conocido desde la fórmula de Clapeyron. Recientemente Epanchintsev (62), publicó un resumen de la influencia de la presión sobre la solidificación de líquidos y que puede ser traducida en las siguientes expresiones:

a<sub>1</sub>) Compresibilidad de los líquidos:

$$V-V_0 = N V_0 \exp \left[ -(U_0 + P V_0) / K T \right] \quad (41)$$

o sea: el volumen "libre" del líquido ( $V-V_0$ ), está relacionado exponencialmente con la presión externa  $p$ , donde  $U_0$  es el trabajo de formación de un "hueco" sin presión,  $N$  el número de átomos del líquido;  $v_0$ , el volumen de un "hueco";  $T$ , la temperatura absoluta.

La ecuación (41), muestra que los líquidos son mucho más compresibles en las primeras 200-300 atm. aplicadas, que durante la aplicación de presiones mayores posteriores.

La compresibilidad a 500-600 atm. es solamente de 1/10 de la compresibilidad a presión atmosférica; además hay muchos líquidos que a este nivel de presiones exhiben compresibilidades comparables a la de los sólidos.

a2) Punto de fusión:

$$dP/dT = T_f (1/\rho_3 - 1/\rho_2) / H_f \quad (42)$$

esta es la ecuación de Clapeyron y relaciona la variación del punto de fusión con la presión aplicada.  $H_f$ , es el calor de fusión y  $\rho_3$ ,  $\rho_2$ , las densidades del líquido y sólido respectivamente. Se puede ver que para líquidos que expanden al solidificar, el punto de fusión aumenta con la disminución de la presión, mientras que en los líquidos que contraen al solidificar, el punto de fusión aumenta con la presión. Para el caso del Aluminio,  $dT/dP = 13,5 \times 10^{-3} \text{C/atm.}$ , lo que indica que serían necesarias cerca de 2000 atm. para obtener un cambio de  $20^\circ\text{C}$  en el punto de fusión.

a3) Energía de activación de cristalización

$$E = E_0 (1 + \beta p) \quad (43)$$

o sea; la energía de activación de cristalización  $E$ , es proporcional a la energía unitaria de cristalización  $E_0$ , a la presión aplicada  $p$ , y a un factor  $\beta = 10^{-3} \text{ atm}^{-1}$  para betol).

Esto muestra que la presión tendería a aumentar la energía de activación de cristalización con la presión.

a4) Solubilidad

La ecuación de Schroeder para la solubilidad en aleaciones binarias, está dada por:

$$\log x = \frac{1}{2} \cdot H_{fa} \left[ (1/T_{fa}) - (1/T) \right] \quad (44)$$

donde  $x$  es la concentración molar,  $H_{fa}$ , el calor latente de fusión y  $T_{fa}$  el punto de fusión del elemento  $a$  y  $T$  es el punto de fusión a presión atmosférica del elemento  $a$ .

b) La presión como elemento de conformación

La presión como elemento de conformación es importante bajo dos aspectos

que interesan a este trabajo: 1) retarda la contracción del sólido formado y 2) provoca la recristalización de la estructura, debido a la deformación en caliente.

#### Influencia sobre la contracción radial del sólido

La contracción que sufre una pieza en estado sólido es consecuencia del enfriamiento de la cáscara exterior que intercambia calor con las paredes de la matriz. Si la presión aplicada es superior a la resistencia mecánica que ofrece la cáscara exterior en un dado momento, no hay contracción sino que la pieza permanece aplastada contra la matriz. A medida que pasa el tiempo, el espesor de cáscara aumenta al mismo tiempo que baja de temperatura, aumentando consecuentemente su oposición a la presión aplicada. A partir del momento en que logra ser mayor que el esfuerzo mecánico (que permanece constante), se inicia el proceso de contracción y la pieza pierde contacto con las paredes y una barrera térmica se forma con el aire que ocupa su lugar; el flujo de calor disminuye bruscamente.

La influencia de la presión en este caso es pues la de aumentar el tiempo de contacto con las paredes de la lingotera y con esto aumenta la transferencia de calor.

#### Influencia de la presión sobre la contracción axial del sólido

En el caso de punzón-matriz, la contracción axial (cabeza-fondo) se da de la siguiente manera: al tocar el punzón la superficie del líquido se inicia la solidificación en el sentido axial simultánea a la formación de una cáscara exterior que se propaga hacia el centro. La diferencia de densidad entre el sólido y el líquido debe ser compensada por el desplazamiento axial del punzón. Sin embargo, al aumentar la cáscara exterior, disminuye la presión sobre la misma y en el caso que sea insuficiente (pérdidas por fricción lateral, etc.) no alcanza a compensar la caída de nivel de líquido quedando éste separado del punzón, el que descarga toda su fuerza sobre el anillo de metal solidificado. Por lo tanto, el líquido final solidifica a presión atmosférica y el rechupe se localiza en la superficie superior del lingote.

#### Influencia sobre la Recristalización en caliente

La presión aplicada a piezas metálicas en caliente provocan su recristalización, siempre y cuando ocurra flujo de metal suficiente para la deformación

plástica. La recristalización en altas temperaturas y durante los tiempos normales en la solidificación (menos de 1 min., para piezas normales), provoca una estructura refinada en Al puro, tan fina como la que se encuentra en la zona chill de los lingotes.

Por lo tanto, la recristalización en caliente puede ser un mecanismo refinador importante en los procesos de solidificación de metales bajo presión, siempre y cuando haya flujo de metal.

### c) Influencia de la presión sobre la extracción calórica

La influencia de la presión sobre la extracción de calor se puede clasificar de la siguiente manera: 1) sobre la extracción axial de calor a través de la superficie libre del líquido; 2) sobre la extracción radial de calor a través de las paredes de la matriz.

#### 1) Extracción a través de la superficie libre del líquido

##### Sistema punzón matriz

El punzón es un intercambiador de calor en contacto con la superficie libre del líquido, de dimensiones lo suficientemente grandes para poder ser considerado semi-infinito y en cuyo caso su capacidad de extracción de calor es dada por una expresión del tipo:

$$h_1 = b_1 / \sqrt{\pi t} \quad (45)$$

y como normalmente los punzones son de acero, la expresión (45), se toma:

$$h_1 = 0,174 / \sqrt{t} \quad (p/aceros) \quad (46)$$

##### Sistema de Autoclave

Este sistema en lugar de transmitir la presión a través de un punzón lo hace por medio de un gas comprimido que actúa en todo el ambiente de una cámara de presurización, llamada autoclave, penetrando igualmente en los intersticios de los materiales porosos que sirven de moldes (arena) y en la luz entre molde y metal.

La capacidad de extracción de calor de un gas sobre la superficie libre de un líquido, depende de la convección y de la difusividad de calor  $b$ , que es fun-

ción de su densidad. Suponiendo las demás condiciones constantes, la capacidad de extracción de calor del aire aumenta aproximadamente con la raíz cuadrada de la presión (63).

$$h_{\text{aire}} \approx b_{\text{aire}} \cdot p^{1/2} / \sqrt{\pi t} = 10^4 \sqrt{p/t} \quad (p \text{ en g/cm}^2) \quad (47)$$

o sea, el aire comprimido a 100 atm., tiene una capacidad de extracción de calor aproximadamente 10 veces mayor que a presión atmosférica.

## 2) Extracción lateral de calor

La capacidad de extracción de calor de una lingotera (de espesor doble del lingote que contiene) puede ser expresada con bastante aproximación por la fórmula (48) (63)

$$h_1 = b_1 / (\sqrt{\pi \cdot t}) \quad (\text{cal}/^\circ\text{C cm}^2 \text{ seg}) \quad (48)$$

o sea, depende de su difusividad de calor  $b_1$ , e inversamente del tiempo  $t^{1/2}$  mientras el flujo total de calor

$$Q_1 = h_1 \cdot \Delta T_1 \cdot A_1 \cdot \sqrt{t - t_0} \quad (49)$$

en el que interviene la superficie lateral de intercambio de calor  $A_1$ , la diferencia de temperatura entre la interfaz y el medio refrigerante semi-infinito, medio ambiente y el intervalo de tiempo de colada  $(t - t_0)^{1/2}$ .

Las matrices industriales llevan una capa de pintura que las protege de la erosión del metal y de la oxidación; cumplen también en ciertos casos con la función de aislante térmico y lubricante. Esta película de pintura representa una resistencia térmica adicional que tiene que vencer el flujo térmico. En este caso, el flujo de calor puede ser calculado a través de la siguiente expresión:

$$\dot{Q}_1 = \Delta T / (1/h_1 + 1/h_2 + 1/h_i + 1/h_r) \quad (50)$$

en que interviene la resistencia interfacial  $1/h_i$ , la resistencia del refrigerante  $1/h_r$ , la del metal solidificado  $1/h_2$  y la del molde  $1/h_1$ .

La interacción de los campos térmicos axial y radial en una lingotera común, trae una situación particularmente complicada de calcular de forma exacta.

Sin embargo, cualitativamente se puede ver que la influencia del punzón sobre la distribución de temperatura del líquido es la de acelerar el proceso de solidificación, además de crear un frente plano de extracción calórica, que al disminuir el gradiente térmico en el líquido favorecería el crecimiento equiaxial en el centro y columnar a partir del punzón hacia el fondo.

El calor total sacado por el punzón y la matriz depende de la diferencia de temperatura entre la superficie extractora de calor y la del líquido. Se puede ver fácilmente que debido a problemas diversos, la matriz trabaja siempre precalentada y el punzón frío. Esto confiere al último un poder de extracción de calor varias veces mayor que la matriz.

Las cantidades relativas de calor que saca el fondo en relación a las paredes queda claramente observable en lingotes columnares por el ángulo que forman los granos al encontrarse.

## B. Métodos de Solidificación bajo Presión

### 1) Alta presión

La literatura técnica es pobre en informaciones de estudios referentes a la influencia de la presión sobre la solidificación de metales. Welter (23), citado en (25), trabajando con Al-Si, realizó el primer trabajo experimental estudiando la solidificación de esta aleación bajo 20 mil atmósferas; reporta un refinamiento de la estructura y un desplazamiento de la participación de eutécticos en los lingotes.

Reiss y Kron (25), retomando el tema, estudiaron la influencia de la presión sobre las propiedades mecánicas de aleaciones Al-Si llegando a la conclusión de que no existe cambio significativo de las mismas aún con presiones de 70 mil atmósferas y que la diferencia existente en probetas obtenidas a 35 mil y 70 mil atmósferas es despreciable. Advierten además que el error experimental provocado por una solidificación prematura del lingote antes de la aplicación de la presión puede ser el responsable de tal verificación experimental. Las micrografías revelaron que también hubo un desplazamiento de la composición eutéctica.

Pliatskii (24), desarrolló dos técnicas de presión distintas:

- a) lingotamiento a presión, que consiste en la fabricación de lingotes cilíndricos bajo la presión aplicada por un punzón convencional. Concluye

que la misma debe ser lo suficientemente fuerte para provocar el aplastamiento axial continuo del lingote solidificado para compensar la diferencia de volumen entre el líquido y el sólido formado. Los valores que aconseja están en la Fig.8 para el caso mínimo admisible e industrial.

- b) extrusión casting que se trata de una solidificación dentro de una matriz cerrada de extrusión que posee una cierta cantidad de líquido en estado pastoso y sobre el cual se aplica presión a través de un punzón. El resultado es una pieza con la forma de la matriz, lograda con el flujo de metal dentro de la misma.

Según este autor, las piezas así obtenidas poseen una estructura de solidificación constituida de granos muy finos y sin poros. Las aleaciones de alto rango de solidificación poseen mejores características para el proceso que los metales puros o eutécticos. El mecanismo de refinamiento de la estructura obedecería a las siguientes causas: a) aumento del punto de fusión derivado de la presión aplicada, generando un líquido sobreenfriado térmicamente, cuando el sobrecalentamiento sea menor que tal efecto; b) mayor extracción de calor a través de las paredes de la matriz, debido al mejor contacto térmico metal/molde.

Veinik (26), presenta resultados del aumento de extracción de calor debido a la presión a través de las paredes de la matriz y de la influencia de la presión sobre el tiempo final de solidificación, disminuyéndolo considerablemente, Fig. 9 y 10).

Suzuki et al (17) (28), empleando sistemas similares a los anteriores, llegan a la conclusión que la presión, al aumentar la extracción lateral de calor y el punto de fusión del metal provoca la formación de una zona equiaxial en el centro de un lingote. En estas experiencias la presión fue aplicada después que una capa de granos columnares ya había sido formada.

## 2) Baja presión

Entre los métodos de baja presión más comunes están los que aplican un gas comprimido para crear la presión en un sistema que lleva el nombre de sifón por su semejanza con la soda embotellada. Según Lewis (64) este método es aplicado industrialmente desde hace más de 30 años. Una variante que lleva el nombre de "contra-presión", fue desarrollada recientemente (65), para la producción industrial de piezas fundidas no-ferrosas. Lipson & Ripkin (66), dieron a cono-

cer una serie de variantes de baja presión utilizadas para la producción de piezas de artillería. Con la excepción del trabajo de Uram y coautores (67) que trató el efecto de la presión sobre las microporosidades desarrollada durante la solidificación en aleaciones de Aluminio la gran mayoría de los trabajos en esta área se refieren a aplicaciones de carácter industrial.

### III. PARTE EXPERIMENTAL

#### 1. Alta Presión

Se consideran altas presiones las del orden de 500 a 30 mil atmósferas. La única forma sencilla de obtenerlas es a través del método de punzón-matriz, que consiste en colar el metal dentro de una lingotera-matriz y aplicar un punzón en la parte superior del lingote. La lingotera va revestida con una pintura aislante y anti-adherente, siendo normalmente pre-calentada a temperaturas del orden de 300-400°C (para aleaciones no ferrosas), de manera de evitar la solidificación prematura del líquido metálico. El punzón, normalmente frío tiene una pintura anti-fricción a base de grafito o grasas especiales en la superficie lateral del cilindro.

El punzón es accionado por una prensa hidráulica que lo desplaza en relación a la matriz en el mínimo tiempo posible. La presión se mide indirectamente dividiendo la carga de la prensa por el área transversal del lingote, suponiéndose despreciables las pérdidas del sistema. No hay otra forma conocida para medir la presión real a que se encuentra sometido el líquido.

El tiempo de aplicación de la presión debe ser el más corto posible para asegurar que el líquido estuvo sometido a la presión durante todo el período de solidificación. Normalmente las prensas hidráulicas son muy lentas. Esto es una limitación del método, pero se debe hacer notar que es el único conocido en la literatura (23-28) (68-69).

cuentran en la Fig.11, para la producción de lingotes polidireccionales, con presiones de hasta 2500 atm. La matriz es del tipo partida por la mitad, confeccionada en acero SAE 1045, mantenida cerrada a través de una cuña de acero enclavada mecánicamente entre la pared de la lingotera y la de una estructura "U" de perfiles soldados. El punzón está confeccionado del mismo material templado y rectificado, suspendido por la base a la mesa superior de la prensa.

El volumen de la cavidad de la matriz era de  $37 \text{ cm}^3$  y sus principales dimensiones están dadas a continuación, junto con las características del punzón:

<u>Matriz</u>	<u>Punzón</u>
Ø 30 x 52 (hueco cilíndrico)	Ø 29,7 x 90 (pistón)
Ø 69 x 75 (medidas exteriores)	Ø 74 x 20 (base)
19,5 (espesor mínimo)	

El tiempo de aplicación de la presión (medido entre el inicio de la colada y de la aplicación de la presión), no fue nunca inferior a 5 seg, provocando la solidificación de parte del lingote antes de iniciarse la presión. Esto tiene sus inconvenientes que sólo pueden ser mejorados con la aplicación de una pintura aislante en la parte interior de la lingotera sumado a un precalentamiento de la misma (entre 400 y 600°C), de manera de retardar la iniciación de la solidificación.

Para facilitar la lubricación y el desgarre del punzón del lingote, se lo pintaba con una pintura a base de grafito.

El efecto de extrusión se logró permitiendo que la matriz se abriera levemente durante la aplicación de la presión, de manera de dejar fluir metal entre las dos caras de la misma.

#### B. Lingoteado a presión (unidireccional)

El objetivo del lingoteado unidireccional a presión es el de estudiar la influencia de la presión como variable termodinámica, tratando de aislar todos los demás mecanismos posibles resultantes de la existencia de presión en el sistema.

Si se aplica presión sobre la superficie libre de un lingote que solidifica unidireccionalmente, el único flujo de metal existente se da en la dirección coincidente con el eje del punzón, necesario para compensar la contracción del

líquido. No interviene ningún otro mecanismo que pueda perturbar la evaluación de la influencia de la presión como variable termodinámica.

### Sistemas utilizados

Lo fundamental para la obtención de lingotes unidireccionales es hacer que la extracción lateral de calor sea mínima. Esto se logra precalentando la matriz a una temperatura adecuada, la que normalmente es superior al límite admisible por la mayoría de los aceros comerciales de alta calidad existentes. Una de las maneras de obviar esta dificultad, es construir un crisol metálico consumible que contenga el metal líquido durante el transporte del horno a la prensa y que sea empujado hacia una matriz fría dentro de la cual se realizaría la solidificación a presión. Mientras transcurre la misma, el crisol debe poder aislar térmicamente el líquido para que pierda el mínimo de calor hacia las paredes de la matriz. El crisol debiera poseer un fondo desplazable así como una conicidad coincidente con la de la matriz. En realidad se trata de una adaptación del sistema de Reiss y Kron (25) que lo utilizaron sólo para el caso de lingotes polidireccionales.

En la Fig.12 se presenta el primer sistema desarrollado al que se lo denominará sistema A. En las Figs. 13 y 14 se presentan los sistemas B y C respectivamente.

En el sistema A, la matriz posee un agujero cónico central y se encuentra apoyada sobre un sistema de resortes y guías paralelas, fijadas sobre la mesa inferior de la prensa. La coquilla es solidaria con la mesa superior de la prensa y es guiada por el mismo sistema de guías pertenecientes a la matriz.

El metal se transporta en un crisol cónico, metálico, de fondo desplazable que se ajusta a la conicidad de la matriz. Al cerrarse la prensa, la coquilla se acerca a la brida del crisol comprimiéndolo contra la matriz, al mismo tiempo que la desplaza hacia abajo, en contra de la presión de los resortes. Cuando el tapón inferior toca la cabeza del pistón, la fuerza que hace la prensa aumenta debido a la fuerza de fricción que se suma a la de los resortes. En este momento comienza a desplazarse el líquido de abajo hacia arriba hasta tocar con la coquilla. En este momento comienza la solidificación y aumenta la presión en el líquido hasta el valor prefijado, que se mantiene automáticamente. La solidificación se realiza entonces de arriba hacia abajo y la compensación de volumen lo tiene que hacer el pistón desplazando el tapón del fondo.

Para aumentar el poder aislante del crisol, se lo puede revestir con una capa de vidrio fundido que además sirve como elemento sellante y lubricante para el tapón deslizante.

En el sistema B, la matriz está solidaria a la lingotera y ambas a la mesa superior de la prensa. El metal líquido está contenido en un crisol consumible similar al descrito anteriormente el que es empujado hacia la coquilla por el movimiento de la prensa a través de una mesita auxiliar montada sobre resortes de goma que comprime el crisol hasta el momento en que comienza a actuar el pistón sobre el tapón desplazable. El líquido como en el caso anterior, se mueve de abajo hacia arriba. En este caso también la fuerza inicial es igual a la suma de la compresión del resorte más la de fricción del tapón.

En el sistema C, la coquilla también se encuentra suspendida en la mesa superior de la prensa junto con la matriz cónica que recibe un falso crisol de hierro de paredes gruesas, pre-calentado a una temperatura menor que el interno de la misma conicidad, pero de paredes más finas de fondo desplazable.

El líquido viene dentro del conjunto crisol fino-grueso y se lo coloca sobre el punzón que se mueve con la mesa inferior. Al igual que los sistemas anteriores el líquido se desplaza de abajo hacia arriba.

En todos los casos, la fuerza necesaria para armar el sistema (ajustar los elementos mecánicos hasta tener un sistema rígido), está relacionada con el grado de interferencia existente entre el tapón y el crisol (más los resortes, en el caso A y B), el que estaba diseñado para dar una fuerza en caja de 5 a 8 ton.

Las principales dimensiones de los sistemas de solidificación unidireccional a presión elevada, están resumidas abajo:

	Matriz			Coquilla		Crisol	Embolo	
	$\varnothing_e$	$\varnothing_i$	largo	$\varnothing_e$	largo	espesor de pared	$\varnothing$	largo
Sistema A	62	39 x 29	70	62	75	5	21	110
Sistema B	100	31 x 28	160	80	50	4	25	90
Sistema C*	100	70 x 62	100	33	40	16 (arriba) 22 (abajo)	24	90

\* Peso de los lingotes: 200 a 270 gr.

\* Vol.metal/vol.crisol = 0,33 y Vol.metal/sup.lateral = 0,9 cm

## Lingotera (coquilla)

En todos los sistemas, la lingotera (coquilla) es refrigerada con agua toda vez que desde el punto de vista operativo es muy difícil hacer una solidificación en lingotera semiinfinita, debido a las masas térmicas involucradas. Su construcción se basa en un cuerpo cilíndrico hueco de hierro, cerrado en la extremidad superior, capaz de soportar los esfuerzos de compresión de la prensa, con la extremidad inferior, de Cu de 10 mm de espesor, soldada al cuerpo con bronce. La entrada y salida de agua se realizaba lateralmente.

## 2. Baja Presión

El método del sifón que constituye el objeto de este capítulo utiliza aire comprimido o nitrógeno para inyectar el metal líquido dentro de una matriz colocada arriba de un tubo de alimentación que hace de unión entre el líquido y la matriz (Fig. 14 a). El método es en el fondo una versión de baja presión del sistema de "die casting" tipo "cuello de cisne" que emplea nitrógeno a 35-40 atmósferas, para la inyección (70-71). Su ritmo de producción es más lento pero puede ser utilizado para la fundición de piezas grandes que llegan a 900 mm de diámetro (65).

Al mismo tiempo que inyecta el metal, el aire tiene la importante misión de asegurar la presión durante la solidificación sirviendo por lo tanto de montante de alimentación. Una vez terminada la solidificación se retira la presión y el metal excedente que todavía está líquido dentro del tubo cae nuevamente al crisol, eliminando el canal de alimentación y aumentando el rendimiento de producción. Una de las grandes ventajas que posee este método es que la presión sobre el tubo de alimentación es igual en ambos lados del mismo, lo que permite la utilización de materiales cerámicos.

El método del sifón se presenta como el método ideal para el estudio de los fenómenos de solidificación en condiciones de tiempo de colada muy cortos, y simulación de presiones metalostáticas elevadas.

En este sentido fue diseñado un equipo sifón (Fig.15) con capacidad de 150 atm., y lingotes de diámetro máximo 76 mm x 200 mm de largo, unidireccionales. El equipo está constituido por un recipiente de presión de  $\emptyset$  180 mm, espesor de pared = 10 mm, altura = 250 mm revestido internamente con una capa de cemento aislante de 25 mm de espesor. En la parte superior posee una brida de 25 mm de espesor abulonada con 8 bulones que la mantienen cerrada contra un anillo de bron-

ce recocido. El tubo de alimentación se apoya en la ranura existente de la brida sobre una junta de amianto. El tubo de alimentación es de hierro pintado con una pintura aislante comercial ( Foseco ), cónico con diámetro mayor = 68 mm y diámetro menor = 60 mm y largo = 180 mm; posee en la parte superior una brida con bordes cilíndricos para encajar en la ranura de la brida superior del recipiente.

