



**ROBERTO ALEJANDRO AGUILAR RIVAS  
UD13039SME20383**

**FLUIDITY OF AL-CU ALLOYS WITH NO SUPERHEATS  
AND SOLIDIFICATION MECHANISMS**

**A Final Thesis Presented to the Academic Department  
of the School of Science and Engineering  
in Partial Fulfillment of the Requirements  
for the Degree of Doctor of Science in Metallurgy**

**ATLANTIC INTERNATIONAL UNIVERSITY  
HONOLULU, HAWAI  
SUMMER 2011**

## **Dedicatoria**

A mis hijos:

Roberto Alejandro, Silvia Lucrecia, Angélica Lucía, María Andrea, Alba Paola y Sandra Ileana.

A Ana Frieda, mi esposa.

Como un tributo a su incondicional apoyo en la realización de mis más grandes aspiraciones.

## **Agradecimientos**

A la Universidad Nacional Autónoma de San Carlos de Guatemala, USAC.

Que me hizo Ingeniero.

A la Comisión Nacional de Energía Atómica de Argentina, CNEA.

Que me hizo Metalurgista.

A Atlantic International University, AIU, Honolulu, Hi. USA.

Que me permitió culminar mis aspiraciones académicas.

## RESUMEN

En el presente trabajo, se analiza la capacidad de fluir de aleaciones Al-Cu en el rango de 0 a 33% de Cu, a temperatura de liquidus, por medio de ensayos de fluidez lineal, utilizando un sistema de vacío que permite simular la presión metalostática con exactitud, garantizando su reproducibilidad. Las variables analizadas fueron la presión metalostática y dos valores del coeficiente de transferencia calórica en la interfaz metal-molde.

En fundición, la propiedad de fluidez, que se ha convertido en un parámetro ingenieril, se mide a través de uno o varios tipos de ensayo, los que tienen una característica en común: el metal líquido es forzado a fluir en un canal de pequeña sección transversal y el largo obtenido, una vez que el metal ha dejado de fluir, es la medida de fluidez. Esta propiedad se representa por medio de gráficas  $L_f = f(t)$ , en donde "L<sub>f</sub>" es la longitud de la fluidez y "t" el tiempo requerido antes de que la solidificación ocurra.

Para un dado ensayo de fluidez, existen dos estadios de la curva representativa, el primer estadio corresponde al mayor porcentaje de la longitud de la fluidez, pero depende exclusivamente de variables independientes de la verdadera capacidad de fluir del metal, esto es, de: i) el sobrecalentamiento del metal líquido; ii) el coeficiente de transferencia calórica en la interfaz metal-molde; y, iii) la presión metalostática de colada. Por otro lado, en la mayoría de los casos, el segundo estadio de las curvas es menor que el primero en términos porcentuales, pero representa la real capacidad de fluir del metal o aleación en función de sus propiedades intrínsecas.

El autor, basándose en conclusiones de trabajos precedentes existentes en la literatura, realizó ensayos experimentales con las aleaciones referidas a cero sobrecalentamiento, tratando de encontrar cuáles son realmente las variables que definen el segundo estadio de la curva  $L_f = f(t)$ . Complementariamente realizó análisis metalográficos sobre probetas obtenidas con y sin sobrecalentamientos, valiéndose del contraste de las estructuras de segregación, para determinar el efecto de los mecanismos de solidificación en el referido estadio, a través del análisis de la inestabilidad de la interfase sólido-líquido de las aleaciones diluidas y de baja concentración, desde Al 99.99% hasta Al 5% Cu, y, de los mecanismos de multiplicación a causa de la fragmentación cristalina debidos a los

efectos del flujo convectivo que podrían revelar las características del frente de solidificación, para determinar la longitud de la fluidez.

Las conclusiones del trabajo se concentran en lo siguiente:

A cero sobrecalentamiento, el metal fluye en función de su calor latente de fusión, y, las variables que actúan durante el proceso son:

a) La presión metalostática; b) El coeficiente de transferencia calórica en la interfaz metal-molde; c) La composición química de las aleaciones; y, d) Los mecanismos de solidificación. Finalmente, se concluye en la unificación de las variables que condicionan los resultados generales de los ensayos de fluidez lineal.