Dentro del recipiente está el crisol que contiene el metal líquido, hecho de un tubo de acero sin costura  $\emptyset = 110 \times 15 \times 150$  mm, con el fondo de un disco del mismo material soldado. El crisol está revestido por dentro con 9 mm de cemento refractario. El fondo posee un espesor mayor, con la doble función de evitar las pérdidas de calor y de líquido.

Todo este conjunto descansa sobre la mesa inferior de la prensa, hacia donde van las conexiones que transportan el aire comprimido, las que entran lateralmente al recipiente. En la mesa superior de la prensa está colocada la coquilla que puede ser masiva o refrigerada con agua.

En el sistema de alimentación de aire comprimido están colocados los medidores de presión, transductores, válvulas y manómetro diferencial para los experimentos de contra-presión. (Fig.16).

Cuando se emplean presiones mayores a 10 atm., la cañería que normalmente era de goma era sustituida por una de cobre en forma de hélice para permitir acomodarse a los movimientos de la prensa, y el gas empleado es el nitrógeno engarrafado, en lugar de aire comprimido.

De la parte superior de la prensa salían las conexiones eléctricas, de registros térmicos, cañería de agua de refrigeración y el tubo de contrapresión.

Al cerrarse la prensa, con el tubo en su posición en la ranura de la brida del recipiente de presión, y con el crisol conteniendo la cantidad de líquido conveniente, la coquilla hacía presión sobre el sistema de tal forma de mantenerlo herméticamente cerrado. El sistema se encontraba listo para la admisión del aire o gas comprimido, el que al entrar, hace ascender la columna de líquido con una velocidad gobernada por el tamaño del orificio de escape del aire. Si este es demasiado grande, asciende en forma turbulenta, mientras que si posee el tamaño correcto lo hace suavemente. Desde luego, es muy difícil controlar este parámetro, debido a las fugas normales existentes en todos los cierres de altas presiones. Es por esto que se imaginó la introducción simultánea de aire abajo, en el recipiente y arriba sobre la superficie libre del líquido, de manera de establecer un sistema de contrapresión regulable.

Con este sistema la columna de líquido avanza con una velocidad controlada por la diferencia de presión entre el líquido fuera y dentro del tubo sin turbulencia.

#### A. Lingotes Unidireccionales

Fig. 18 Los lingotes unidireccionales fueron obtenidos con el equipo de presión descrito anteriormente, donde el molde convencional es sustituido por una coquilla de frente plano, de cobre o latón, masivo o refrigerado, conforme el caso. El tubo de alimentación estaba pre-calentado a la temperatura de fusión de la aleación, impidiendo que el líquido que contenía perdiera calor lateralmente. De esta forma, la única fuente extractora de calor es la coquilla colocada arriba a la salida del tubo de alimentación, lo que hace crecer el lingote unidireccionalmente de arriba hacia abajo. Al no haber turbulencia en el llenado, el líquido toca la superficie de la coquilla en forma instantánea y pareja, significando un tiempo de llenado cero. A partir del momento preciso de toque se inicia el intercambio de calor entre el líquido y la lingotera. La presión con que toca el líquido va aumentando con el tiempo, dependiendo del diseño del aparato. En el caso del presente trabajo el tiempo para alcanzar la máxima presión, que inicialmente era de 15 seg, fue reducido a 5 seg. con la introducción de dos toberas de inyección de aire. En este método el avance de la interfaz sólido-líquido puede medirse por decantación del líquido remanente al relajar en el momento adecuado la presión ejercida sobre la coquilla. De esta manera se determina el largo del lingote crecido hasta ese momento.

#### B. Lingotes Polidireccionales

Las lingoteras utilizadas para las experiencias polidireccionales están dibujadas en la Fig. 17. Están hechas de acero dulce normal y una es cilíndrica y la otra cónica ( $1^\circ$ ). En la base y sobre la cara lateral están colocadas dos termocuplas que medirán las respectivas temperaturas. La relación entre el espesor de la lingotera y el metal solidificado es de 1:1,5, lo que muestra que la lingotera no puede ser tratada como semiinfinita. La cantidad de calor que puede extraer esta lingotera depende no solamente del material que la compone sino del estado del aire que la circunda que es en último análisis el verdadero medio semiinfinito.

El presente trabajo no ha de ahondar en las causas de los resultados experimentales los que quizás podrán ser explicados sobre la base del efecto de fibras de los granos crecidos unidireccionalmente (75).

### B. Lingotes polidireccionales

En esta parte se han de tratar dos tópicos fundamentales: 1) Evolución de la temperatura en la interfaz metal/molde, lo que incluirá los resultados unidireccionales; 2) Estructura de los lingotes colados bajo diferentes presiones.

#### 1) Evolución de la temperatura en la interfaz metal/molde

##### a) Lingotes unidireccionales

La Tabla 4 resume los datos experimentales obtenidos para lingotes unidireccionales por aplicación de las técnicas anteriormente explicadas. Las variables a tener en cuenta son: la presión, sobrecalentamiento, tipo de lingotera y lingote. La misma Tabla contiene los valores de  $T_i(t)$  calculados por la expresión de Schwarz, ecuación (6) y la obtenida por medición experimental. Los valores medidos son sistemáticamente menores en un factor de orden 2 con respecto a los calculados según la expresión de Schwarz, para el caso de los lingotes crecidos bajo presión atmosférica. Cuando el crecimiento unidireccional se ha realizado bajo presión, caso de los lingotes 27, 29, 43 y 44, los valores medidos son sensiblemente semejantes a los calculados según la fórmula (6) de Schwarz. Esto es una clara indicación que las condiciones de crecimiento unidireccional y especialmente las existentes en la interfaz metal/molde se acercan a las planteadas por dicha fórmula en las que el valor de  $h_i$  se considera infinito.

La Fig. 31 que corresponde a mediciones de temperatura en la interfaz metal/molde semi-infinito indica en forma coherente con las predicciones de Schwarz que en función del sobrecalentamiento permanece sensiblemente constante con el tiempo pero con valores absolutos que aumentan con dicha variable y la temperatura inicial del molde.

Por su parte las Fig.32 a) y b), correspondientes a Al-5%Cu indican la acción aislante de la pintura que es mucho más importante como introductor de resistencia térmica interfacial que la presión para una dada condición. En efecto en la Fig.32 a), para cobre desnudo, aún a presión atmosférica, la pendiente de

la evolución de la temperatura interfacial es sensiblemente similar a la existente a 8 atm., mientras que la Fig.32 b) determina que una interfaz pintada y sometida a un contacto líquido de 15 atm. posee una temperatura interfacial notoriamente menor que la existente para presión atmosférica y superficie desnuda. La pintura utilizada fue una capa de espesor menor de 100 micrones de alúmina aglomerada con silicato de sodio (76).

La Fig.33 brinda a nuestro juicio para el caso de lingotera de cobre desnuda semiinfinita una acabada demostración del hecho que aún a bajas presiones, en las condiciones experimentales del presente trabajo, el contacto térmico metal/molde es similar al registrado para presiones de un orden de magnitud mayor. Esto indicaría que la aproximación de Schwarz podría ser utilizada para un rango extendido de presiones bajas. La inflexión de la curva de temperatura solamente ocurre para presiones no inferiores a 2 ó 3 atmósferas. Debe tenerse en cuenta que esto es válido para la metodología utilizada en los presentes experimentos: falta de vínculos mecánicos sobre el lingote, conicidad de la lingotera y apoyo directo por presión constante del sistema metal/molde.

Los detalles de la curva de la Fig.33 corresponden al siguiente esquema operativo: solidificación bajo presión de 8/9 atm. de un lingote de Al-5%Cu, y una temperatura de colada de 660°C (lingote 43 de la Tabla 4).

La forma de las curvas observadas en la Fig.33 puede ser racionalizada de la siguiente manera.

Mientras la curva de presión sube a una velocidad de 1,6 atm/seg. la temperatura de la interfaz sube a razón de 100°C/seg. La temperatura sufre una inflexión al llegar a los 130°C, mientras la presión sigue en aumento hasta un máximo de 9,5 atm, donde se mantiene prácticamente constante controlada por el automático de la prensa que hace una corrección cada 25 seg. Al llegar a los 45 seg de solidificación, el operador redujo violentamente la presión a una razón de 0,15 atm/seg y la temperatura se mantuvo en su evolución normal sin presentar ninguna inflexión. Al promediar los 90 seg de solidificación, se hizo una nueva reducción de presión mucho más brusca de 0,3 atm/seg y sólo entonces la temperatura dió señales de sentir la reducción de la presión, prácticamente a un valor 10 veces menor que el inicial. El largo del lingote obtenido fue de 7 cm. Con el lingote 44 se obtuvo exactamente la misma respuesta.

En el Apéndice IV se ilustran curvas obtenidas por medio de registros electromecánicos y por osciloscopio que muestran la concordancia de ambos métodos.

## b) Lingotes Convencionales

Los resultados correspondientes a esta parte del trabajo pertenecen a lingotes polidireccionales obtenidos según los detalles de la Fig.18, y que se encuentran resumidos de la siguiente forma: i) lingotes cilíndricos y cónicos sin cabeza; ii) lingotes cilíndricos y cónicos con cabeza, ambos a presión atmosférica; iii) lingotes cilíndricos y cónicos a presión. De todos ellos se han analizado principalmente la respuesta térmica de termocuplas colocadas en las paredes laterales y el fondo de las lingoteras, así como el examen de las macroestructuras. Se ha de tratar de correlacionar el efecto de la presión y temperatura de colada sobre dichos parámetros en una lingotera desnuda y con pintura Fosco colocada sobre el fondo solamente. Los materiales utilizados fueron Al de 99,8% de pureza, Al-5%Cu y Al-7,5%Cu. Las Figuras 34 a 39 resumen los resultados obtenidos para los diferentes ensayos. En dichas figuras las siglas corresponden a los siguientes conceptos:

F : Fondo de la lingotera

L : Cara lateral de la lingotera

C/C : Lingote con cabeza

S/C : Lingote sin cabeza

Los resultados obtenidos pueden ser agrupados de la siguiente manera:

### Análisis térmicos

#### i) A presión atmosférica

- 1) En todas las curvas analizadas el flujo calórico sufre una fuerte inflexión en determinado momento.
- 2) En todos los casos realizados a presión atmosférica la evolución térmica lateral es diferente a la detectable en el fondo de la lingotera.
- 3) En todos los casos el valor de  $T_1(t)$  aumenta con la temperatura de colada en forma análoga a lo determinado en la solidificación unidireccional.
- 4) La existencia de cabeza caliente en Al-5%Cu provoca la aparición de una brusca inflexión en la curva  $T_1(t)$ , para tiempos de un orden de magnitud mayores que en el caso del Aluminio puro. Fig. 34 b) y 36 b).
- 5) El "gap" de aire del fondo se forma antes del final de la solidificación.

ii) A 8 atmósferas de presión

- 1) Para el caso de fondo desnudo, Fig. 34 b y 34 d), la presión no cambia en forma apreciable ni la pendiente ni el valor de la temperatura  $T_i(t)$
- 2) La presión aumenta sensiblemente el valor de  $T_i(t)$  lateral para el caso de material desnudo. Fig. 34 b), y d), Fig. 35 b) y c) y Fig. 36 b) y 37 b).
- 3) Análogamente al caso unidireccional la presión aumenta la pendiente y el valor máximo de  $T_i(t)$ , para el caso de fondo pintado. Fig. 39 a) y b).
- 4) La presión tiende a igualar las temperaturas lateral y del fondo. Fig. 35 c), 34 d), 37 a) , b) y c).

### Estructuras metalográficas

El análisis metalográfico de las muestras sometidas al análisis térmico ex plicitado con anterioridad indica:

- 1) La temperatura de colada no altera sensiblemente la macroestructura de los lingotes colados a presión atmosférica, para el caso de Al puro. Fig. 40.
- 2) Para el mismo material la presión refina levemente el grano. Fig. 41.
- 3) Para el caso de Al-5%Cu la presión tiende a aumentar la zona columnar para un dado sobrecalentamiento. Tal efecto ocurre tanto para superficie desnuda como pintada. Figs. 42 y 43.
- 4) La convección forzada del líquido a través de una evolución gaseosa, resultante por ejemplo de la pintura húmeda refina fuertemente el grano tanto a presión atmosférica como a la presión de 8 atm. Fig. 44.
- 5) La temperatura de colada aumenta la participación de la zona columnar tanto en el caso de la presión atmosférica como en el caso de una presión de 8 atm. para el caso de una aleación Al-5%Cu, colada en molde desnudo. Fig. 45.

La discusión de los resultados experimentales agrupados anteriormente puede realizarse primeramente sobre la base de las respuestas térmicas de las termocuplas, para luego correlacionarlas con las estructuras macrográficas obtenidas.

Matuscka (50), trabajando en muestras de acero solidificadas a presión atmosférica determinó respuestas térmicas similares a las obtenidas en el presente trabajo. Aquel investigador interpretó la fuerte inflexión que aparece en el flujo calórico como consecuencia de la formación del "gap" de aire entre el lin-

gote y el molde durante la contracción que ocurre al solidificar la pieza. Sus experiencias, realizadas exclusivamente en las paredes laterales de las lingoteras, mostraron asimismo que la respuesta térmica era fuertemente afectada por la composición del material, acero en su caso. Como limitación a su método es necesario hacer resaltar que las medidas termométricas en las lingoteras de tipo industrial que utilizó fueron realizadas a diferentes distancias de la interfaz metal/molde, siendo la mínima de 5 mm.

En lo referente a análisis térmico de la evolución calórica en la interfaz metal/molde, esto es detección de la temperatura  $T_i(t)$  en función de la presión no se conocen trabajos existentes en la literatura, por lo que el presente debería ser pionero en este campo, tanto en la detección de la evolución calórica en las paredes de la lingotera como en el fondo de la misma. Los resultados experimentales obtenidos en la presente investigación permiten afirmar que la formación del "gap" de aire en las paredes y fondo de las lingoteras utilizadas constituyen procesos distintos condicionados por el sistema de fuerzas generadas por la presión aplicada para cada caso particular de geometría empleada. Para el caso de presión atmosférica, en el fondo de la lingotera actúa una presión metal-estática, proporcional a la altura del lingote, la que es sensiblemente mayor que la existente sobre las paredes laterales. Asimismo, al comenzar la solidificación, el metal en contacto con las paredes laterales puede contraerse libremente mientras que sobre el fondo la contracción axial no provoca un sensible "gap" entre metal y molde toda vez que el peso propio del material tiende a impedirlo. La respuesta térmica de las termocuplas situadas en paredes y fondo de la lingotera así lo atestiguan; ver por ejemplo las Figs. 34 a) y d). Si en el sistema de colada a presión atmosférica se utiliza un exceso de líquido que rebalsa el límite superior de la lingotera, actúa como cabeza caliente, al mismo tiempo que durante la solidificación y contracción del material actúa como vínculo mecánico. Como consecuencia, la respuesta térmica de la termocupa situada en el fondo es diferente al caso anterior. Obsérvese en la Fig. 38 a) una clara inflexión en la evolución calórica. Se hace evidente que el vínculo mecánico superior permite una clara separación metal/molde y por consiguiente una neta resistencia térmica. Ello equivale a un brusco aumento de la resistencia  $1/h_i$ . Dentro de esta misma técnica experimental y para condiciones análogas del experimento la composición de la aleación puede hacer variar en forma sustancial el momento de la aparición de la formación del gap de aire en el fondo. Si se comparan las Figs. 34 b) y 36 c) se observa que el tiempo de formación de la inflexión, que llamare

mos  $t_s$  es en el último caso casi un orden de magnitud mayor que en el primero. Pudo determinarse que la disminución de la tensión superficial del líquido por la adición de Cu provoca una filtración de líquido en el pequeño espacio existente entre el tornillo fijador de la termocupla y el fondo de la lingotera. Ver esquema de sujeción en la Fig.17. Esta pequeña cantidad de metal que solidifica es suficiente para retardar el despegue del metal del fondo de la lingotera hasta el momento en que las fuerzas generadas por la contracción lo fracturan. Se hace hincapié en este detalle mecánico porque puede constituirse en una eventual fuente de errores de interpretación.

El efecto de la aplicación de 8 atm de presión se traduce en diferentes efectos los que se pueden explicar sobre las siguientes bases: El hecho que aumente sensiblemente el valor de la  $T_i(t)$  lateral sin afectar los valores del fondo corresponde a la obtención para el primer caso de condiciones cercanas a la de Schwarz ya existentes en el fondo por la simple acción del peso del lingote. Es necesario tener en cuenta los resultados discutidos en las experiencias unidireccionales que probaron que presiones muy poco superiores a la atmosférica alcanzan para obtener condiciones de contacto térmico asimilables a las propuestas por Schwarz. Este efecto es particularmente cierto para el caso de fondo desnudo donde existe un buen contacto térmico y por consiguiente un  $h_i$  más elevado, 0,18 en unidades CGS según Prates y Biloni (20), de acuerdo a los datos obtenidos por ensayos de fluidez. Cuando se aplican pinturas aislantes el  $h_i$  global, resultante de la transferencia térmica en el sistema Metal/pintura/Molde disminuye notablemente. Para el caso de experiencias semejantes a las presentes los autores citados (20) dan un valor de  $h_i$  global de 0,02 unidades CGS para el caso de recubrimiento con Alúmina. Aunque se ha utilizado pintura Fosco se puede extrapolar estos resultados que indican que la barrera térmica del recubrimiento disminuye en un orden de magnitud la transferencia calórica en la zona de la interfaz Metal/Molde. No puede extrañar que la presión aplicada durante la solidificación aumente el valor de  $T_i(t)$  pues tiene como resultado un contacto más íntimo entre el metal y el sistema recubrimiento-lingotera compactando la estructura misma de la pintura en la que existe un gran número de burbujas de aire atrapadas por el aglomerante, tal como lo han demostrado los trabajos de A.Morales (76). El resultado es un sensible mejoramiento del  $h_i$  el que tiende hacia el valor infinito exigido por la condición de Schwarz, el que nunca es alcanzado toda vez que la barrera térmica persiste aunque se logre una máxima compactación, la que no puede evitar la presencia de la resistencia térmica dada por la suma de las resisten-

cias parciales de la interfaz molde/pintura + resistencia propia de la pintura + resistencia de la interfaz pintura/metal. Estos resultados concuerdan con los obtenidos para el caso de lingotes unidireccionales solidificados bajo presión y lingotera pintada con una emulsión de Alúmina aglomerada con Silicato de Sodio.

En lo referente a las macroestructuras obtenidas para diferentes condiciones de solidificación donde las variables principales son: Material utilizado, temperatura de colada, geometría de la lingotera, estado superficial del fondo de la lingotera y presión aplicada durante el proceso los resultados obtenidos indican que:

- i) Tal como era previsible de acuerdo a los datos existentes en la literatura (36) la temperatura de colada no altera sensiblemente la estructura de los lingotes de Aluminio puro, los que presentan invariablemente una estructura columnar. La aplicación de 8 atmósferas de presión no altera fundamentalmente la estructura, Fig. 41.
- ii) En el caso de aleaciones Al-5%Cu para todos los sobrecalentamientos utilizados, Figs. 42 a), b) y c), correspondientes a sobrecalentamientos de 100°C, 130°C y 150°C, respectivamente la aplicación de 8 atmósferas de presión y lingotera sin ningún recubrimiento, aumenta notablemente el volumen ocupado por los granos columnares. Ello es un resultado directo del mejoramiento de la transferencia calórica al nivel de la interfaz metal/molde discutido anteriormente donde se pudo determinar que la respuesta térmica de las termocúplas laterales acusan un mayor flujo calórico. Como consecuencia se genera un mayor gradiente térmico en el líquido y por consiguiente se favorece el desarrollo de los granos columnares.  
La aplicación de pintura en el fondo de la lingotera muestra resultados cualitativamente semejantes. En este caso, Figs. 43 a), b) y c) que corresponden a presión atmosférica, 3 y 5 atmósferas respectivamente, se observa que además de un mayor aumento de granos columnares con la presión, ésta determina que en la base de la lingotera la zona columnar aumente muy sensiblemente con la presión, como un directo corolario del mejoramiento del coeficiente de transferencia calórica global  $h_1$ , tal cual fuera analizado anteriormente al tratar la evolución térmica.  
La presión que aumenta el gradiente térmico existente en el líquido, tal como ha sido analizado en las presentes experiencias es efectiva para condiciones naturales convectivas, dadas por la geometría adoptada durante la colada. Si la convección es forzada violentamente a través de una eferves

cencia provocada por evolución gaseosa la transferencia calórica en el seno del líquido es lo suficientemente efectiva como disminuir drásticamente el gradiente térmico y permitir la supervivencia de los cristales multiplicados a través de las fuerzas que operan durante el proceso de convección forzada (61).

- iii) Así como a presión atmosférica el porcentaje de zona columnar aumenta con la temperatura de colada, como lo probaron los trabajos de Chalmers (36), bajo presión de 8 atmósferas el efecto es similar, Figuras 45 a) y d). En este caso aunque el gradiente térmico sea mayor en el líquido, a medida que disminuye el sobrecalentamiento los granos equiaxiales provenientes de algunos de los mecanismos discutidos en la Introducción se hacen más operativos y permiten que al sobrevivir detengan el avance de la estructura basáltica.

## V. CONCLUSIONES GENERALES

Los trabajos presentados en esta investigación han determinado resultados que pueden ser divididos en dos regiones específicas de presión: 1) Alta presión para un rango que va desde las 500 a 30.000 atmósferas. El área investigada fue del orden de 2000 a 2500 atmósferas. Los resultados obtenidos fueron limitados pero capaces de demostrar:

- i) La metodología punzón-matriz utilizada presenta dificultades experimentales serias, lo que es coincidente con lo planteado por los diferentes autores que han abordado este método de obtención de altas presiones.
- ii) Pese a ello se logró una metodología capaz de obtener lingotes de crecimiento unidireccional para el caso del Aluminio puro, lo que hasta el presente, y de acuerdo a nuestro conocimiento, no existía en la literatura especializada.
- iii) Esta metodología abre el camino para intentar racionalizar el verdadero efecto de la presión sobre las estructuras de solidificación, y, por ende,

- sobre las propiedades de los lingotes obtenidos bajo altas presiones.
- iv) Los lingotes polidireccionales obtenidos por alta presión según el sistema punzón-matriz y la variante "extrusion casting" ofrecen a nuestro juicio las mismas dudas, en cuanto a la variación estructural del Aluminio puro, que los resultados presentados por otros autores. Aparece como problemático diferenciar sobre los mecanismos actuantes.
  - v) En los lingotes unidireccionales obtenidos se ha detectado una ligera afinación del grano, aunque se considera este resultado como preliminar y susceptible de ser ampliado a través de una sistemática experimentación, que ofrece la ventaja de disminuir el número de variables en juego.
- 2) Baja presión, correspondiente a un rango que va desde la presión atmosférica hasta las 150 atmósferas.
- i) Ha sido posible diseñar un sistema basado en el método del sifón capaz de obtener resultados confiables y repetitivos para el caso de lingotes unidireccionales y polidireccionales o convencionales.
  - ii) En el primer tipo de lingotes se ha logrado demostrar que la aplicación de presiones relativamente bajas, del orden de 2 a 5 atmósferas es suficiente para obtener condiciones de extracción calórica en la interfaz metal/molde metálico, sin recubrimiento, tratables a través de la solución analítica exacta de Schwarz, para el caso de Aluminio y aleaciones Al-5%Cu. Ello se comprobó a través de la determinación de la constante  $\theta$  de solidificación para diferentes materiales de lingoteras y valores de la constante de molde  $M$ , así como la medición de las temperaturas interfaciales  $T_i(t)$ .
  - iii) Los lingotes unidireccionales de Aluminio obtenidos bajo presión ofrecen en una serie limitada de experiencias una anisotropía de propiedades mecánicas en la resistencia a la rotura por tracción del orden del 16% de las muestras transversales respecto a las longitudinales en la dirección de crecimiento. El Trabajo de deformación también ofrece valores mayores para las muestras transversales aunque de menor significación, 10% en promedio.
  - iv) Tanto en lingotes unidireccionales como convencionales la presión mejora sensiblemente el valor del coeficiente de transmisión metal/molde  $h_1$  global en los casos que los fondos de las lingoteras se encuentren cubiertos de una pintura aislante. Sin embargo en ningún caso los lingotes resultantes pueden ser tratados bajo la aproximación de Schwarz, en que  $h_1$  se lo

- considera infinito, tal como se logra cuando se aplica presión a lingoteras metálicas sin recubrimiento.
- v) En lingotes convencionales sin recubrimientos en el molde el efecto de la presión consiste en la igualación de la temperatura  $T_1(t)$  de las paredes laterales y el fondo, la que a presión atmosférica es sensiblemente menor en las paredes laterales. Este efecto es el resultado de un aumento general del valor de  $h_1$  en el sistema metal/molde.
- vi) Mientras en los lingotes unidireccionales en todos los casos se obtuvo una estructura completamente columnar, en los convencionales el aumento de la transferencia calórica en el sistema metal/molde se tradujo en mayores gradientes de temperatura en el líquido y, por ende, en un sensible aumento del volumen ocupado por los granos columnares de las aleaciones Al-5%Cu. El efecto fue del mismo orden al obtenido al variar la temperatura de colada a presión atmosférica y bajo presión.

## VI. SUGERENCIAS DE NUEVOS TRABAJOS

En la línea de alta presión se considera interesante insistir en la metodología de obtención de muestras unidireccionales no solamente de metales puros sino de aleaciones, en las cuales se podría estudiar el efecto de las altas presiones sobre las estructuras y subestructuras de solidificación, células y células dendríticas; línea ésta hasta el momento que no ha sido encarada en la literatura. Se considera importante poder correlacionar las estructuras y subestructuras así obtenidas con las propiedades mecánicas resultantes.

En la línea de baja presión y lingotes convencionales aparece como importante continuar la línea de trabajo de análisis térmico en la interfaz metal/molde para diferentes tipos de pinturas, las que debieran cubrir no solamente el fondo de las lingoteras sino las paredes laterales, en una forma controlada. Se considera, además, interesante estudiar el efecto de la geometría de las lingoteras convencionales sobre la respuesta térmica y su relación con las estructuras.

## APENDICE I

### SIMBOLISMO UTILIZADO

#### Sub-índices

- (1) Molde
- (2) Metal solidificado
- (3) Metal líquido
- (i) Interfaz metal/molde

#### Parámetros Dimensionales

- a = coeficiente de difusividad térmica,  $\text{cm}^2/\text{s}$
- b = coeficiente de difusividad calórica,  $\text{cal}/\text{cm}^2\text{°C seg}^{1/2}$
- d = densidad,  $\text{g}/\text{cm}^3$
- $h_i$  = coeficiente de transmisión calórica de la Interfaz metal/molde,  $\text{cal}/\text{cm}^2\text{°C seg}$
- $C_p$  = calor específico a presión constante,  $\text{cal}/\text{gr°C}$
- $H_f$  = calor de fusión,  $\text{cal}/\text{gr}$
- Q = flujo de calor,  $\text{cal}/\text{cm}^2. \text{seg}$
- S = sobrecalentamiento,  $\text{°C}$
- T = temperatura,  $\text{°C}$
- $T_c$  = temperatura de colada,  $\text{°C}$
- $T_f$  = temperatura de fusión,  $\text{°C}$
- $T_o$  = temperatura inicial del molde,  $\text{°C}$
- U = sobreenfriamiento térmico,  $\text{°C}$
- $V_s$  = velocidad de solidificación,  $\text{cm}/\text{s}$
- t = tiempo,  $\text{seg}$
- $\epsilon$  = coordenada de la interfaz sólido/líquido,  $\text{cm}$
- X = eje de coordenadas en el sentido del flujo de calor
- l = espesor solidificado

#### Parámetros adimensionales

- $\emptyset$  = constante de solidificación,  $\epsilon/2\sqrt{a_2 t}$
- $H^*$  = calor latente,  $H_f/C_{p_2} (T_f - T_o)$
- M = constante del metal/molde,  $b_2/b_1$
- m = constante del metal,  $b_1/b_2$
- n = constante del metal,  $\sqrt{a_2/a_1}$

## APENDICE II

CALCULO DE LAS ISOTERMAS DE UN LIQUIDO SOBREENFRIADO TERMICAMENTE (en condición metaestable) UTILIZANDO EL FORMULISMO DE SCHWARZ

Si se considera una porción de líquido en contacto con una pared que se encuentra a una temperatura menor, se observa que la temperatura del primero baja en la interfaz a una temperatura que depende de las propiedades térmicas de los dos representados por el valor  $M$ , de la temperatura del líquido, de la temperatura inicial de la pared (molde), y del calor de solidificación, según lo demostró Schwarz.

En el caso de la solidificación la temperatura de equilibrio de la interfaz metal/molde ( $T_i$ ) puede ser mayor, menor o igual al punto de fusión del líquido y habrá solidificación solamente en el caso en que  $T_i$  sea menor que  $T_f$ .

Para evaluar el desarrollo térmico de un líquido sobreenfriado térmicamente, se puede suponer que no haya transformación de fase y calcular el perfil térmico de la forma siguiente:

- 1) La distribución de temperatura en el líquido obedece a la ecuación:

$$T_3(x,t) = A_3 + B_3 \operatorname{erf} \frac{x}{2\sqrt{a_3 t}} \quad (1)$$

- 2) La distribución de la temperatura en el molde (pared), está dada por:

$$T_2(x,t) = A_2 + B_2 \operatorname{erf} \frac{x}{2\sqrt{a_2 t}} \quad (2)$$

Para las condiciones de borde: a)  $X = 0$ , viene

$$T_3 = T_i = A_3 \quad (3)$$

y

$$T_2 = T_i = A_2 \quad (4)$$

b)  $X = \infty$  y  $X = -\infty$  se obtiene

$$T_3 = T_c = T_i + B_3 \quad (5)$$

$$\therefore B_3 = T_c - T_i \quad (6)$$

$$T_2 = T_0 = T_i - B_2 \quad (7)$$

$$\therefore B_2 = T_i - T_0 \quad (8)$$

calculando el flujo de calor en la interfaz,  $X = 0$ , viene:

$$\left. \frac{\partial T_3}{\partial X} \right|_{x=0} = \frac{B_3}{\sqrt{\pi a_3 t}} \quad (9)$$

$$\left. \frac{\partial T_2}{\partial X} \right|_{x=0} = \frac{B_2}{\sqrt{\pi a_2 t}} \quad (10)$$

igualando (9) y (10) y llevando en cuenta las constantes (3) (4) (6) y (8), se puede calcular el valor de  $T_i$ :

$$T_i = (M T_c + T_0) / (M + 1) \quad (11)$$

La Fig. muestra el desarrollo térmico de un líquido sobreenfriado calculado según este modelo en función de  $M$ , para un sobrecalentamiento de  $60^\circ\text{C}$ , Al puro.

## VII. BIBLIOGRAFIA

- (1) M.Prates y H.Biloni - 'Métodos de análisis de la extracción calórica durante la solidificación. I) Soluciones analíticas exactas: Publicación PMM/R-49
- (2) C.Schwarz - 'Z. Angew. Math und Mech', 1933, vol.13, p.202 y 'Arch. Eisenlüttenwesen', 1931, vol.5, p.139
- (3) J.Stefán. - 'Ann.Phys.Chem', 1891, vol.42, p.269
- (4) F.Neumann - 'Die partie, diff. der math. physk'. Ed.1 G.R.Riemann y A.Weber, vol.2, Berlin 1932, p.121
- (5) N.M.H.Lightfoot - 'Proc. London Math Society' 1929, vol.31, p.87
- (6) Y.Lyubov - 'Doklady Akad. Nauc SSSR' 1949, vol.68, p.847
- (7) N.Chvorinov - 'Giesserei', 1940, vol.27, p.177 y 'Hutnicke Listy' 1951, vol.6, p.549
- (8) M.Prates y H.Biloni - 'Métodos de análisis de la extracción calórica durante la Solidificación' II. Soluciones analíticas aproximadas
- (9) A.London y R.Seban - 'Trans American soc. of Mechanical Engen.' 1943, vol.64 p. 771
- (10) C.M.Adams - 'Liquid Metals and Solidification' American soc for Metals, Cleveland 1958
- (11) F.Megerlin - Tesis doctoral. Tech Hochschule, Aachen, 1966
- (12) A.W.D.Hills - 'Trans TMS-AIME' 1969, vol.245, p.1471
- (13) P.Hrycak - 'Journal American Inst. Chem. Engin'. 1963, vol.8, p.585
- (14) E.Schmidt - 'Foppls Festchrift'. J.Springer, Berlin, 1924
- (15) G.M.Dusimberre - 'Numerical Analysis of Heat flow' McGraw-Hill N.Y.1949
- (16) P.J.Schneider - 'Conduction Heat Transfer' Addison, Wesley, Reading, 1957
- (17) V.Paschkis - 'Trans American Met Society' 1953, vol.61, p.142
- (18) J.G.Henzel y J.Keverian - 'Trans. American Foundry Met. Soc.' 1965, vol. 73, p.661.
- (19) H.Biloni y R.Morando - Trans TMS-AIME 242, 1968, 1121
- (20) H.Prates y H.Biloni - Trans TMS-AIME V.3, 1972, 150
- (21) M.Prates y J. I.Fissolo y H.Biloni - Trans TMS-AIME, V.3, 1972, 1419
- (22) O.S.Pires, M.Prates y H.Biloni - Zeitschriftfur Metallkunde 67, 1974, 143
- (23) G.Welter - 'Kristallisationversuche bei Drucken bis zu 20.000 Atmosphaeren', Zeitschrift fuer Metallkunde, sept.1931 (cit.en ref.25).

- (24) V.M.Plyatskii - "Extrusion Casting", Primary Sources, 1965
- (25) L.Reiss, and E.C.Kron - "Ultra High Pressure Casting", Trans. AFS, v.68, 89
- (26) A.I.Veinik - "Thermodynamics for the Foundryman" Mac-Laren & Sons Ltd. (Russ.Transl.) 1968
- (27) A.Suzuki, J.Nakamura and T.Sakamoto - "On the Origin of Coarse Equiaxed Grains in Al-0,2%Cu Alloy Solidified under a High Pressure", J.I.M. V.33, N° 7, 1969-834
- (28) A.Suzuki and J.Nakamura - "Cast Structure of Al ingot Solidified under High Pressure", J.I.M, V.33, N° 7
- (29) S.Saito, - Stahl und Eisen, 42, 1922, 1249-51
- (30) A.L.Feild - Trans. Am.Soc.Steel. Treat., 11, 1921, 264
- (31) H.Groeber - "Einfuehrung in die Lehre von der Waermeuebertragung", Julius Springer, Berlin, 1926
- (32) D.Balzaretti y H.Biloni - A publicarse
- (33) C.Reynolds - "Thermal Behavior of Dies and Permanent Molds", Trans.AFS 72,1964,342
- (34) D.K.Tchernoff - "Structures des Lingots Coulés en Acier". Rev.Univ.(2), 1880,7,154 (cit ref. 35)
- (35) H.M.Howe - "Prevention of columnar Crystallization by Rotating during Solidification" Trans. AIME, 1920, V.LXII, 341-346
- (36) B.Chalmers - "Principles of Solidification" J. Wiley & Sons, N.Y. 1964
- (37) E.SCHEIL - Z.Fur Metallkunde 23, 237 (1931)
- (38) W.G.Pfann - "Zone Melting" Met.Rev. V.2, N° 5, 1957,29
- (39) C.Wagner - "Theoretical Analysis of Diffusion of Solutes During Solidification of Alloys", Trans. AIME, V.200, 1954, 154
- (40) W.A.Tiller, K.A.Jackson, J.W.Rutter and B.Chalmers - "The Redistribution of Solute Atoms during Solidification of Metals", Acta Met., V.1 1953, 428
- (41) J.Walker - "Structure of Ingots and Castings". Liquids Metals and Solidification, ASM, 1957, 319-336
- (42) H.S.Carslaw and J.C.Jaeger - "Conduction of Heat in Solids", Oxford Univ. Press, 2nd Ed., 1959
- (43) W.B.Hilling and D.Turnbull - "Theory of Crustal Growth in Undercooled Pure Liquids" Journ.Chem.Phys., V.24, 1956, 914

- (44) A.Rosenberg and N.C.Winegard - "The Rate of Growth of Dendritics in Super-cooled Tin", Acta Met. V.2, 1954, 342
- (45) S.Lindenmeyer, K.Jackson and B.Chalmers - Trabajo no publicado (p. 253)
- (46) D.Turnbull - "Principles of Solidification", Thermodynamics in Physical Metallurgy ASM, 1950, 282
- (47) H.Biloni y B.Chalmers - "Predendritic Solidification" Trans.TMS-AIME, V.233 1965, 373
- (48) T.F.Bower y M.C.Flemings - Trans TMS-AIME 1967, 239, 267,
- (49) D.Walton y B.Chalmers - Trans. TMS-AIME, 1959, 215, 447
- (50) B.Matuschka - "Ueber den Waermeausgleich zwischen Block und Kokillenwandung" Arch fuer das Eisenhuett. H.7, Jan.1929, 405-413
- (51) W.E.Roth - "Ueber die Abkuehlung von Bloecken in Kokillen, insbesondere von Messingbloecken in Wassergekuehlten Kokillen", Die Giesserei, sept.1933, 413-419
- (52) R.W.Ruddle - "The Solidification of Castings", The Institute of Metals, 2nd Ed., 1957
- (53) Pellini et al - "Solidification of Various Metals in Ingot and Sand Molds" Electric Furnace Steel Proc., V.14 AIME, 1956, 48
- (54) N.C.Winegard y B.Chalmers - Trans ASM 46, 1954, 1207
- (55) B.Chalmers - J.Australian Inst. of Metals 8, 255, 1963
- (56) R.T.Southin - Trans TMS-AIME 1967, 239, 220
- (57) R.T.Southin - The solidification of Metals JISI-ISI-P 110, 1968
- (58) K.A.Jackson, J.D. Hunt, D.Uhlmann y T.Seward - Trans TMS-AIME 1966, 236, 749
- (59) S.O'Hara y W.A.Tiller - Trans TMS-AIME 1967, 239, 497
- (60) R.Morando, H.Biloni, G.S.Cole and G.F.Bolling - "The Development of Macrostructure in Ingots of Increasing Size", Met.Trans. V.1, May, 1970 1407-1412
- (61) H. Biloni and B.Chalmers - "Origin of the Equiaxed Zone in Smal Ingots" Journ.Mat.Science, 3, 1968, 129-149
- (62) O.G.Epanchintsev - "Structure and Properties of Metals Solidified under High Pressures" Russ, Cas. Prod., Jan 1972, 34
- (63) A.Muller - Publicación PMM/A-131
- (64) E.C.Lewis - "Low Pressure Die Casting", Trans.AFS, V.68, 1960, 268
- (65) A.T.Balevskii and I.Dimov - "Some possibilities of Counter-pressure Die-casting", Russ. Cast. Prod. 8, 1967, 351

- (66) S.Lipson and F.Ripkin - "Pressure Casting in Investment Moulds", Trans. AFS, V.73, 1965, 194
- (67) S.Z.Uram, Flemings and H.F.Taylor - "Effect of Pressure during Solidification on Microporosity in Al Alloys", Trans. AFS, V.66, 1958, 129
- (68) R.H.Wentorf - "Modern Very High Pressure Techniques" Butterworths, 1962
- (69) D.Tsiklis - "Handbook of Techniques in High Pressure Research and Engineering" Trans.Russ. Plenum, 1968
- (70) A.Biederman - "Fundición a Presión de Metales No-Férreos", José Monteso 1ra.Ed., 1952
- (71) H.H.Doehler - "Die Casting", Int.Student Ed., McGraw Hill 1951
- (72) A.R.Rabinovich - "Initial Metal-mould Heat Exchange", Russ.Cast.Prod.,6, 1967m276-278
- (73) R.F.Polica y M.C.Flemings - Trans AFS,73,1965,28
- (74) M.C.Flemings - "Casting Metals" Science and Technology, Dec. 1968, N° 84, p.12
- (75) H.R.Bertorello - Comunicación privada
- (76) A.Morales - Comunicación privada

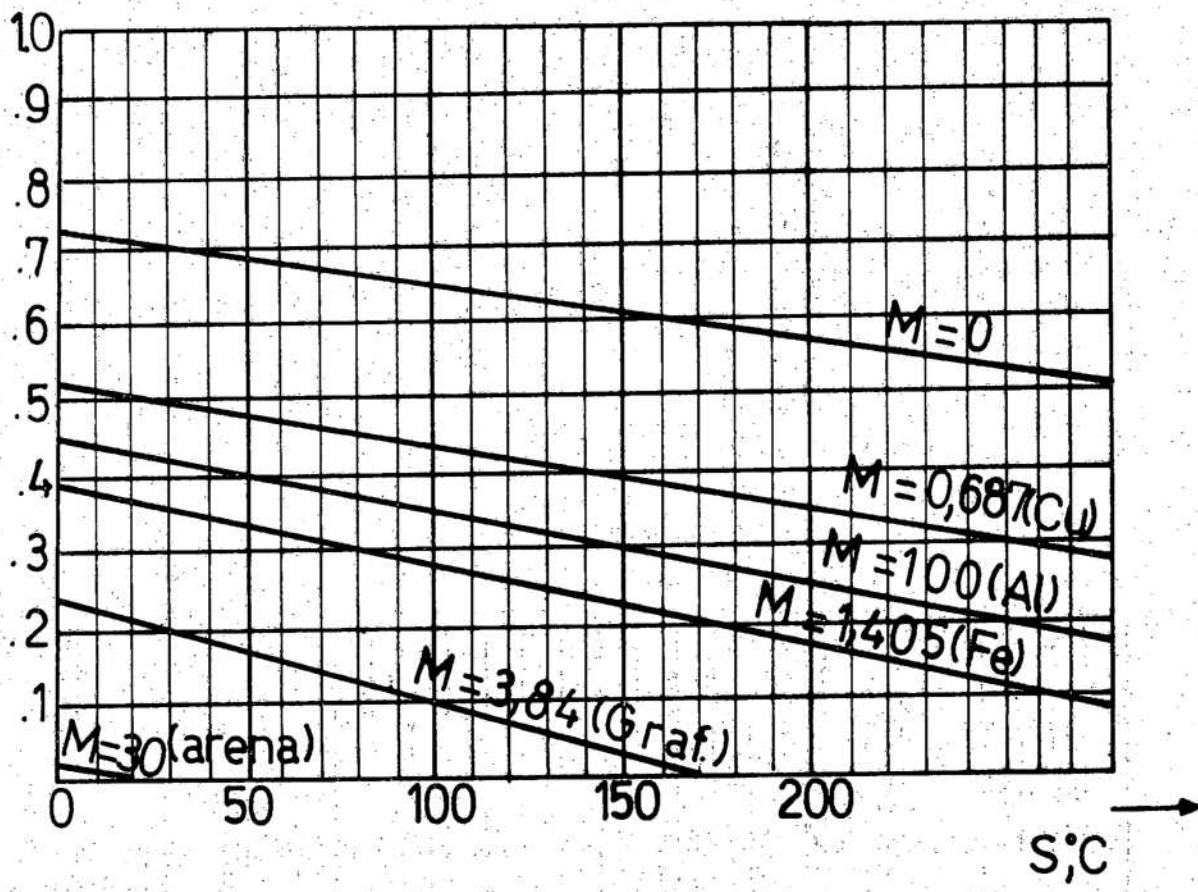


FIG. 1 .Solución Gráfica de la Ecuación General de SCHWARZ, para el caso de Al puro,  $T_0 : 20^{\circ}\text{C}$  (Balzaretti, D., Trabajo a publicar)

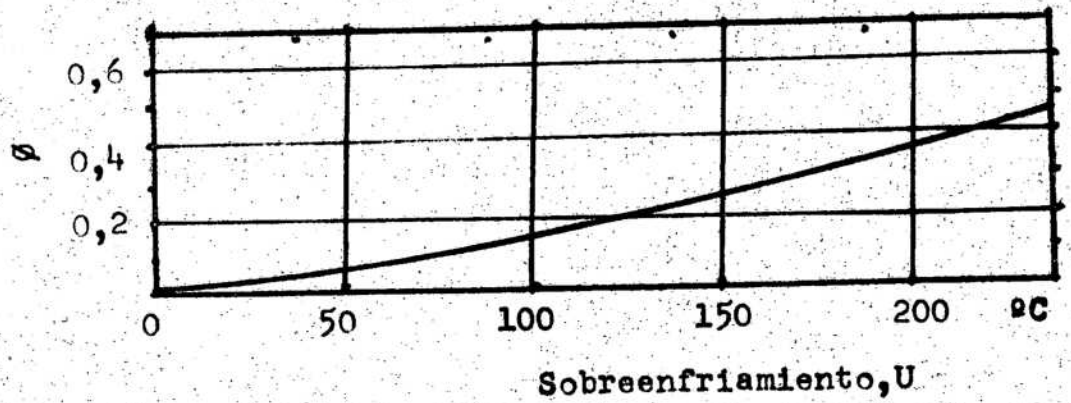


FIG. 2 .Constante de solidificación  $\phi$ , en función del Sobreenfriamiento  $U$ , calculado para Al puro, solidificado adiabáticamente, según (42)

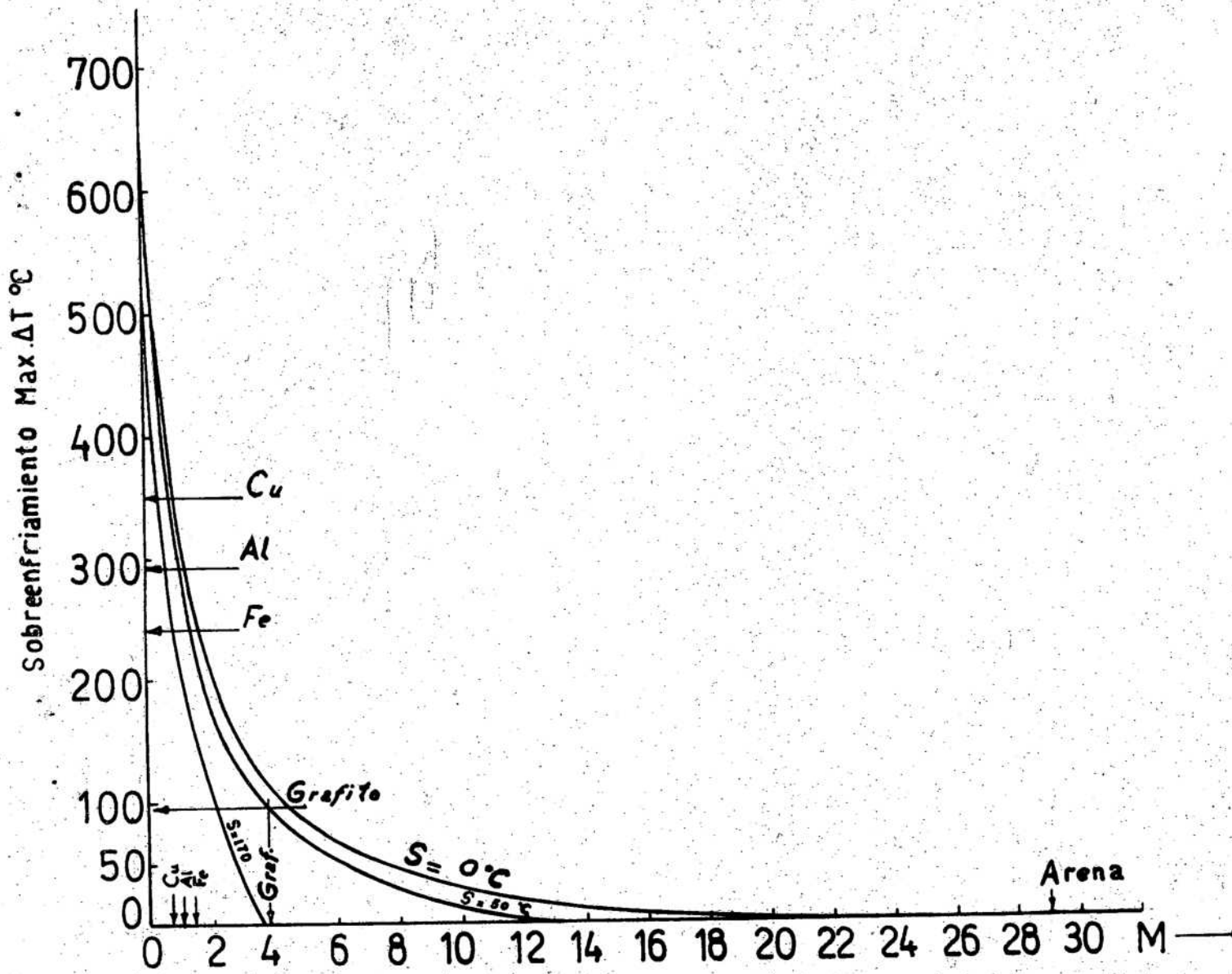


FIG. 3 .Sobreenfriamiento máximo posible en el Al puro, en contacto con lingóteras de distintos materiales (M), en función del sobrecalentamiento (S).  $T_0: 20^\circ\text{C}$