## Índice general

	Pág.
<b>Glosario</b> .....	3
<b>Capítulo I</b>	
1. Introducción .....	4
1.1 Ubicación General del Tema .....	4
1.2 Objeto .....	5
1.3 Proposición .....	6
1.3.1 Objetivos .....	6
1.3.2 Cuestionamientos .....	7
1.3.3 Justificación .....	7
1.4 Planteamiento del Tema (Marco Teórico) .....	7
1.5 Hipótesis .....	9
1.6 Contenido y Metodología de Investigación .....	10
<b>Capítulo II</b> .....	12
Ensayos Convencionales de Fluidez, Parámetros que los Controlan.	
<b>Capítulo III</b> .....	36
Las Gráficas de Flujo y sus Aportes en Cuanto a la Definición de las Variables que Actúan Durante los Ensayos de Fluidez.	
<b>Capítulo IV</b> .....	44
El Concepto de “Longitud Crítica” y los Mecanismos de Solidificación durante los Ensayos de Fluidez.	
<b>Capítulo V</b> .....	56
El Frente de Solidificación y el Efecto de la Multiplicación Cristalina Durante el Mecanismo de Cierre de la Vena Fluida.	

<b>Capítulo VI</b> .....	67
Fluidez de Aleaciones Al – Cu a Temperatura de Líquidos.	
1. Métodos Experimentales .....	68
1.1 Equipo utilizado .....	68
1.2 Aleaciones utilizadas .....	69
1.3 Procedimientos experimentales .....	70
2. Resultados Experimentales .....	72
2.1 Canales de Cobre Desnudo .....	72
2.2 Molde de Cobre recubierto con pintura a base de óxido de zirconio .....	75
3. Análisis y Discusión de los Resultados .....	76
3.1 Curvas $L_f = f(t)$ .....	77
3.2 Largo de fluidez, $L_f$ .....	78
4. Discusión y Conclusiones .....	78
<b>Capítulo VII</b> .....	106
Conclusiones Generales y Recomendaciones	
Conclusiones .....	106
Recomendaciones .....	108
<b>Bibliografía</b> .....	110

## Glosario

Alimentadores:	Boquillas de entrada del metal en los moldes.
Coeficiente de transferencia calórica:	(hi). Capacidad de intercambio calórico de un material en particular en función de sus características físico-químicas.
Composición eutéctica:	La que tiene el mínimo punto de fusión en una aleación y se comporta como un elemento puro.
Dendritas:	Formas arbóreas de crecimiento de las estructuras de solidificación.
Fluidez:	(Lf). Longitud de la vena fluida, durante un ensayo de colada, hasta que es frenada por el mecanismo de solidificación.
Interfaz metal-molde:	Límite superficial entre el metal que fluye durante la colada y la superficie del molde.
Presión Metalostática:	Altura de la masa metálica en estado líquido dentro del recipiente que lo contiene o presión de colada.
Rechupes:	Espacios u oquedades debidas al fenómeno de la contracción durante la solidificación
Segregación:	Concentración del soluto en zonas específicas de las estructuras cristalinas.
Sobrecalentamiento:	( $\Delta T$ ). Diferencia entre la temperatura de colada y la temperatura de liquidus del metal.
Sustrato:	Superficie de contacto del molde con el metal fluido.
Solidificación:	Paso del metal del estado líquido al estado sólido.
Sopladuras:	Espacios internos en las piezas fundidas debido al aire que queda atrapado durante la colada. Generalmente pequeños.
Vena Fluida:	Forma del flujo metálico durante el proceso de colada.



## CAPITULO I

### 1. INTRODUCCIÓN:

#### 1.1 Ubicación General del Tema

El proceso de fundición de metales y aleaciones, implica, desde el inicio de su historia hasta la fecha, el vertido del caldo metálico dentro de moldes desechables o permanentes, para conseguir, sin ningún proceso ni sollicitación mecánica intermedia, piezas terminadas para su uso inmediato, particular o industrialmente, o, productos intermedios para la industria de la transformación. De ahí, que durante los últimos años se haya hecho tanto énfasis en la investigación científica y tecnológica que permita arribar al conocimiento general de todos aquellos parámetros que intervienen en la consecución de las características y propiedades de las piezas fundidas.