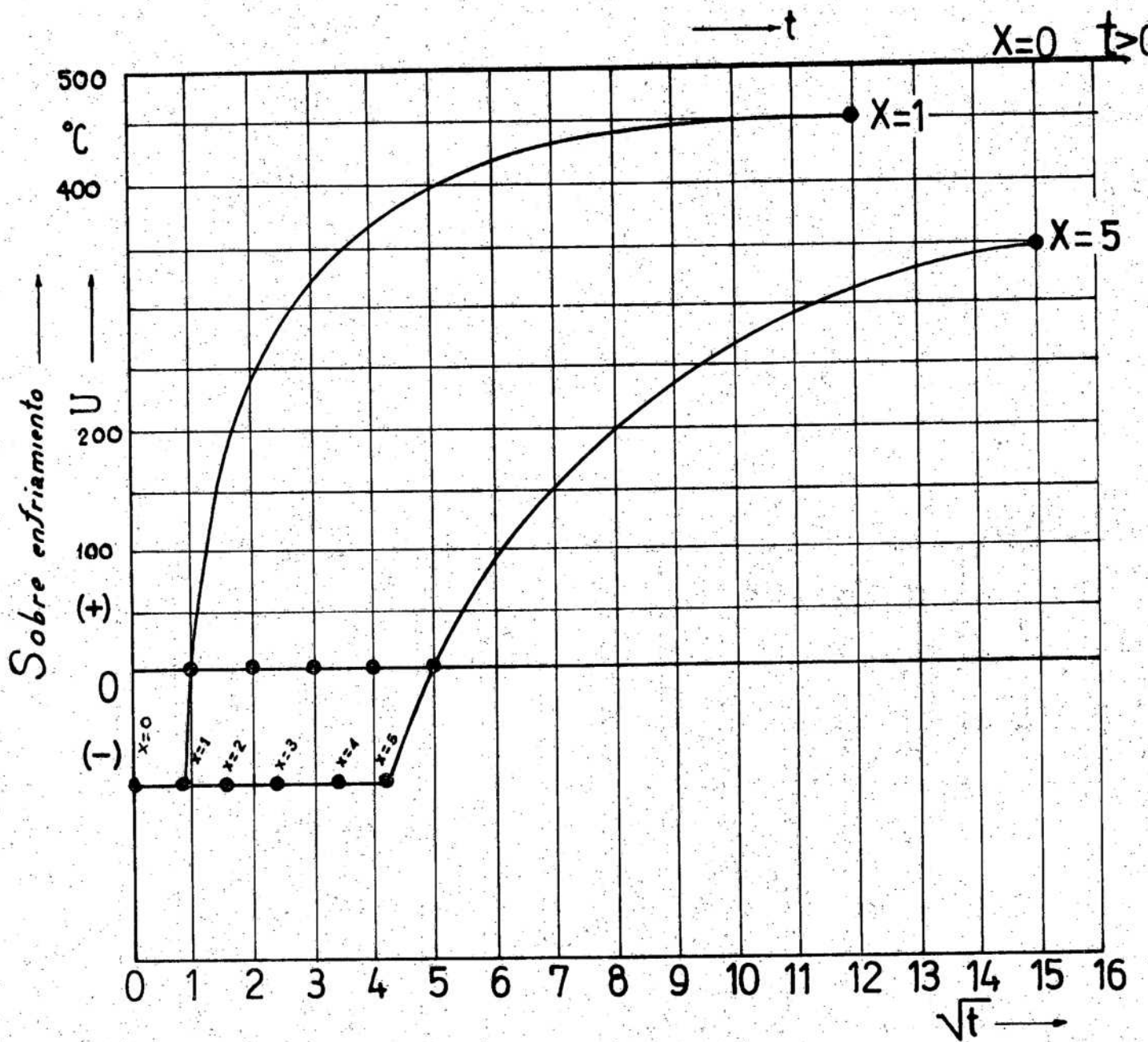


FIG. 4 .Evolución del Sobreenfriamiento Máximo (U) para el caso del Al puro metaestable, en contacto con una lingotera de M:O, colado a  $T_c: 760^\circ\text{C}$  calculado para distintas distancias de la Interfaz Metal-molde.

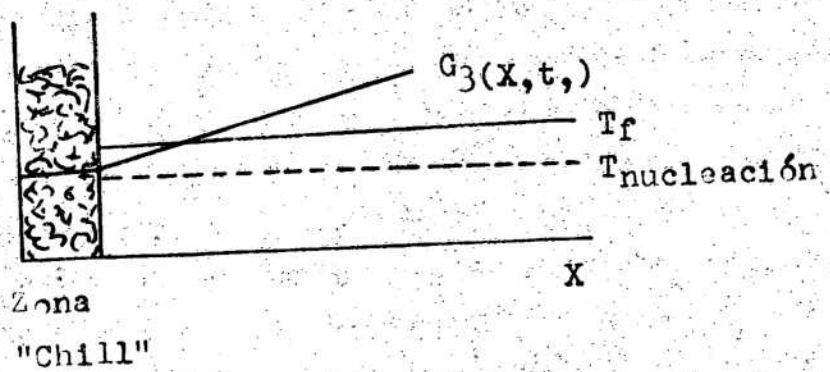


Fig. 5. Esquema térmico al final de la formación de la zona "chill" e inicio del crecimiento columnar.

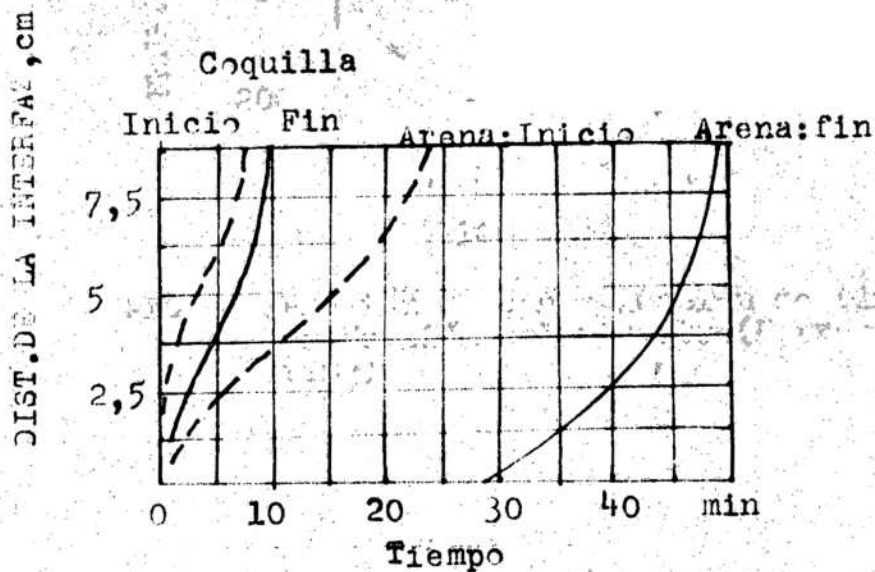


FIG. 6 .Evolución de las "olas" de inicio y fin de solidificación verificadas en lingotes de sección cuadrada ( $45\text{cm}^2$ ), colados en molde de arena verde y metálico,  $T_c$   $1538^\circ\text{C}$  (53).

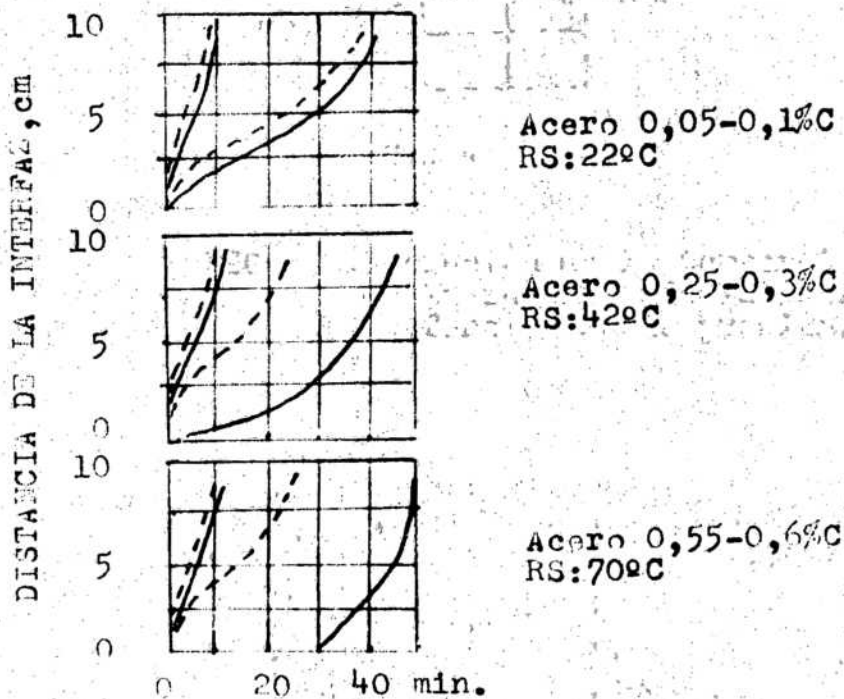


FIG. 7 .Efecto de la composición química (rango de solidificación) en el espesor de la zona pastosa en moldes de arena verde y metálico (53).

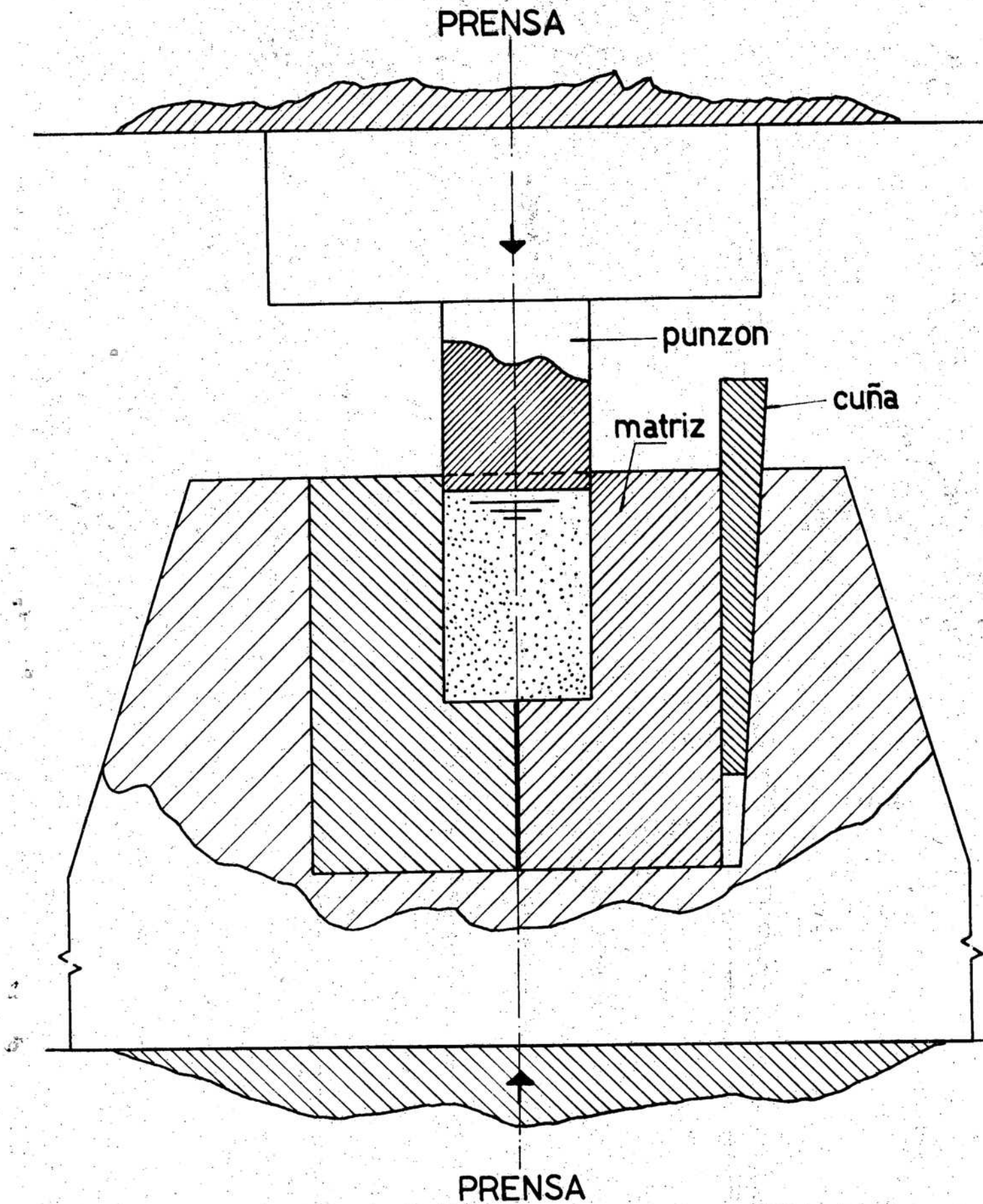


FIG. 11 SISTEMA DE ALTA PRESION, TIPO PUNZON-MATRIZ, UTILIZADO EN LA SOLIDIFICACION DE LINGOTES POLIDIRECCIONALES

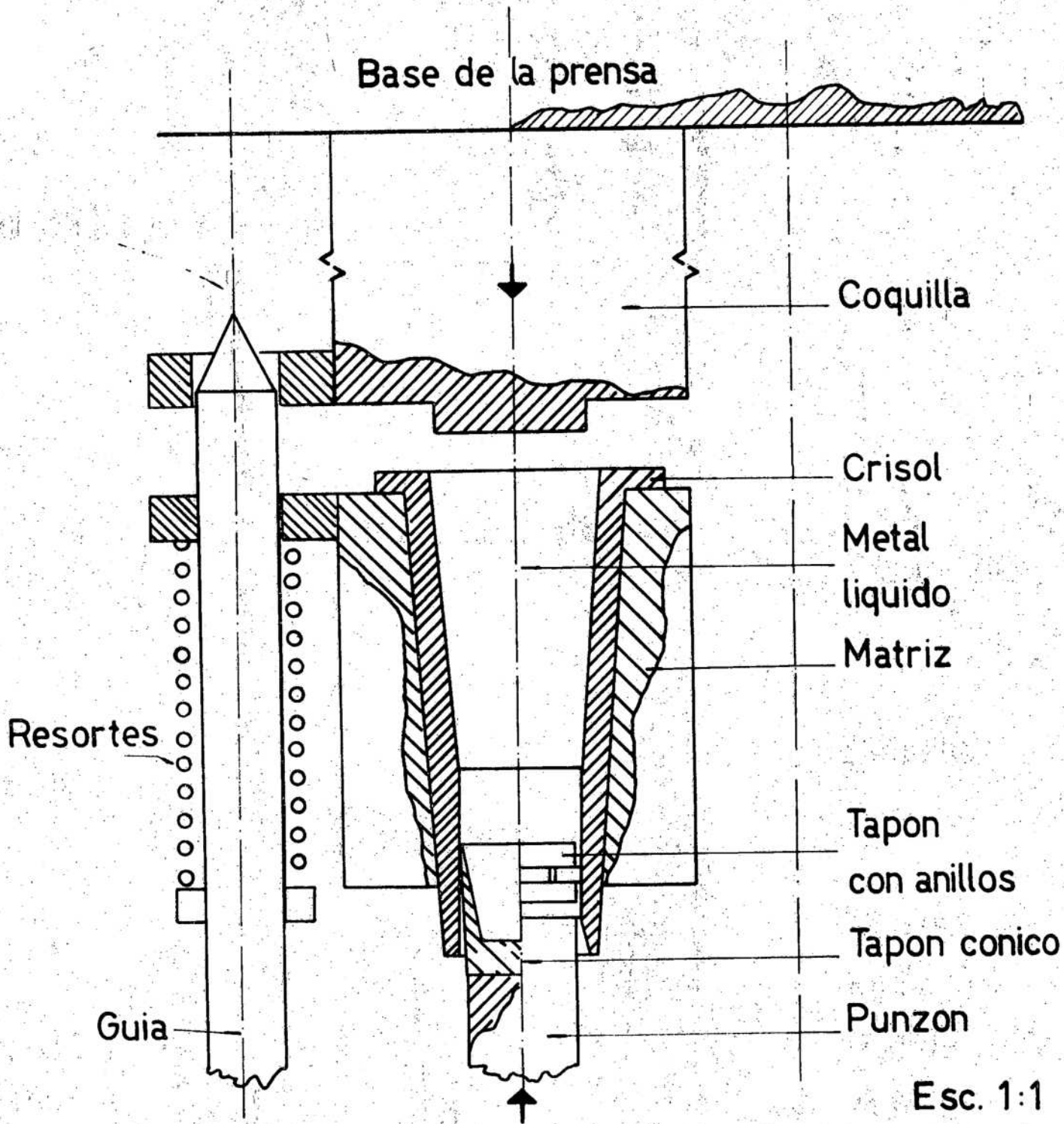
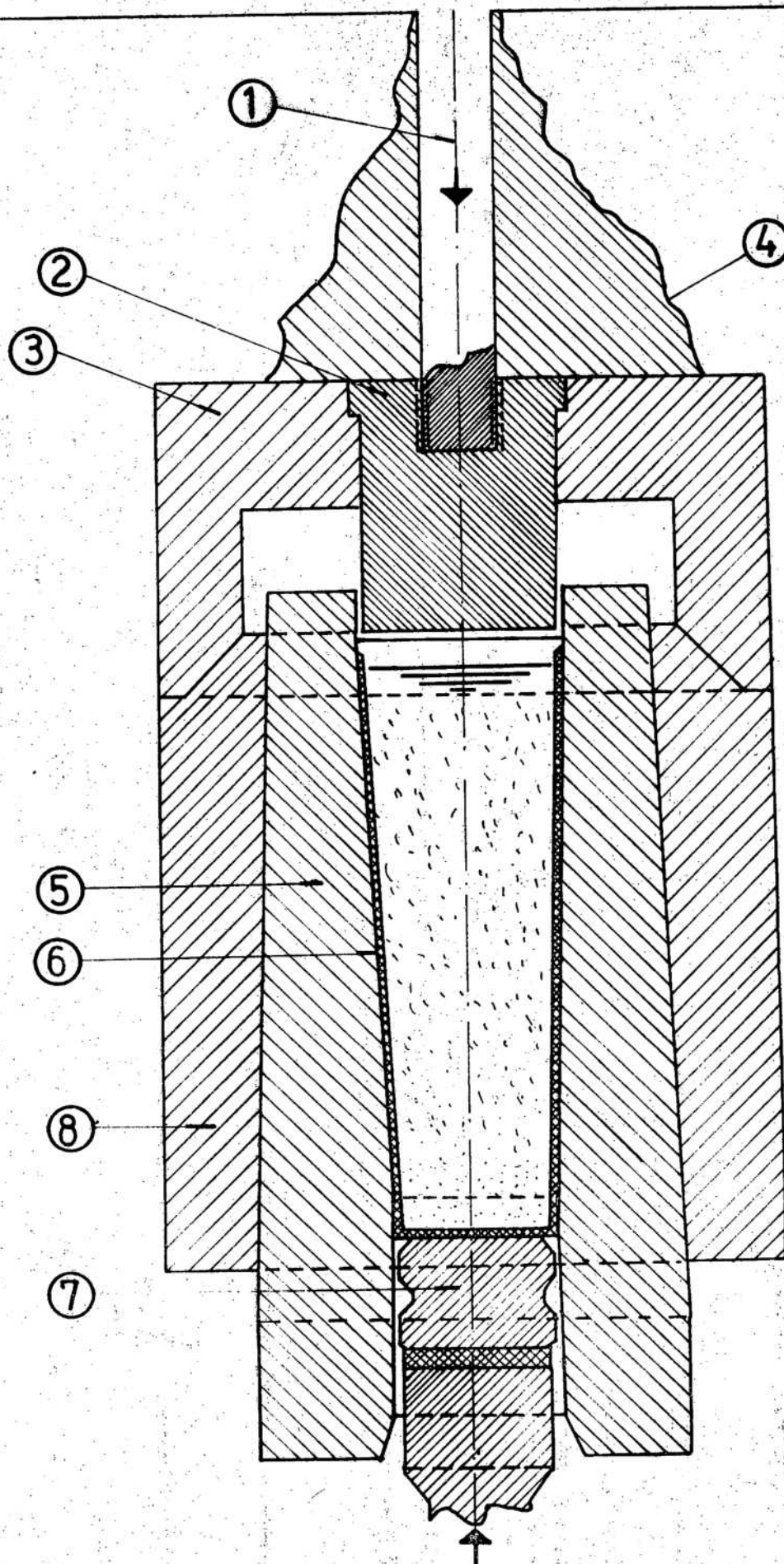
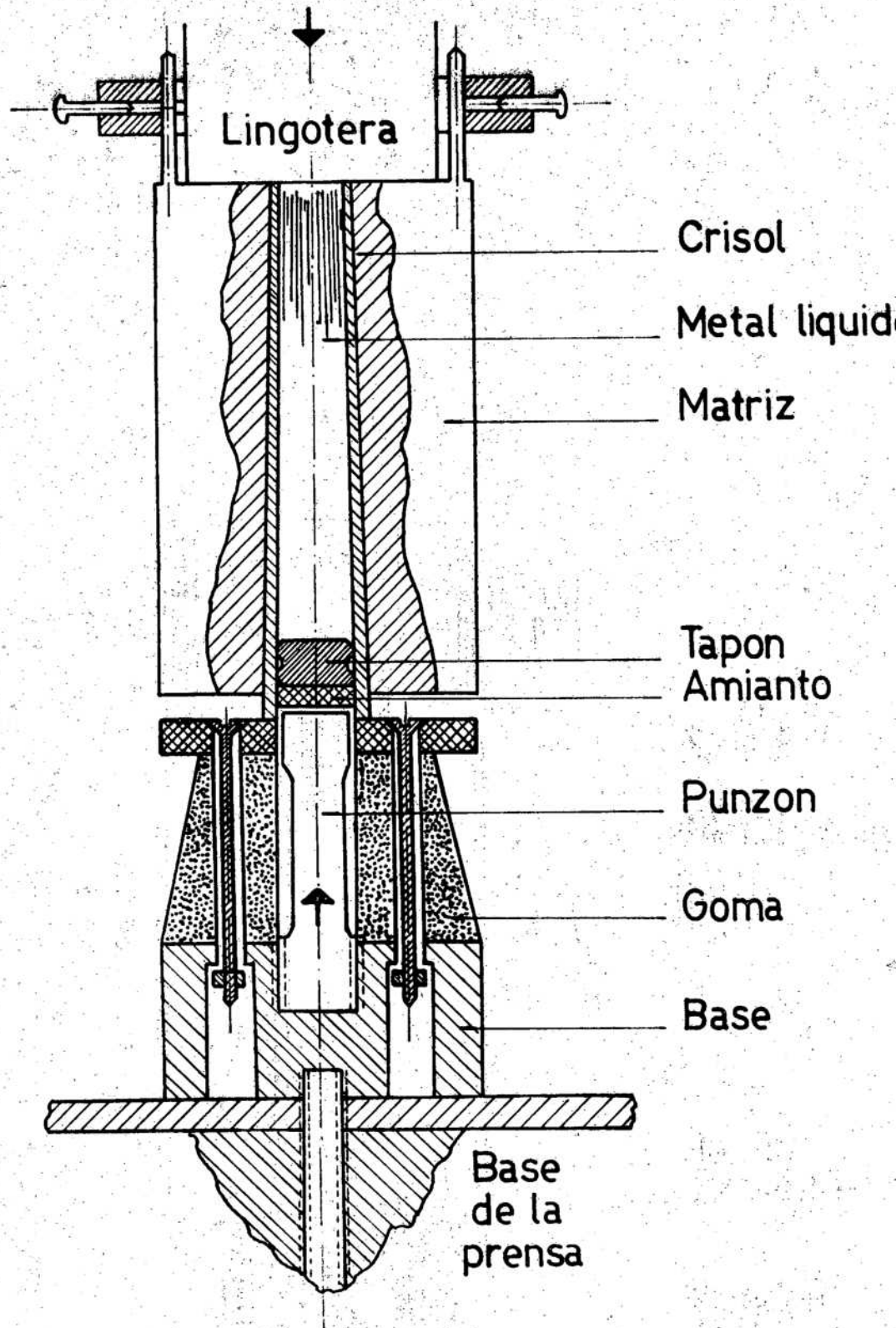


FIG.12 SISTEMA A DE ALTA PRESION UTILIZADO EN LA SOLIDIFICACION DE LINGOTES UNIDIRECCIONALES



Esc. 1:1

FIG. 14. SISTEMA C DE ALTA PRESION UTILIZADO PARA LA SOLIDIFICACION DE LINGOTES UNIDIRECCIONALES  
 1) PERNO DE SUJECION, 2) LINGOTERA, 3) APOYO, 4) MESA DE LA PRENSA  
 5) MOLDE PRECALENTADO, 6) CRISOL, 7) TAPON DESLIZANTE, 8) MATRIZ



Esc. 1:2

FIG. 13 SISTEMA B, DE ALTA PRESION UTILIZADO EN LA SOLIDIFICACION UNIDIRECCIONAL DE LINGOTES

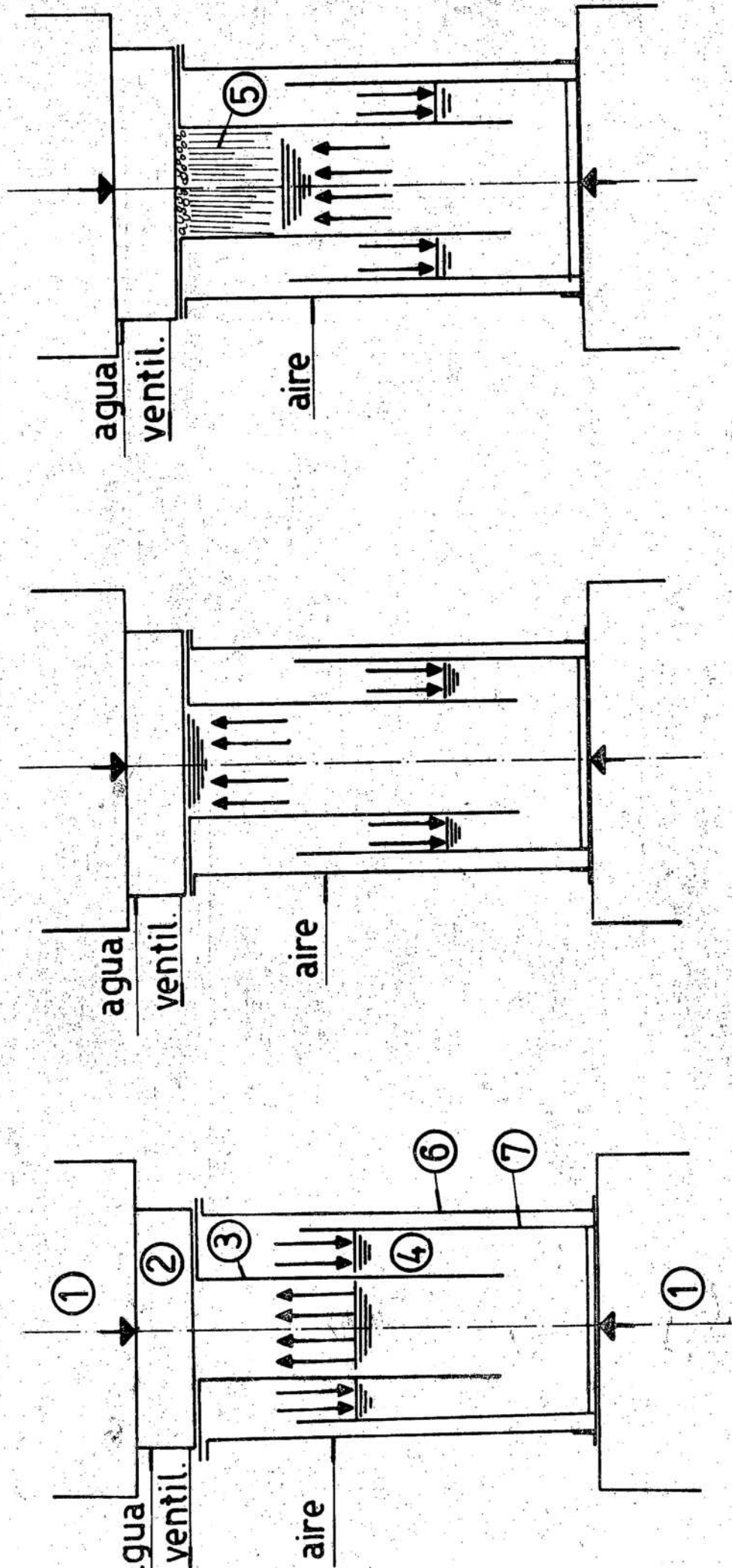


FIG. 14A ESQUEMA DEL METODO DEL SIFON DE SOLIDIFICACION UNIDIRECCIONAL DE METALES:  
 1) MESA DE LA PRESNA 2) LINGOTERA, 3) TUBO DE ALIMENTACION, 4) LIQUIDO, 5) METAL SOLIDIFICADO, 6) RECIPIENTE DE PRESION, 7) CRISOL

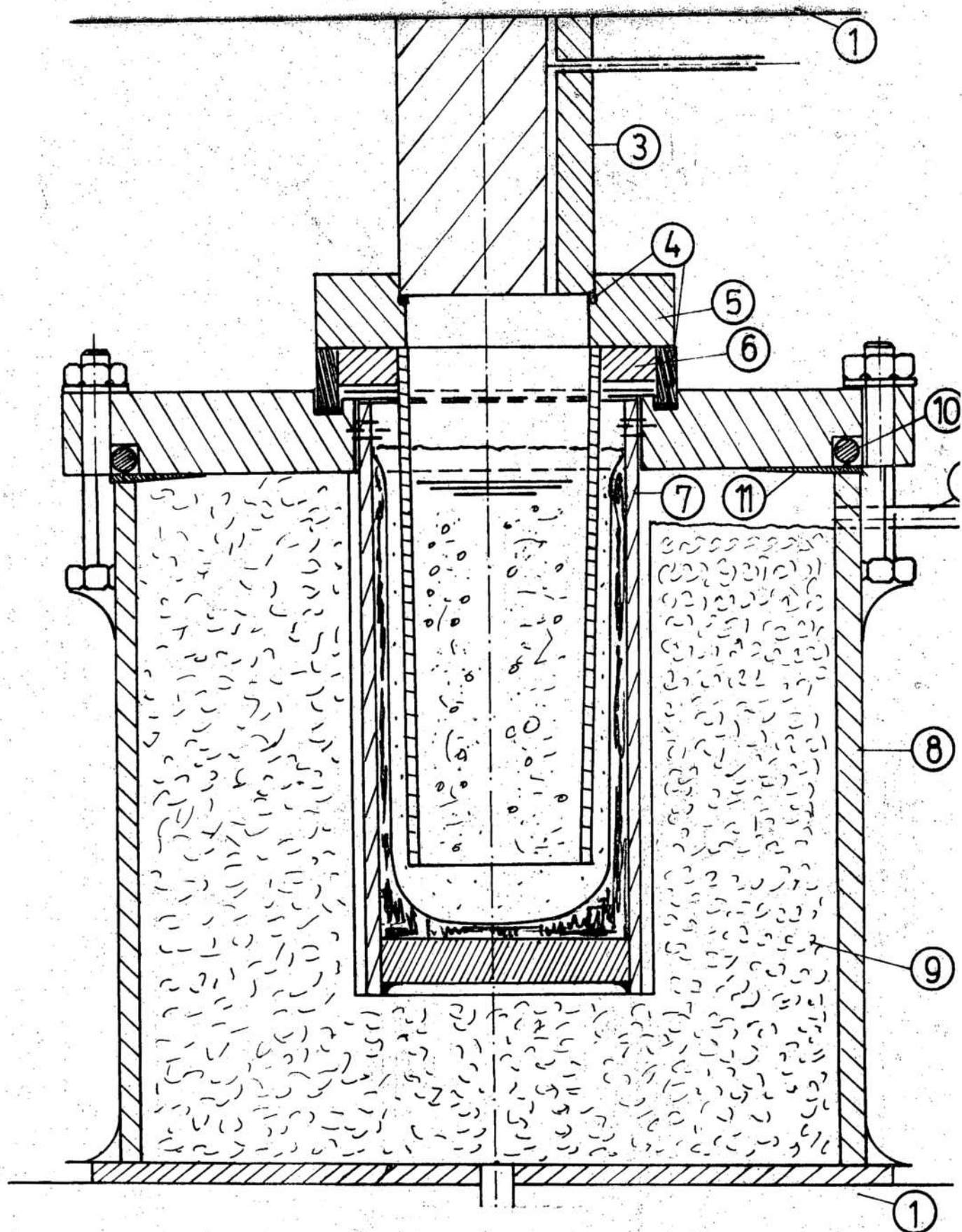


FIG. 15 .Esquema del Equipo de Presión tipo Sifón utilizado para la obtención de lingotes unidireccionales de Al y sus Aleaciones, con capacidad para lingotes de  $\varnothing$  70 mm x200 mm de largo. Presión máxima: 150 atmósferas. Escala aproximadamente 1:2.

- (1) Base de la Prensa; (2) Entrada de aire ó nitrógeno a presión; (3) Lingotera; (4) Sello de amianto; (5) Refuerzo; (6) Tubo de Alimentación; (7) Crisol; (8) Recipiente de Presión; (9) Aislante Térmico; (10) Anillo de Cierre; (11) Chapa de Cobre recocida;

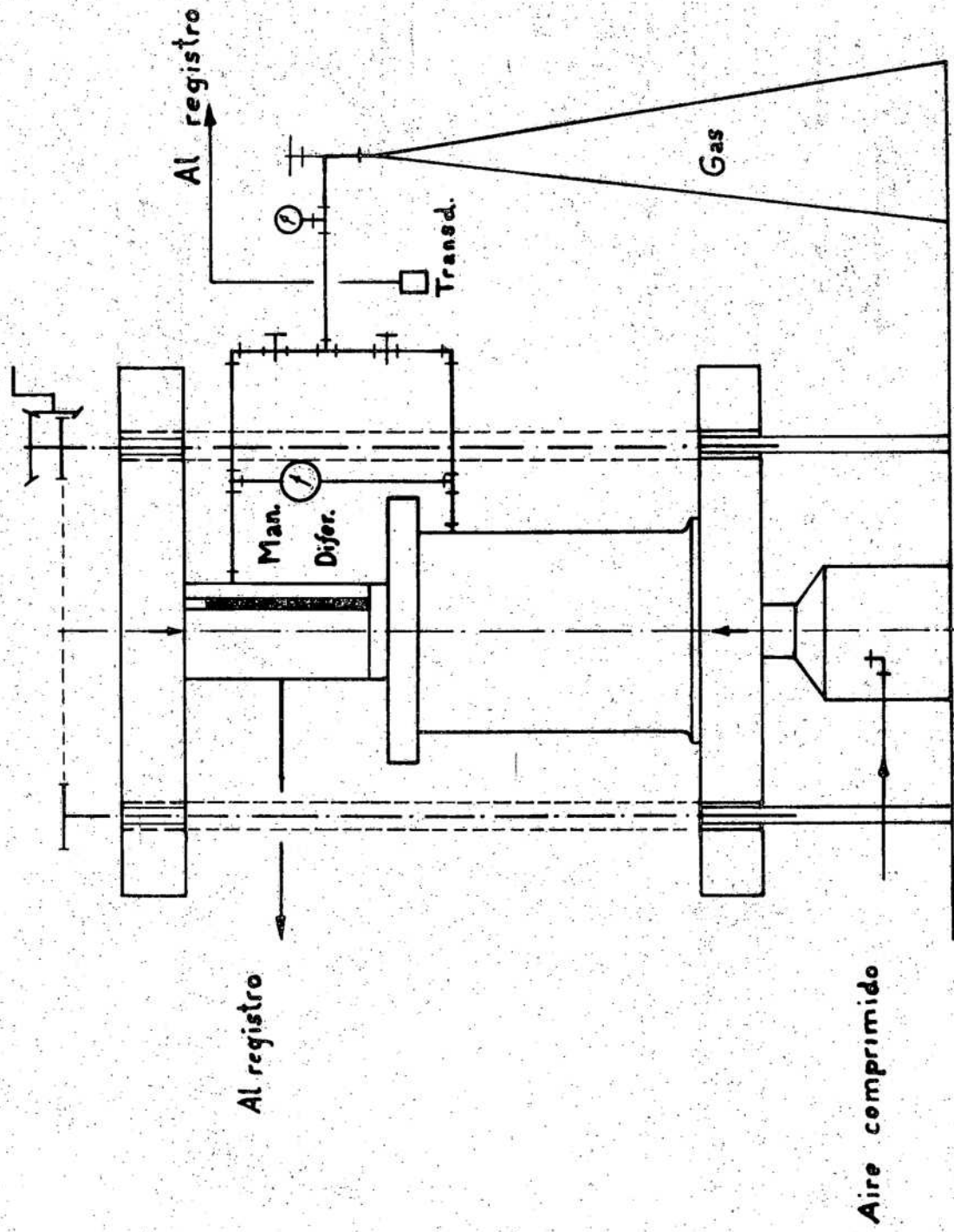


FIG. 16. Esquema del método Contra-Presión utilizado para la solidificación Unidireccional de lingotes bajo presiones de hasta 150 atmósferas.

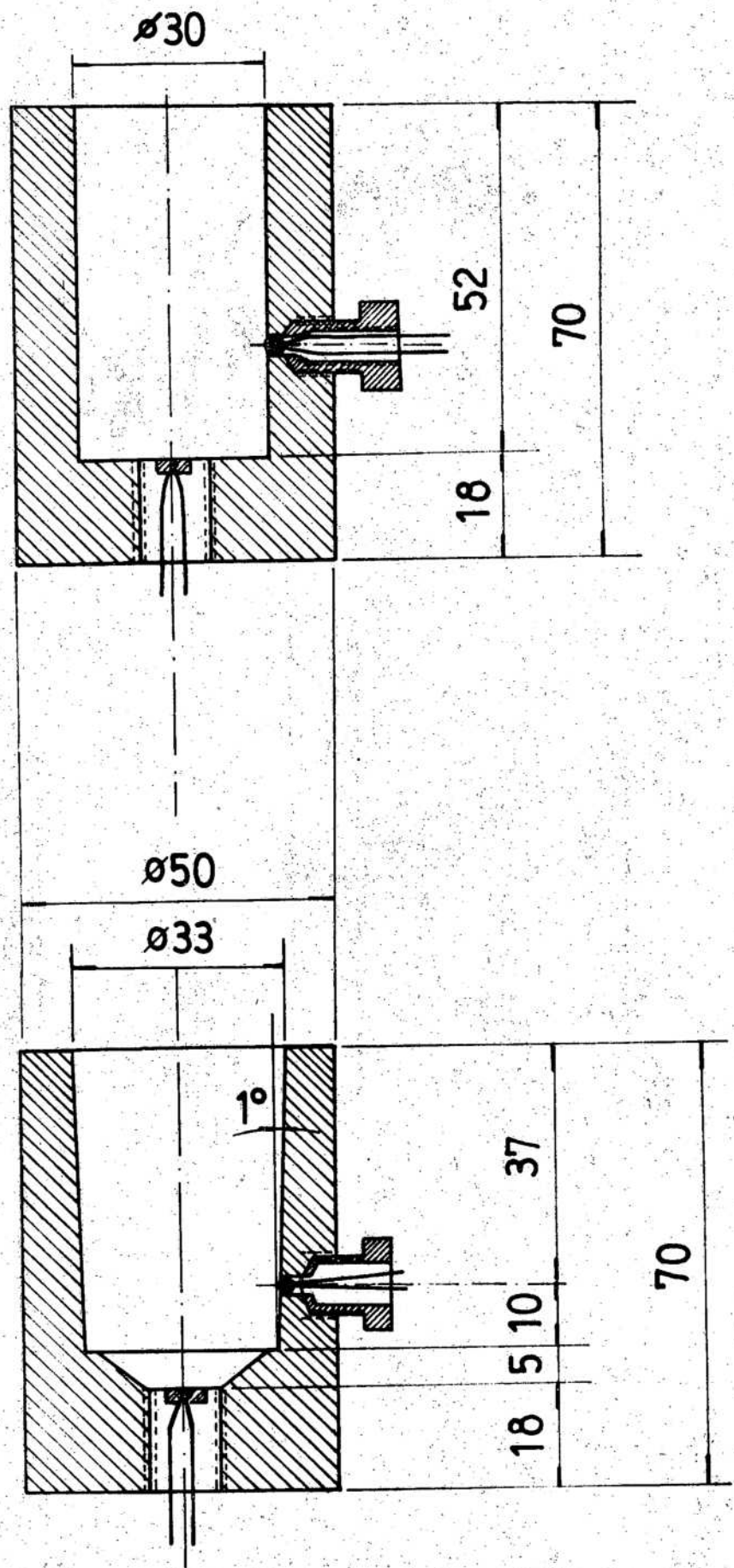
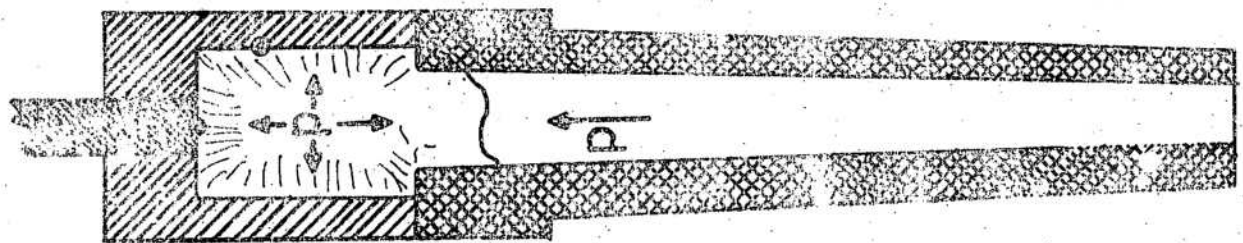
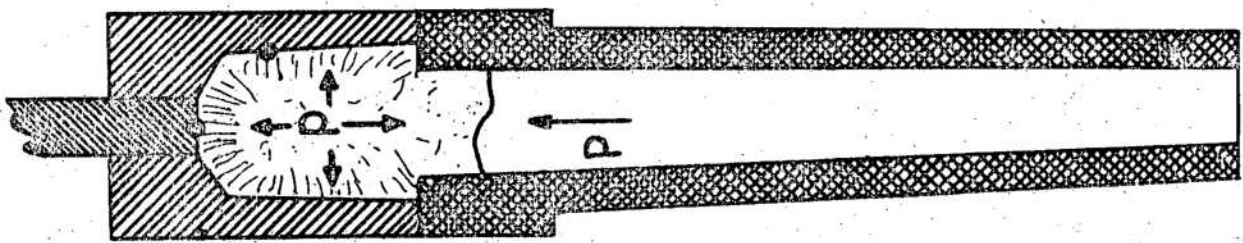


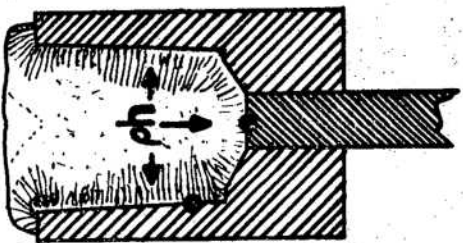
FIG. 17 LINGOTERAS DE ACERO AL CARBONO UTILIZADAS EN LAS EXPERIENCIAS POLIDIRECCIONALES A BAJA PRESION EMPLEANDO TERMOCUPLAS EN EL FONDO Y LATERALES



(c)



(b)



(a)

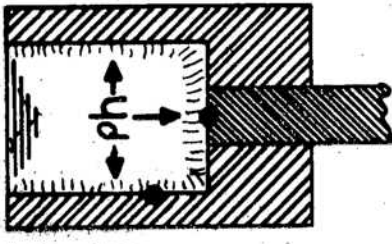
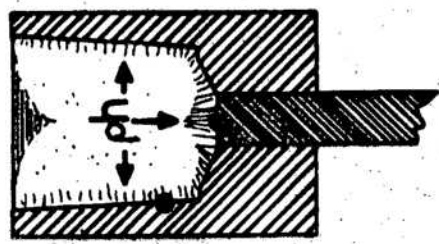
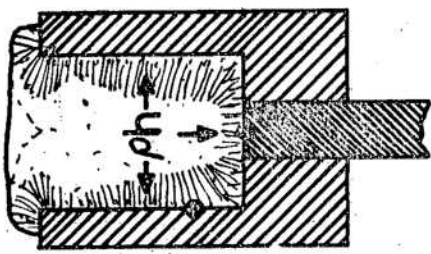


FIG. 18 MÓDOS DE SOLIDIFICACION DE LOS LINGOTES POLIDIRECCIONALES  
 a) SIN CABEZA, b) CON CABEZA, c) COMPRESION

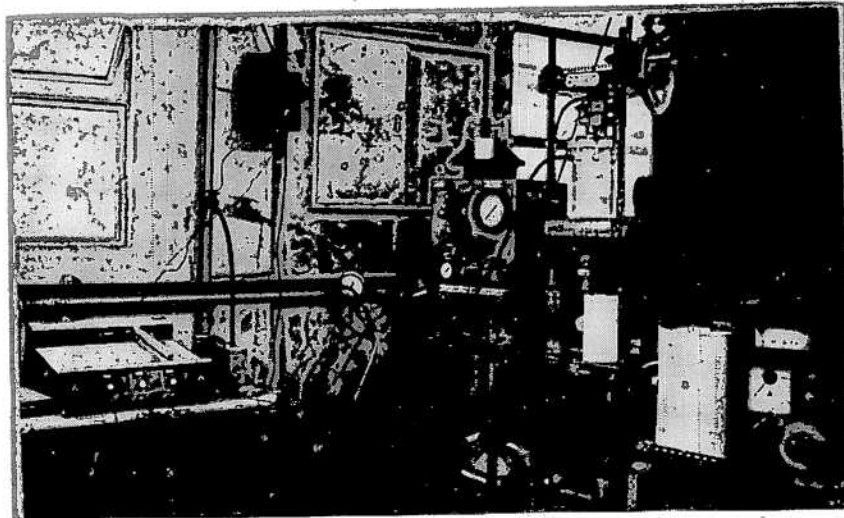


FIG. 19 Vista general del equipo de presión utilizado para el método del Sifón.