La gran mayoría de las piezas de maquinaria, tanto antigua como moderna, que sustenta la industria mundial, sin limitaciones, en alguna forma u otra, ha tenido que pasar por el proceso clásico de fundición. Aún las grandes estructuras conformadas por los productos terminados de la laminación, extrusión o forja, han tenido origen en los productos de la fundición, tales como lingotes, planchones y palanquillas. La precisión con que los productos son elaborados, en cuanto a su composición química y estructura física, es definitiva para lograr los objetivos básicos de su destino. Por tal motivo, se ha empleado y se sigue invirtiendo cada vez más tiempo y recursos en la consecución de mejores calidades de piezas fundidas. Pero para poder orientar la investigación, se hace necesario el conocimiento de las variables que actúan durante el proceso y que son las que definen la magnitud de los resultados.

A la manera de ejemplo, del efecto que producen las diversas variables que intervienen durante el proceso, puede citarse lo siguiente: en la práctica del arte, en el caso del hierro fundido, la temperatura de colada tiene una influencia muy importante sobre las propiedades de la pieza obtenida. Si el material tiene una temperatura mucho más alta que su punto de fusión, esto es, un alto sobrecalentamiento, transmite, al enfriarse, la diferencia calórica al molde que lo recibe, el cual a su vez se recalienta y retarda el

enfriamiento de la pieza, lo que redundaría en un aumento del tamaño final de grano. De igual forma, menores sobrecalentamientos repercuten en estructuras granulares más finas. El análisis de las propiedades estructurales de los metales, en este caso del tamaño de grano, nos indica que existe una relación directa entre esta característica y las propiedades mecánicas del metal: a mayor tamaño de grano, mayor ductilidad, y, a menor tamaño de grano mayor resistencia mecánica. Por otro lado, la velocidad de colada es importante para evitar enfriamientos prematuros del material en contacto con las paredes de los moldes, lo cual implica que el conocimiento de las variables que influyen sobre dicha velocidad, sea imperativo en la práctica de la misma. La velocidad del fluido es directamente controlada por la presión metalostática que se le imprime durante la colada. Otro recurso empleado en la práctica de la fundición, es el precalentamiento de los moldes, con el objetivo también de evitar enfriamientos prematuros; esto, no es más que una intervención externa sobre las características de extracción calórica de los materiales de los mismos, ya que este precalentamiento disminuye considerablemente la velocidad de la extracción calórica del sistema metal-molde. Por otro lado, las características mecánicas de la superficie del molde, y, que pueden ser modificadas por medio de pinturas sobre los mismos, juega un papel importante en la definición del coeficiente de transferencia calórica en la interfaz metal-molde.

## 1.2 Objeto

El conjunto de las variables que actúan durante el proceso de fundición da origen al concepto de “colabilidad”, que no es más que la propiedad del metal en estado líquido de reproducir fielmente las características del molde a expensas de su fluidez.

En general, uno de los parámetros más importantes que definen la colabilidad y la calidad de los productos terminados, que en una u otra forma se encuentra relacionado con las variables que hemos señalado y que se ha convertido en el parámetro ingenieril que concentra la mayor atención de los investigadores, es la **fluidez**, que constituye el objeto del presente estudio, ya que se ha logrado demostrar que esta propiedad actúa directamente sobre las estructuras resultantes de la solidificación, como lo son las características morfológicas de las redes cristalinas que se forman durante la última fase

del proceso. Estas estructuras son las encargadas de la definición de las propiedades mecánicas de las piezas coladas, tales como resistencia al desgaste, esfuerzos de tensión, tracción y compresión, etc.

El llenado de los moldes y la colabilidad, dependen directamente de la **fluidez** del metal que se cuela, y, las características de solidificación de las piezas coladas, definen totalmente la calidad y apariencia de los productos finales.

La mayor cantidad y dimensión de los defectos que se obtienen durante la práctica de la colada, dependen fundamentalmente de la capacidad del metal que se vierte, de llenar los moldes.

Los principales defectos como pliegues, sopladuras, rechupes, gotas frías, macrosegregación, etc., pueden ser parcial o totalmente controlados a través de un proceso de vertido bien controlado, esto es, mediante el manejo adecuado del concepto de colabilidad, y, el parámetro más importante durante el proceso, capaz de definir las características de los resultados finales, es la **fluidez**.