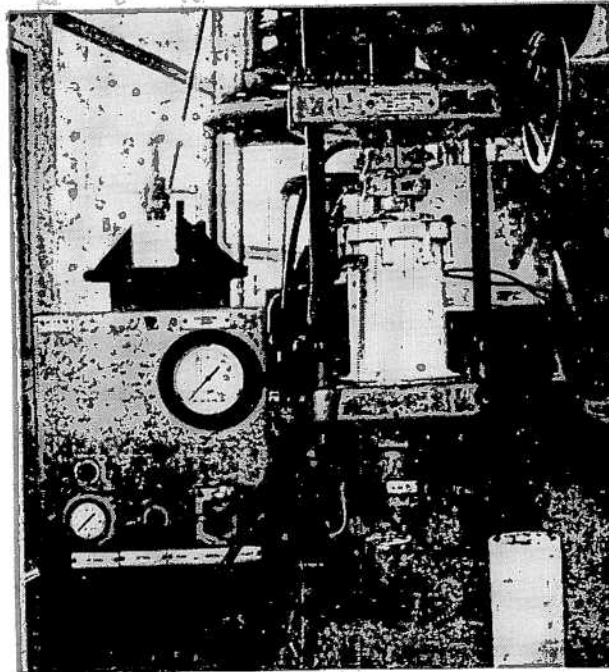


FIG. 20 Vista parcial del equipo de presión.

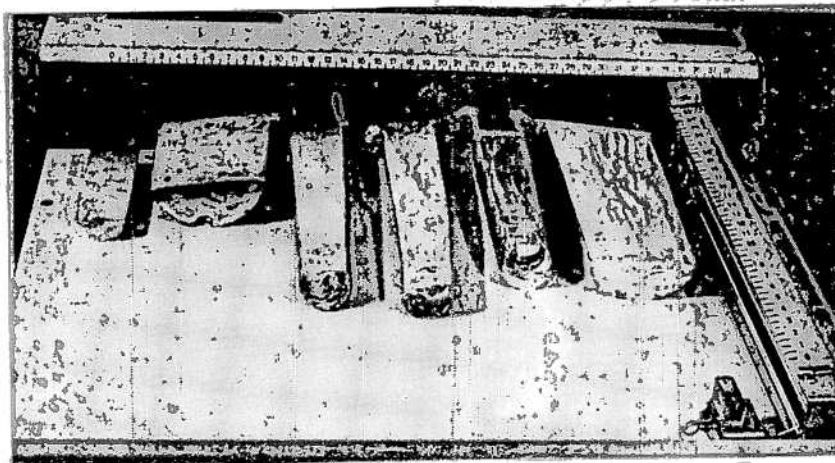
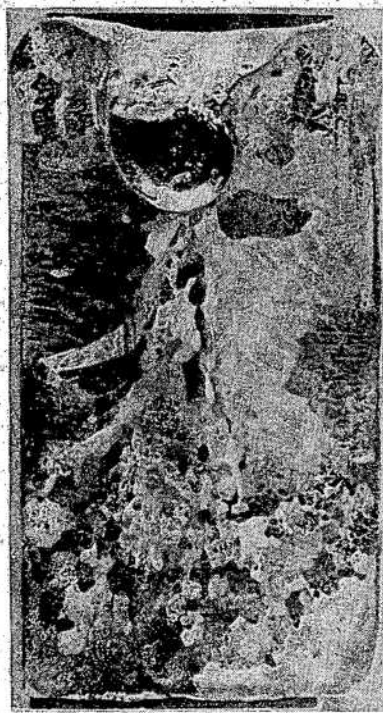
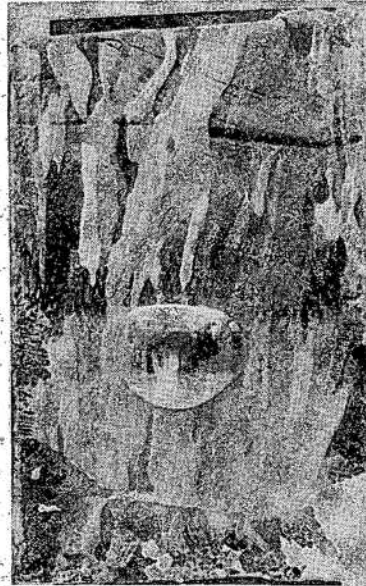


FIG. 21 Diversos lingotes unidireccionales de diferentes dimensiones producidos por el Método Sifón.

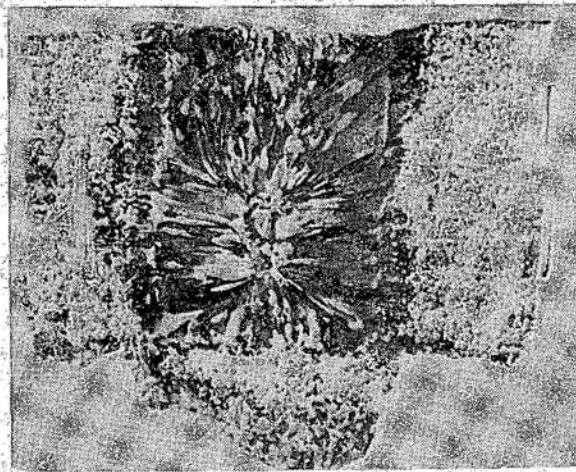
FIG. 22 Diagrama de las conexiones colocadas para la medición de la Temperatura de la Interfaz Metal-Líquido y sus Curvas Características: (1), (2), (3), (4), (5), (6), (7), (8), (9), (10), (11), (12), (13), (14), (15), (16), (17), (18), (19), (20), (21), (22), (23), (24), (25), (26), (27), (28), (29), (30), (31), (32), (33), (34), (35), (36), (37), (38), (39), (40), (41), (42), (43), (44), (45), (46), (47), (48), (49), (50), (51), (52), (53), (54), (55), (56), (57), (58), (59), (60), (61), (62), (63), (64), (65), (66), (67), (68), (69), (70), (71), (72), (73), (74), (75), (76), (77), (78), (79), (80), (81), (82), (83), (84), (85), (86), (87), (88), (89), (90), (91), (92), (93), (94), (95), (96), (97), (98), (99), (100).



a



b



d

FIG. 25 - Lingotes de Al puro, solidificados en lingotera precalentada.

$T_0$  :  $600^{\circ}\text{C}$ , pintada interiormente con pintura aislante.

$T_c$  :  $680^{\circ}\text{C}$ .

a) lingote normal

b) lingote normal con punzón arriba sin presión.

c) lingote solidificado bajo 2000 atm, unidireccional.

d) lingote solidificado bajo 2000 atm, polidireccional.

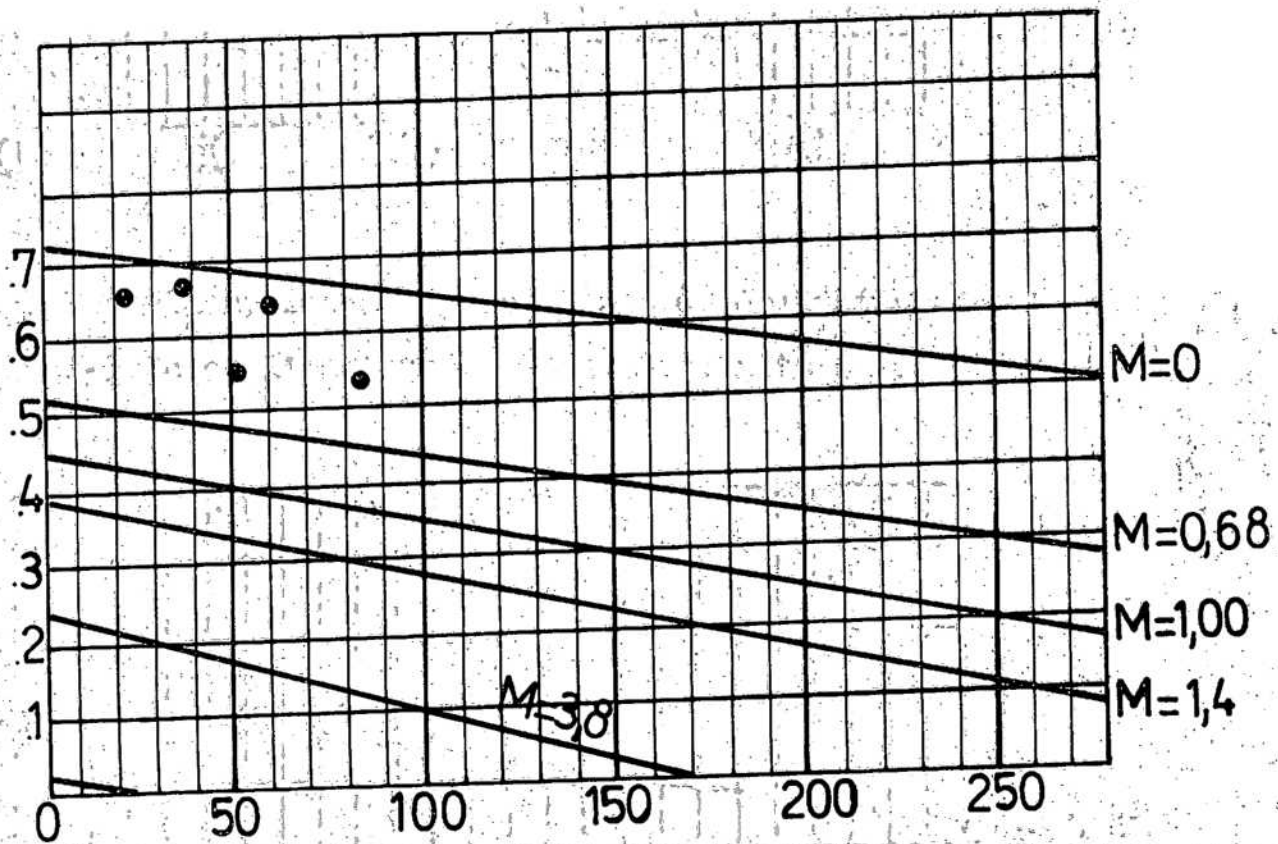
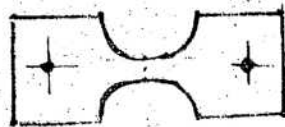
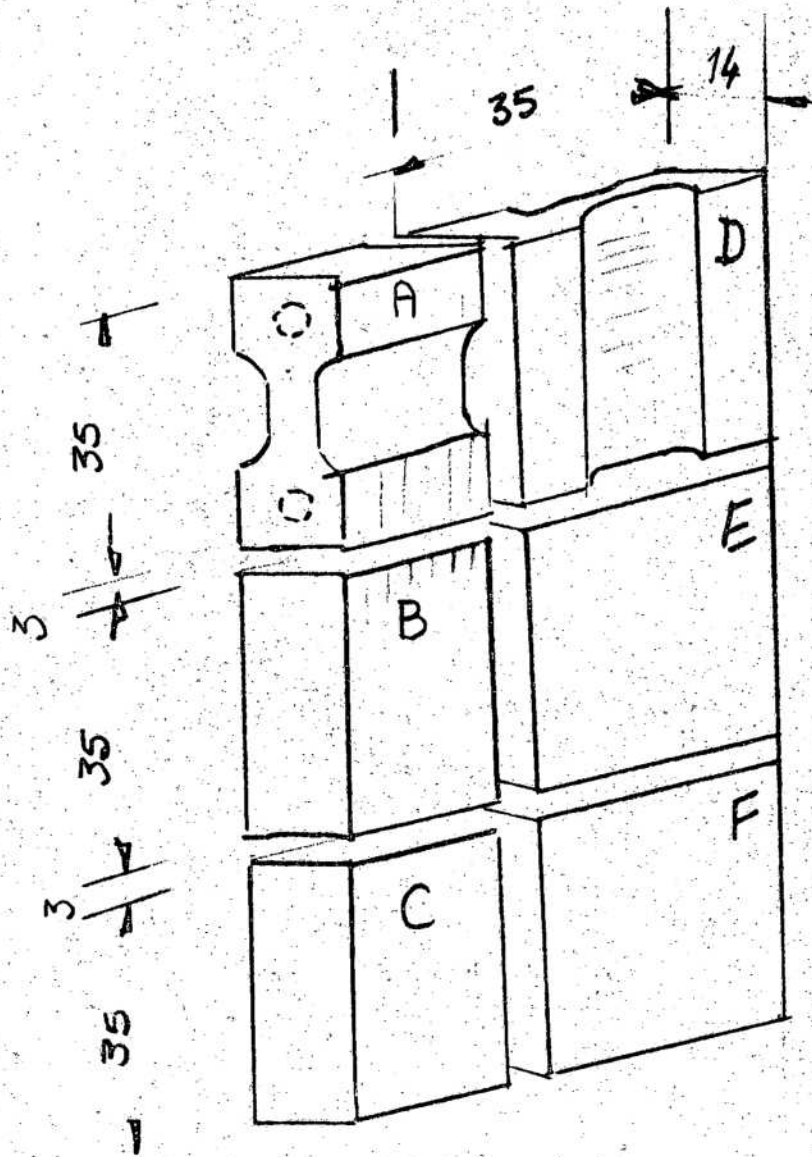


FIG.26 .Datos Experimentales de la Constante de Solidificación  $\phi$   
 Para Al puro, en lingotera refrigerada ( $M:0$ )



Próbeta de tracción utilizada  
Esc.: 1:1

Fig. 30 .Esquema de la partición del lingote nº20 de Al puro, 100 atm., para la obtención de las probetas de tracción transversales y longitudinales.

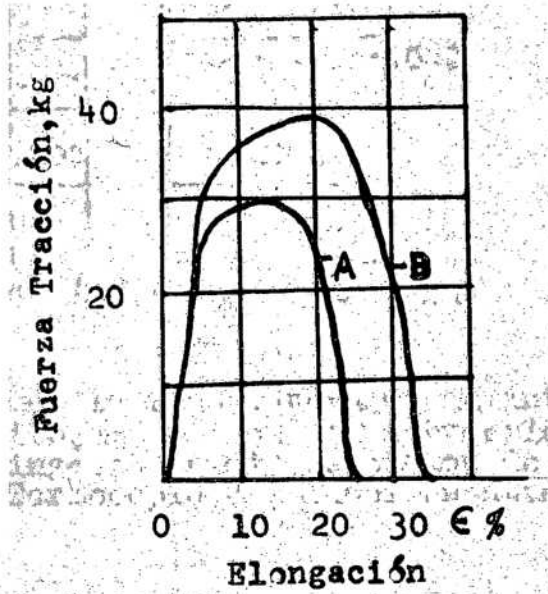


FIG.30a. Trabajo de Deformación en Al puro Unidireccional  
100 atm.:A-Longitudinal;B-Transversal

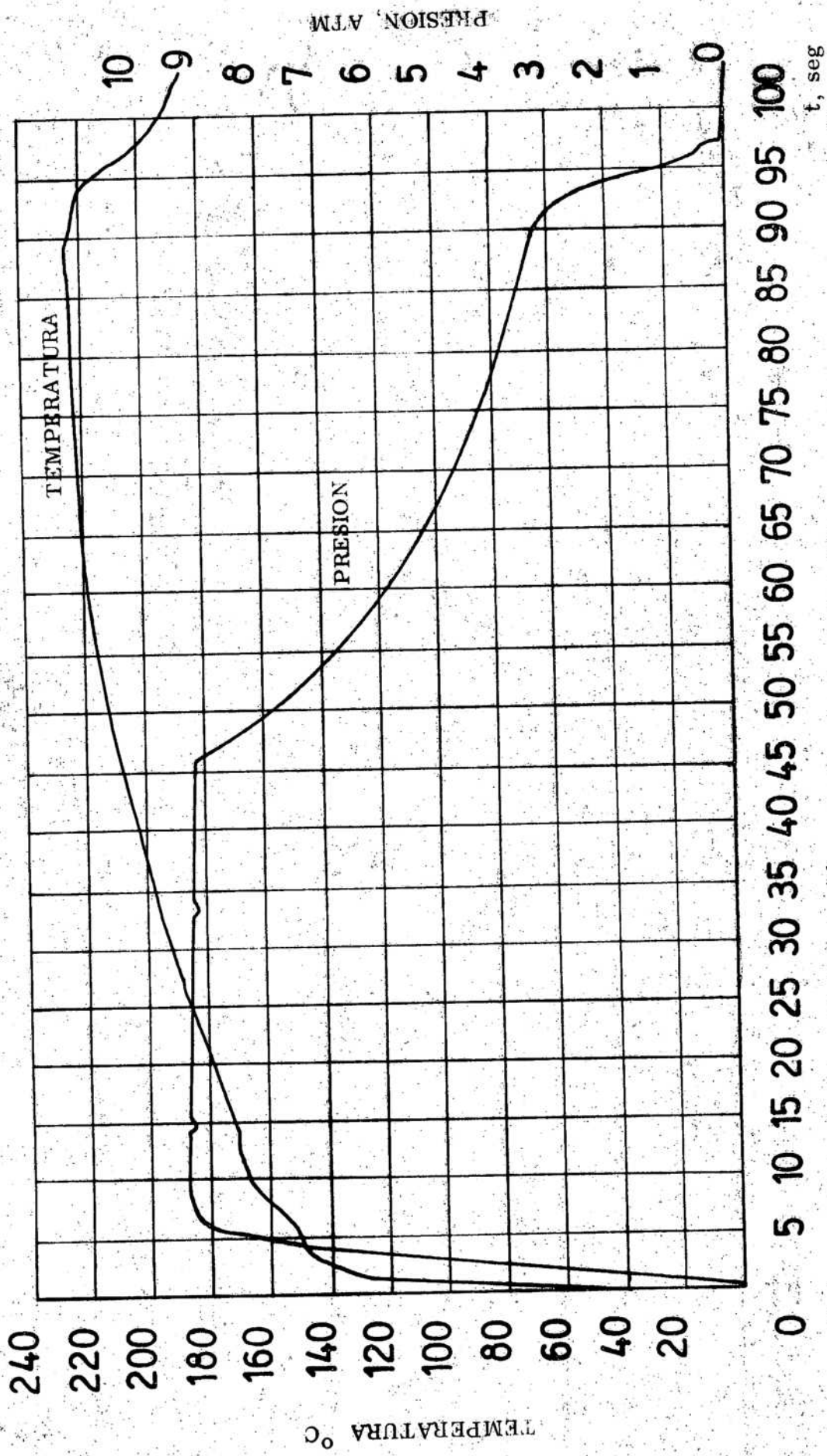


FIG. 33 INFLUENCIA DE LA PRESION SOBRE LA TEMPERATURA DE LA INTERFAZ ( $X_1 = 2\text{mm}$ ) DE UNA LINGOTERA DE CU SEMI-INFINITA. LINGOTE (43). TABLA 4.

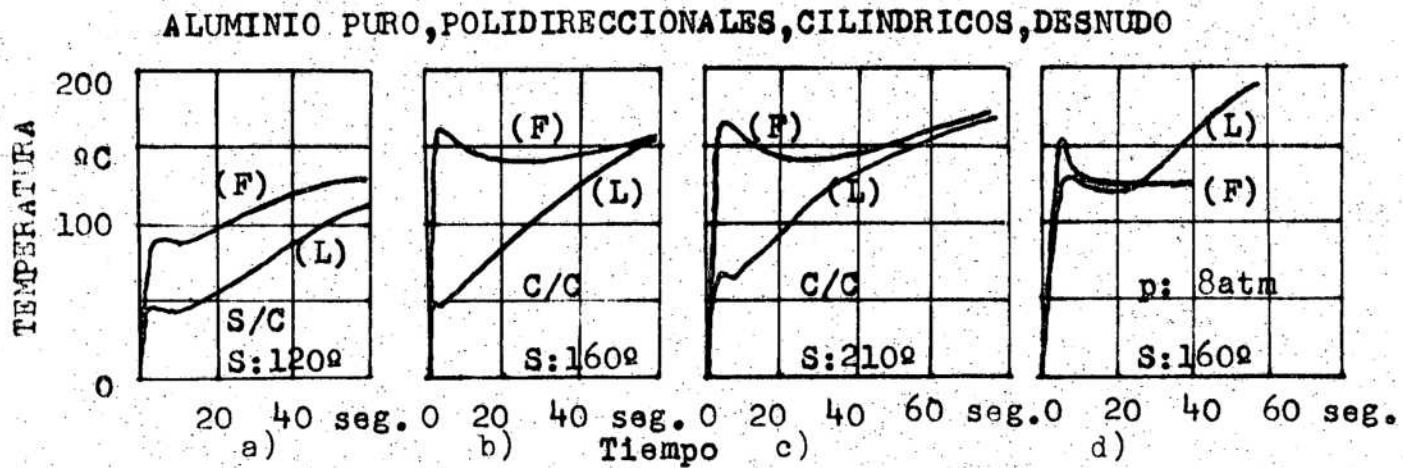


FIG. 34. Influencia de la  $T_c$  y de la presión sobre la evolución de las temperaturas del Fondo y Lateral de lingotes polidireccionales de Al puro, cilíndricos y desnudos.

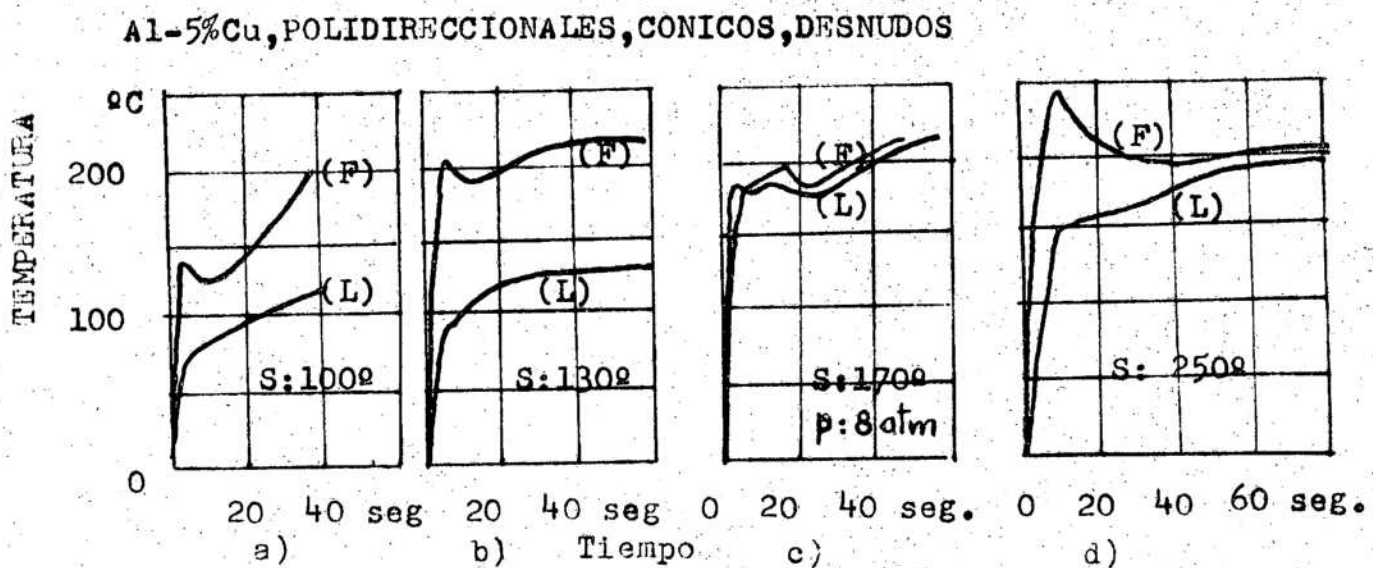


FIG. 35. Idem, para lingotes polidireccionales de Al-5%Cu, cónicos y desnudos.

Al-5%Cu, POLIDIRECCIONALES, CILINDRICOS, DESNUDOS

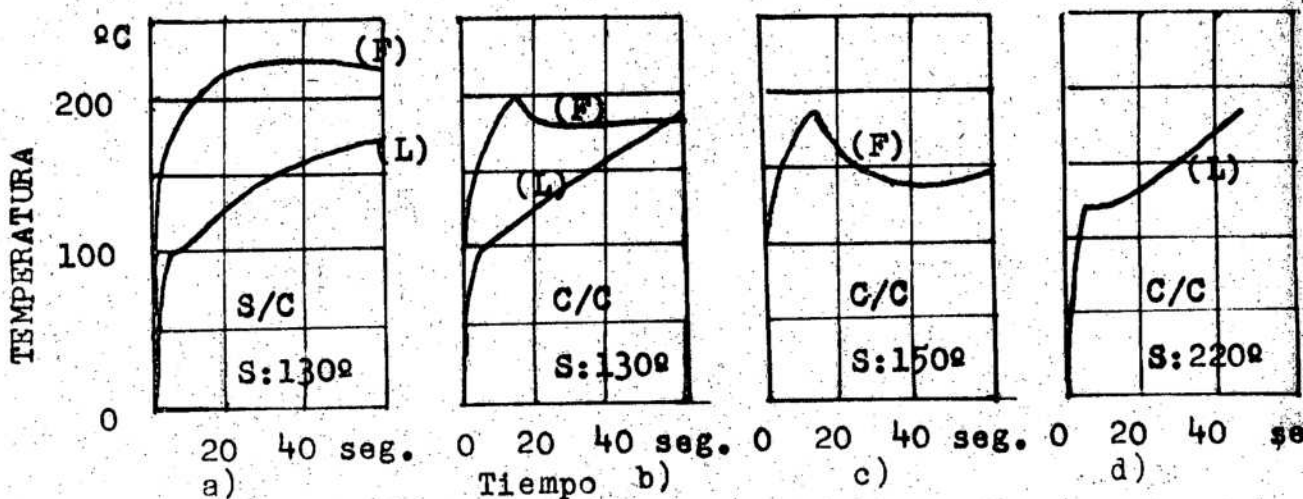


FIG. 36. Evolución de las temperaturas Lateral y del Fondo, en lingotes de Al-5%Cu, polidireccionales, cilindricos, desnudos, en función de la  $T_c$ , y de la existencia de la cabeza del lingote.

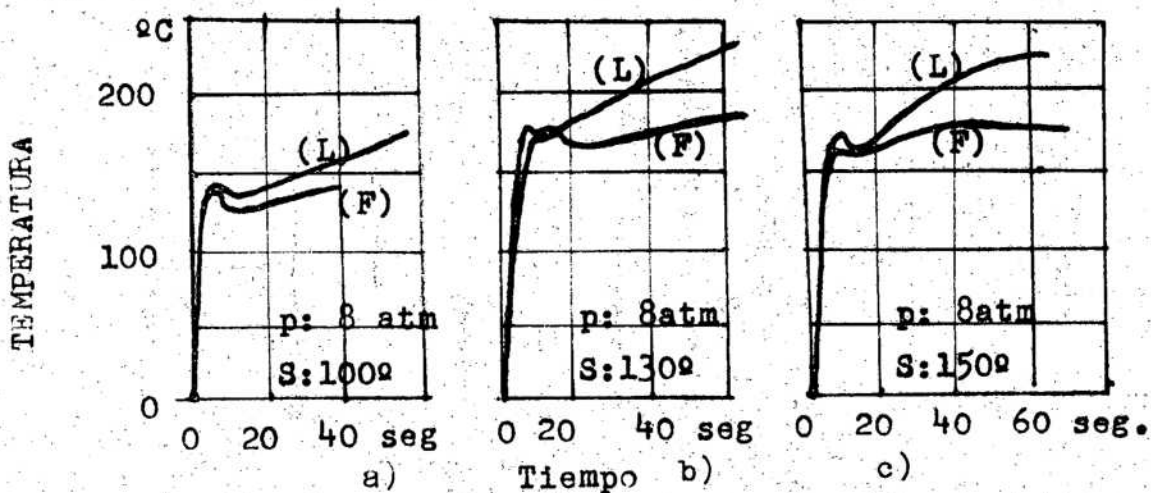


FIG. 37. Idem, a presión de 8 atmósferas.

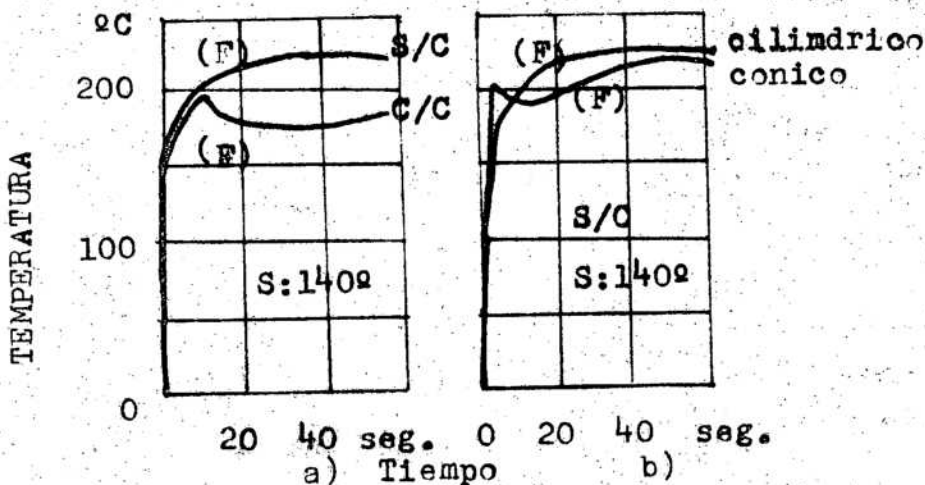


FIG. 38. Idem, en función de la cabeza (a) y de la forma de la lingotera (b)

Al-5%Cu, POLIDIRECCIONALES, CILINDRICOS, PINTADOS

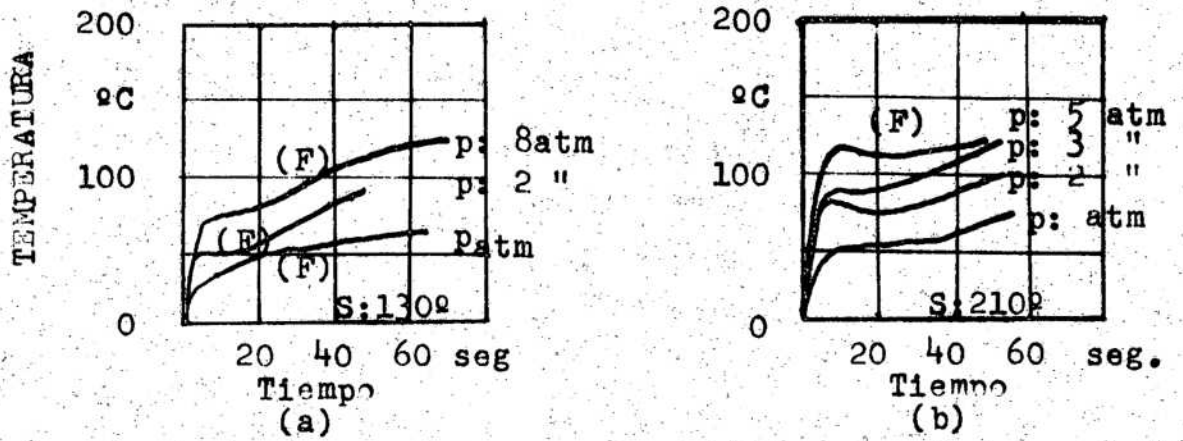
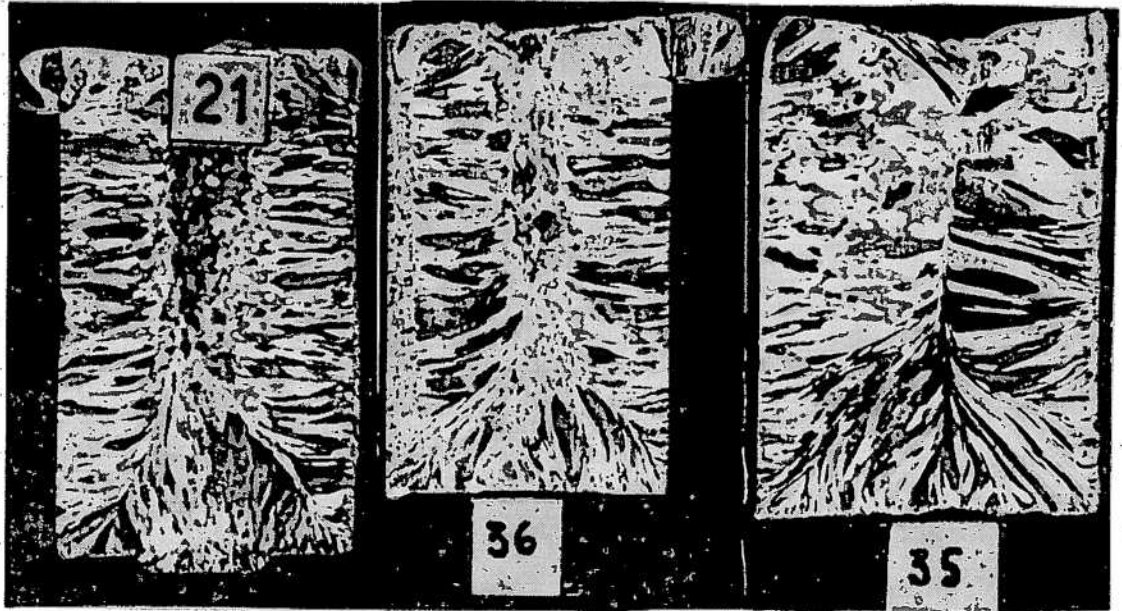


FIG. 39. Evolución de la temperatura del Fondo de la lingotera de acer pintado, en función de la presión aplicada: a) S:130g; b) S:210g. Material: Al-5%Cu, polidireccionales, cilindricos.

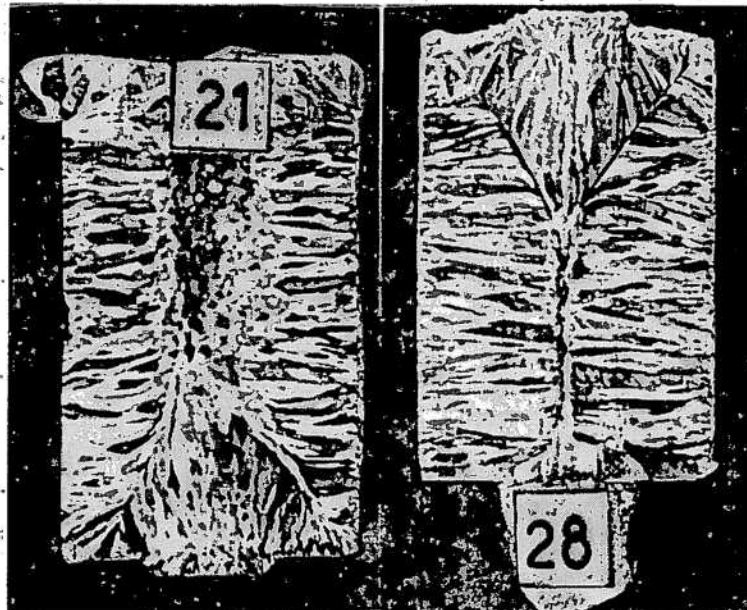


a)

b)

c)

FIG. 40 - Influencia de la temperatura de colada sobre la macroestructura de lingotes de Al puro, c/cabeza, a p = atm, fondo desnudo.  
 a) S = 60°C; b) S = 100°C; c) S = 120°C.



a)

b)

FIG. 41 - Influencia de la presión sobre la macroestructura de lingotes de Al puro, fondo desnudo, S = 70°C.  
 a) p = atm; b) p = 8 atm.

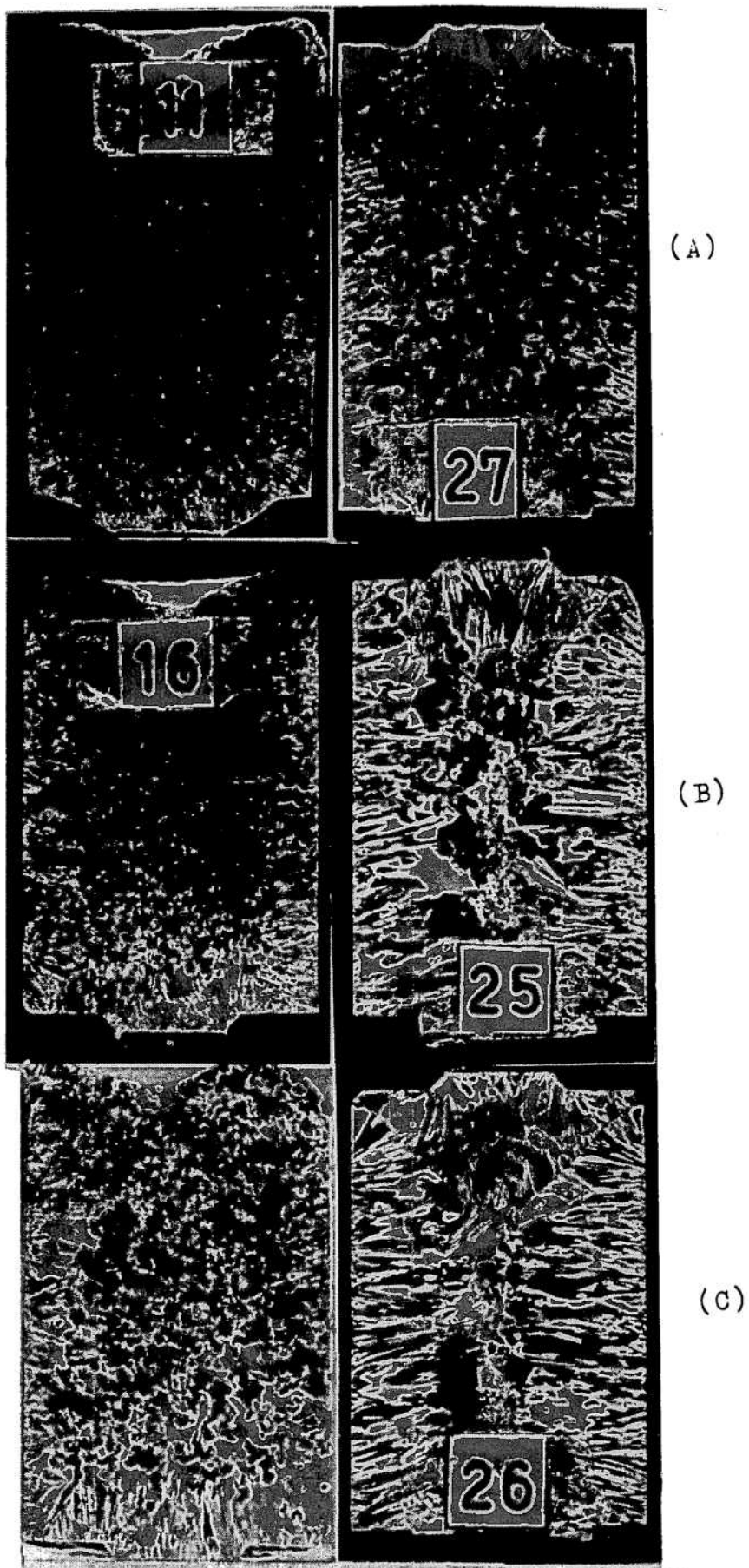
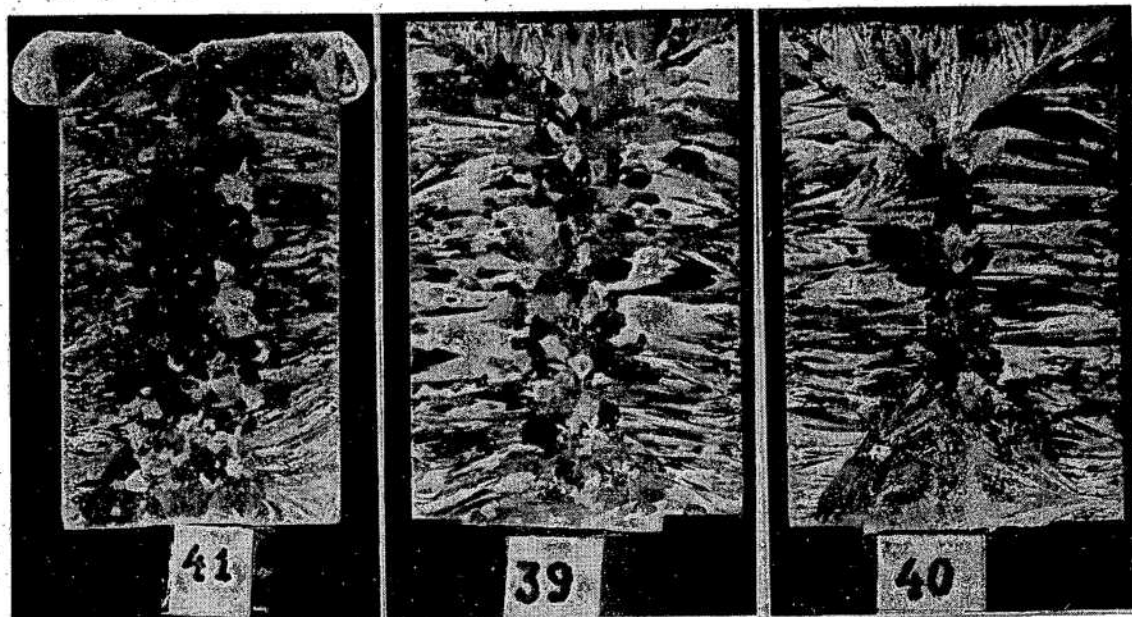


FIG. 42 - Influencia de la presión sobre la macroestructura de los lingotes desnudos polidireccionales de Al-5% Cu para diversos Sobrecalentamientos: A) S 100°; B) S 130°; C) S 150°. Presión aplicada: 8 atm.



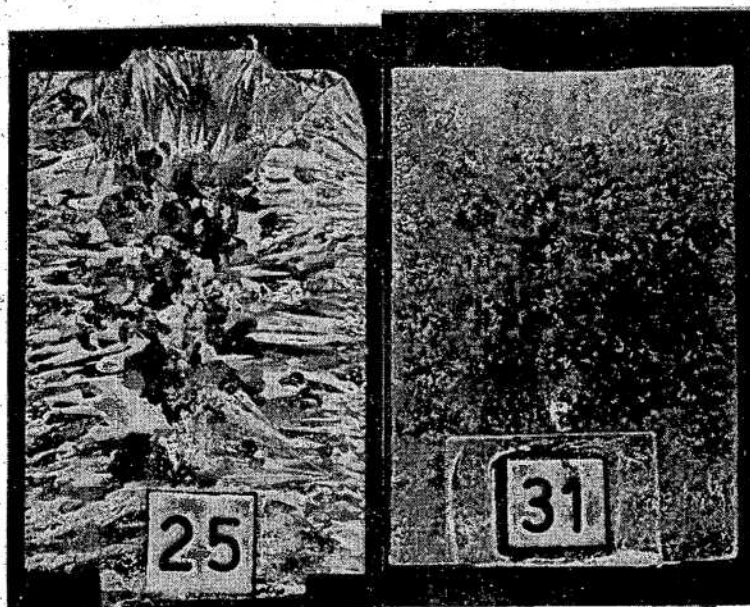
(a)

(b)

(c)

FIG. 43 - Influencia de la Presión sobre la macroestructura de lingotes de Al-5% Cu, colados a  $S = 200^{\circ}\text{C}$ , con fondo pintado.

a)  $p = \text{atm}$  (c/cabeza); b)  $p = 3 \text{ atm}$ ; d)  $p = 5 \text{ atm}$ .

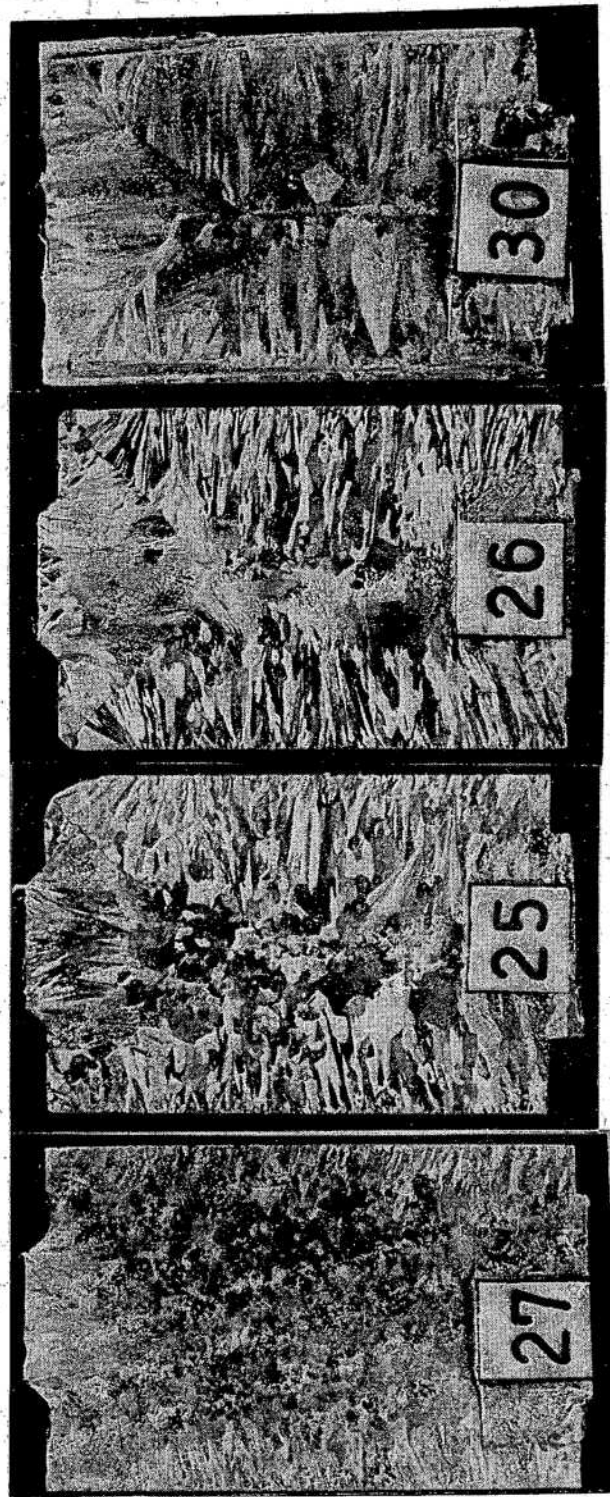


a)

b)

FIG. 44 - Influencia de la pintura efervescente (del fondo) sobre la macroestructura de lingotes de Al-5% Cu, colados bajo  $8 \text{ atm}$ , y  $S = 130^{\circ}\text{C}$ .

a) Desnudo; b) Pintado (el fondo de la coquilla)



a) b) c) d)

FIG. 45 - Influencia de la temperatura de colada sobre la estructura del lingote de Al-5% Cu, colados a 8 atm de presión, desnudos.  
a) S = 100°C; b) S = 130°C; c) S = 150°C; d) S = 210°C.

Tabla 2 RESUMEN DE LAS SERIES DE LINGOTES UNIDIRECCIONALES OBTENIDOS EN DIVERSAS CONDICIONES DE PRESION Y TEMPERATURA Y LINGOTERA

Nº	p, atm	Aleación	t <sub>s</sub> , seg	T <sub>c</sub> , °C	S, °C	l, cm	Lingotera	K=1/√t	(schwarz) ϕ
23	1	Al puro	180	740	80	13,5	Cu Refrig.	1,0	0,53
24	10	"	180	710	50	14,5	"	1,05	0,55
20	20	"	50	680	20	9,0	"	1,28	0,68
21	100	"	120	700	40	14,2	"	1,29	0,69
01	8	"	50	760	100	5,7	Latón Refr.	0,81	0,43
03	10	"	50	700	40	7,7	"	1,1	0,58
10	30	"	120	760	100	11,5	"	1,05	0,55
11	60	"	180	720	60	16,5	Cu Refrig.	1,24	0,66
16	35	Al 0,5%Cu	120	700	50	11,0	Cu Refrig.	1,00	0,53
12	50	"	90	690	40	10,0	"	1,05	0,55
26	1	Al-1%Cu	200	750	110	7,0	Cu Refrig.	0,5	0,26
27	5	Idem	200	800	160	8,5	"	0,6	0,31
29	10	"	180	800	160	11,0	"	0,83	0,44
30	10	"	40	700	60	5,6	"	0,9	0,47
04	88	Al-2%Cu	40	800	180	5,1	Latón Refrig.	0,81	0,43
05	8	Idem	50	800	180	4,6	"	0,66	0,35
06	10	"	90	720	100	7,5	"	0,79	0,41
07	10	"	120	800	180	7,0	"	0,64	0,34
08	80	"	90	700	80	7,8	"	0,82	0,43
09	80	"	180	720	100	9,5	"	0,71	0,37
44	8	Al-5%Cu	100	660	110	7,0	Cu(semi-In- finito)	0,70	0,37
43	8	"	100	720	170	7,5	"	0,75	0,40
42	10	"	60	720	170	5,0	Idem	0,65	0,34
31	15	"	90	820	270	4,5	"	0,47	0,25

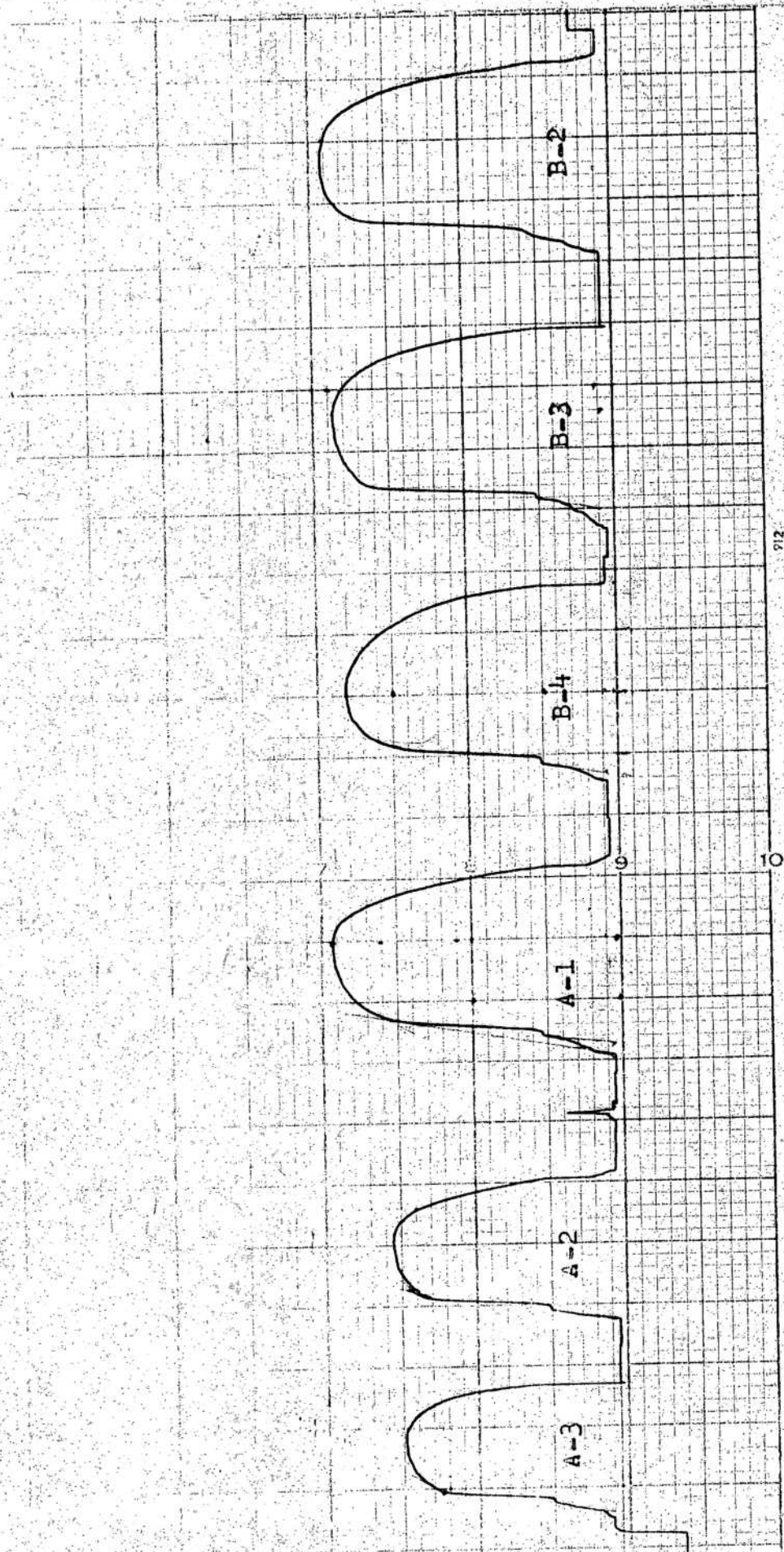
	Probeta	Densidad g/cc	Res. Tracción kg/mm <sup>2</sup>	E, %	Energia Deformación kg.m
Longitudinales (21)	A1	2,620	4,0	26	0,86
	A2	2,611	3,3	21	0,56
	A3	2,697	3,1	18	0,48
	A4	2,693	3,1	7	--
	B1	--	--	-	--
	B2	2,690	4,1	26	0,88
	B3	2,688	4,0	25	0,85
	B4	2,563	3,9	26	0,81
	C1	2,584	4,3	20	0,62
	C2	2,603	4,0	26	0,92
	C3	2,592	4,1	22	--
	C4	2,704	4,0	21	0,77
	D1	2,663	5,1	28	1,10
	D2	--	4,5	23	0,84
	D3	2,632	4,5	23	0,84
	D4	2,691	5,0	28	1,02
D5	2,644	4,5	30	0,95	
D6	2,639	4,7	28	1,00	
D7	2,695	4,7	29	1,00	
Transversales (21)	E1	2,681	4,1	22	--
	E2	2,551	4,4	27	1,12
	E3	2,692	4,6	22	0,87
	E4	2,693	4,2	22	0,75
	E5	2,701	4,5	22	0,80
	E6	2,613	4,6	18	--
	E7	2,429	-	18	--
	F1	2,684	4,2	24	0,80
	F2	2,689	4,3	26	0,87
	F3	2,698	4,3	21	0,56
	F4	2,683	-	18	0,52
	F5	2,618	4,2	23	0,70
	F6	2,595	4,2	19	0,56
	F7	2,653	4,1	20	0,66

Tabla 3 Mediciones de Densidad y Propiedades Mecanicas transversales y Longitudinales de probetas de Al puro, solidificado unidireccionalmente a 100 atm

Nº	Aleación	p, atm	T <sub>C</sub> , °C	T <sub>O</sub> , °C	S, °C	T <sub>i</sub> , °C		Lingotera	Lingote
						Experimental	Calculado		
38	Al puro	atm	680	10	20	130	250	s.i.	finito
37	Idem	"	760	0	100	120	310	Idem	"
39	"	"	760	10	100	130	315	"	"
40	"	"	760	40	100	175	335	"	"
41	"	"	760	75	100	200	365	"	"
27	Al-1%Cu	5	800	20	150	450	340	l.r.	s.i.
29	Idem	8	800	20	150	350	340	"	"
33	Al-5%Cu	atm	680	10	130	150	249	s.i.	finito
36	Idem	"	760	20	210	170	320	"	"
35	"	"	760	25	210	200	330	"	"
32	"	"	820	10	270	-	332	"	"
34	"	"	820	20	270	150	333	"	"
31	"	15	800	15	250	130	337	"	s.i.
43	"	10	660	20	110	220	280	"	"
44	"	10	720	20	170	270	290	"	"

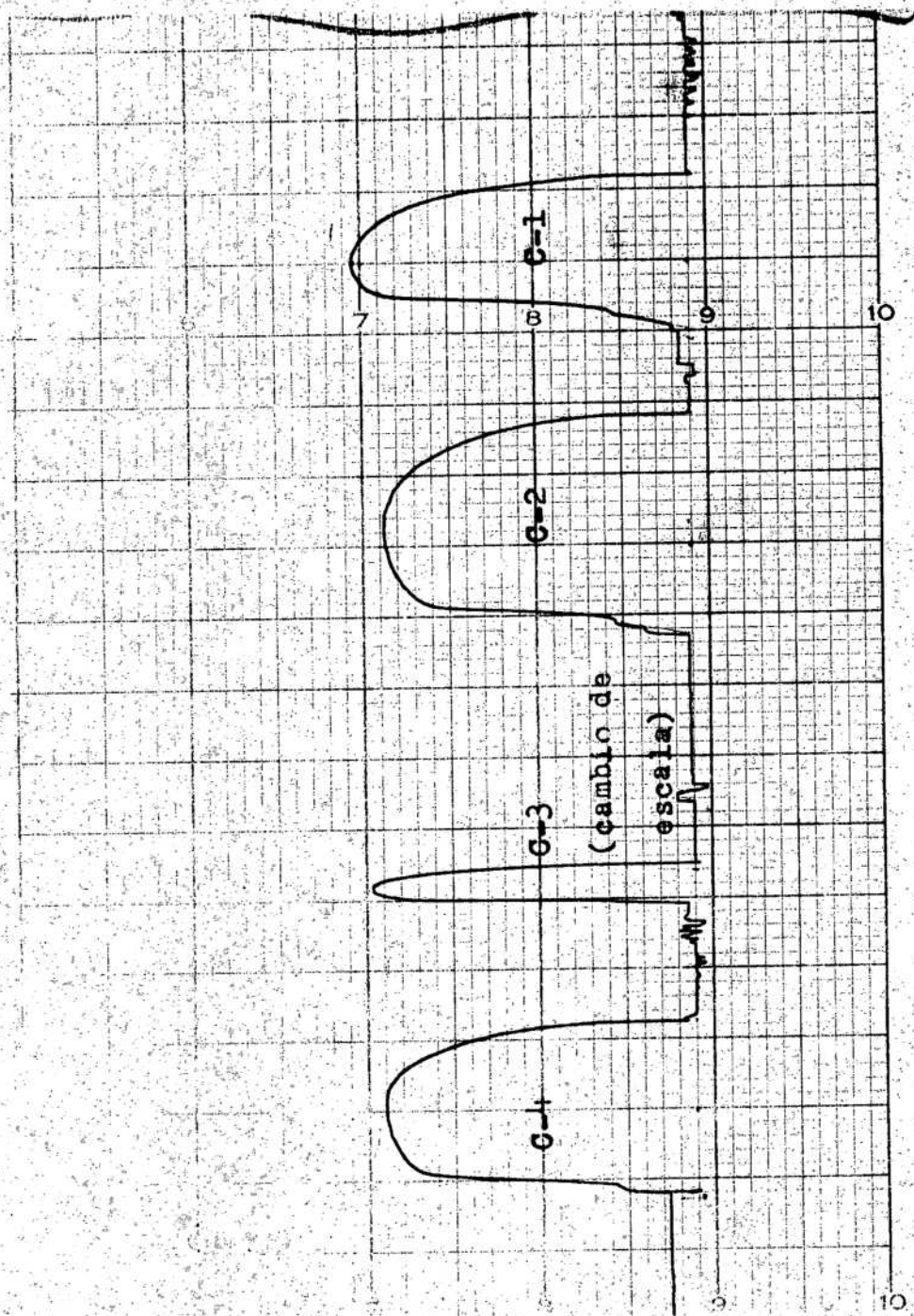
TABLA 4: DATOS EXPERIMENTALES DE LOS LINGOTES UNIDIRECCIONALES

Nomenclatura: T<sub>C</sub> = Temperatura de colada  
T<sub>O</sub> = " inicial de la lingotera (coquilla)  
S = T<sub>C</sub> - T<sub>solidus</sub> = Sobrecalentamiento  
T<sub>i</sub> = Temperatura de la Interface metal-coquilla  
s.i. = semi-infinito  
l.r. = lingotera refrigerada

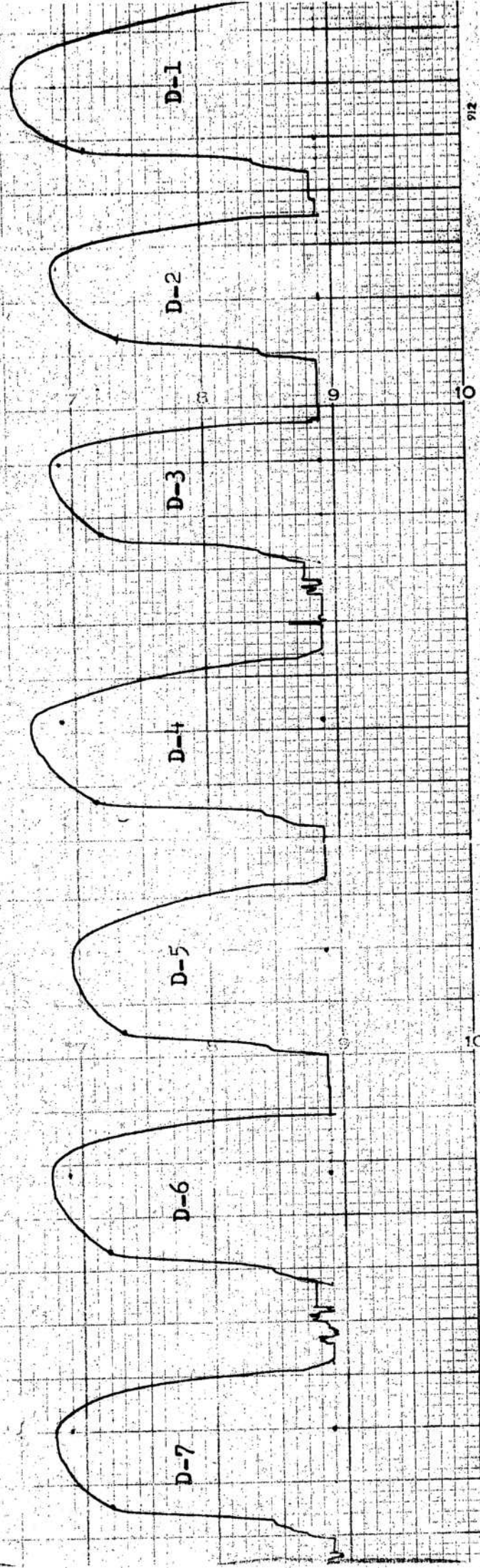


912

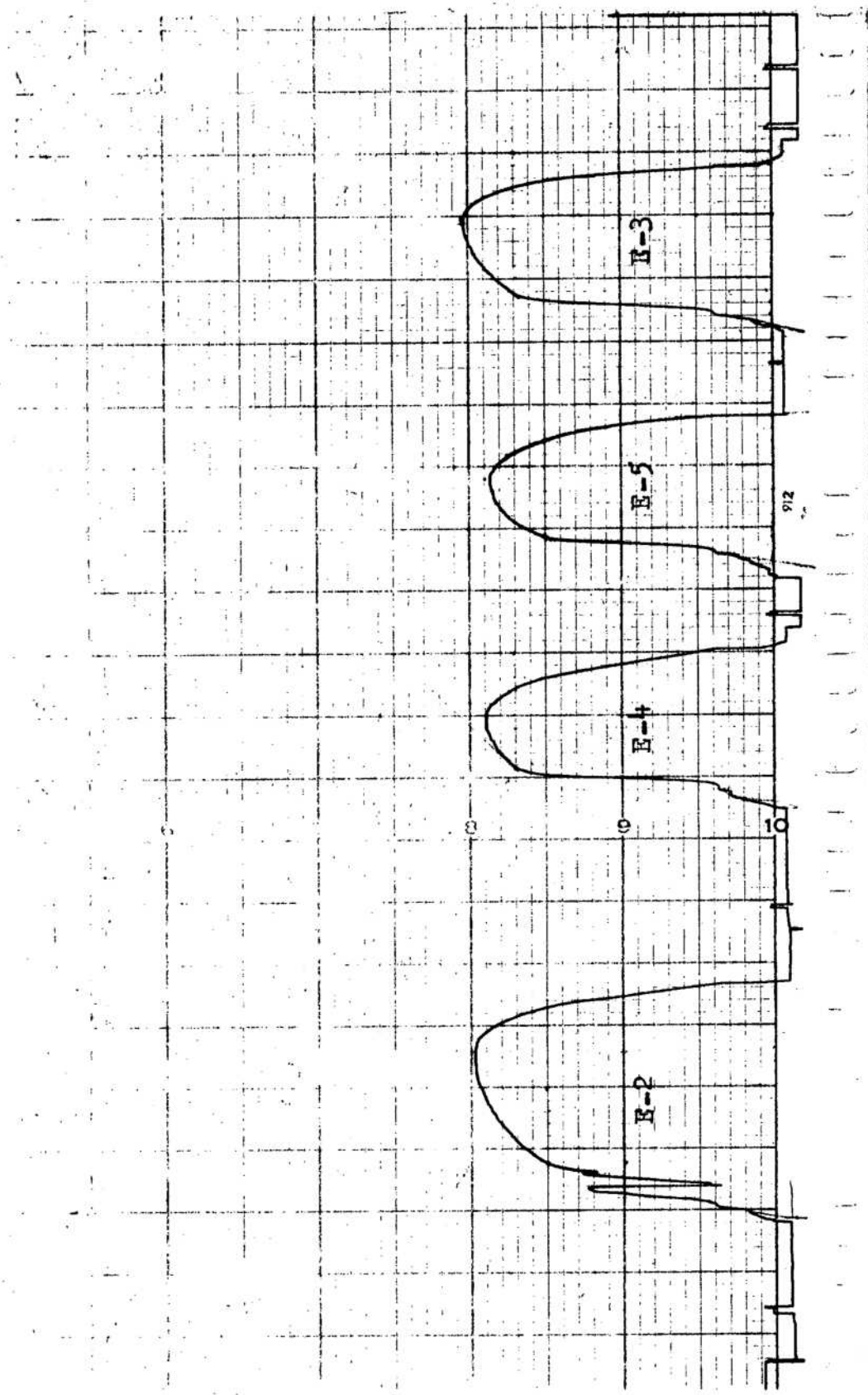
APENDICE III: Curvas de Tracción/deformación correspondientes a las probetas del los grupos A y B, longitudinales



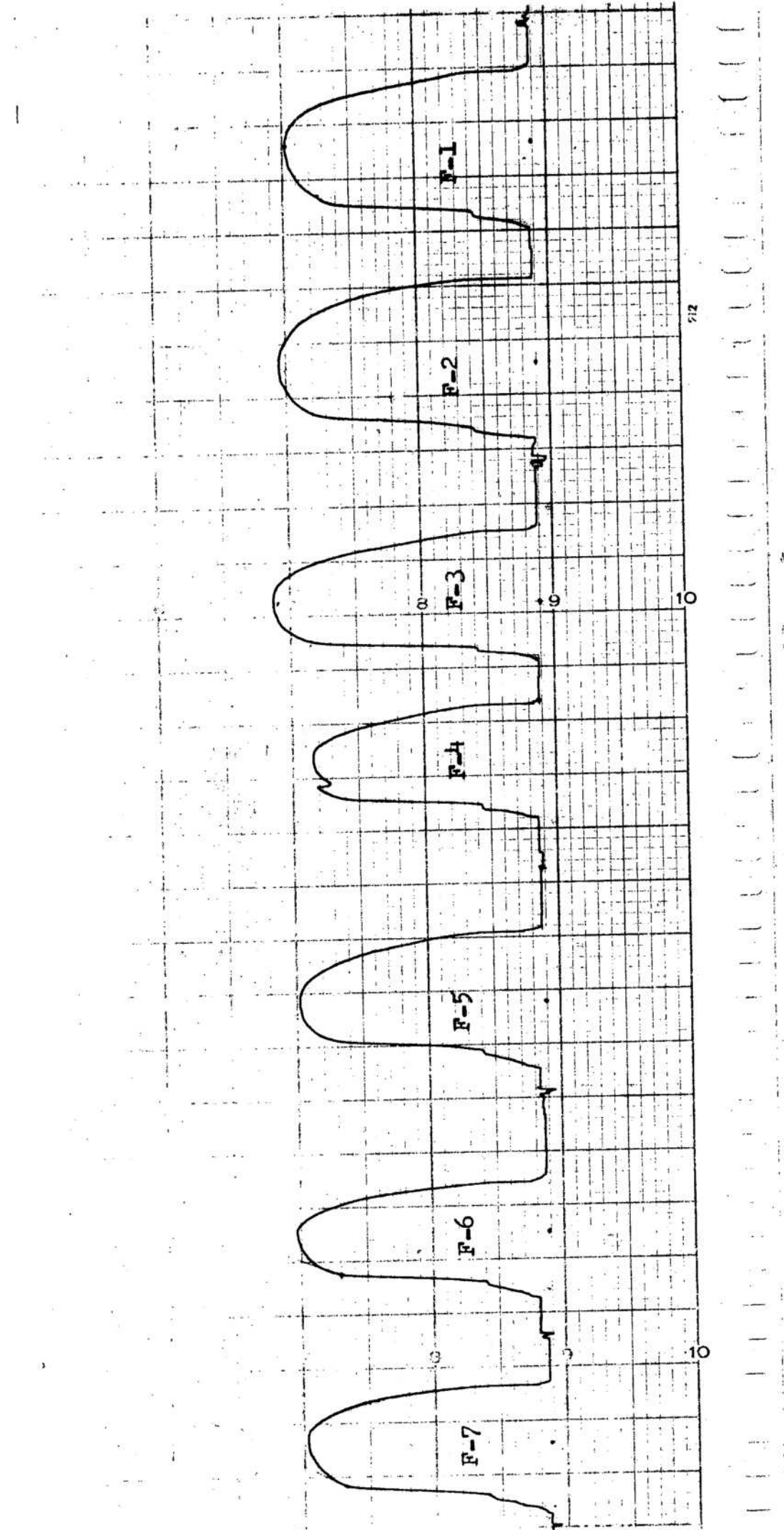
Curvas de Tracción/deformación correspondientes a las probetas del grupo C, longitudinales



Curvas de Tracción/deformación correspondientes a las probetas del grupo D, transversales



Curvas de Tracción/deformación correspondientes a las probetas del grupo E, transversales



Curvas de Tracción/deformación correspondientes a las probetas del grupo F, transversales