Por otro lado, la fluidez misma depende de los parámetros termodinámicos que entran en juego en el conjunto metal-molde durante el proceso, y, uno de estos parámetros es el mecanismo de solidificación del metal o aleación, ya que se ha demostrado ampliamente que existe una diferencia categórica entre el modo de solidificación de los metales puros con respecto a las aleaciones. Mientras los elementos puros solidifican con frentes planos, las aleaciones lo hacen con frentes dendríticos, por eso se hace tan importante, también, el conocimiento de los mecanismos de solidificación que entran en juego durante el proceso y su efecto sobre la fluidez. En tal sentido, un alto porcentaje, tanto de las investigaciones experimentales cuanto bibliográficas que se desarrollan dentro del presente trabajo, se orienta al análisis de las propiedades y parámetros que regulan los mecanismos de solidificación.

### 1.3 Proposición

(Planteamiento del Problema)

#### 1.3.1 Objetivos:

El objetivo primordial del presente trabajo, además de reunir los conceptos básicos logrados por varios investigadores a través de los años, y, que siguen siendo válidos

hasta la actualidad, proporcionando un panorama general de los aspectos que definen la **fluidéz** de los metales y aleaciones, se concentra en la investigación de las variables que intervienen en la determinación de esta propiedad y de las cuales depende la misma, haciendo un análisis exhaustivo de los resultados existentes en la literatura y de los obtenidos en forma experimental por el autor, mediante ensayos con aleaciones aluminio-cobre con varios sobrecalentamientos, pero especialmente a cero sobrecalentamiento, ya que como podrá verse más adelante, el metal fundido tiene una real capacidad de fluir independientemente de los sobrecalentamientos que se le aplican durante el proceso.

### 1.3.2 Cuestionamientos:

¿Cuáles son las variables externas que actúan durante los ensayos experimentales? ¿Cuáles son las variables internas inherentes a las características específicas del metal que se ensaya? ¿Qué variables del sistema metal-molde entran en juego durante los ensayos de fluidéz? ¿Qué mecanismos de solidificación se desarrollan dentro del proceso? ¿Cómo intervienen los frentes de solidificación durante la definición de los resultados de la fluidéz? Estas son las interrogantes que se resuelven durante el desarrollo de la investigación.

### 1.3.3 Justificación:

Dado que la calidad de los productos que se obtienen durante el proceso de fundición depende directamente de la colabilidad del metal o aleación que se vierte en los moldes, lo cual beneficia tanto a los consumidores a nivel industrial, cuanto a los usuarios particulares, se justifica de sobremanera que se continúe investigando en torno a los parámetros básicos que actúan durante los ensayos de fluidéz. En tal sentido, se ha orientado el objetivo fundamental de la presente investigación.

## 1.4 Planteamiento del Tema

(Marco Teórico)

Flemings (24), hace la distinción conceptual del término fluidéz, expresando que mientras para el físico es la recíproca de la viscosidad, para el metalurgista es una medida empírica que permite determinar ciertas características en el proceso de fundición. La

propiedad de “fluidez”, que en la actualidad ha tomado las características de un parámetro ingenieril, se mide a través de diferentes tipos de ensayos cuya característica común es la siguiente: el metal líquido es forzado a fluir en un canal de pequeña sección transversal y el largo obtenido, una vez que el metal ha dejado de fluir, es la medida de dicha propiedad. Los resultados de los ensayos se representan en un gráfico  $L_f = f(t)$ , en donde “ $L_f$ ” representa la longitud de la fluidez y “ $t$ ” el tiempo empleado hasta que el flujo para.

La “fluidez” es una propiedad característica de los metales y aleaciones en estado líquido, que puede medirse en forma experimental simulando, dentro de los ensayos, las características más próximas a la realidad de los procesos de fundición. Durante dichos ensayos, se toma en cuenta tanto los aspectos inherentes a los moldes mismos, cuanto la intervención de las variables externamente controlables que entran en juego cuando se vierte el metal líquido dentro de un alimentador, logrando que éste, después de cierto recorrido, simule el llenado de las cavidades de los moldes.

Hasta la actualidad, no se ha logrado establecer otro mecanismo que refleje con mayor realidad la interacción de las variables que entran en juego durante el proceso, por lo cual no es de extrañar que las investigaciones en el tema se mantengan activas a través de los años.

Los ensayos para la determinación de la fluidez han obedecido a decisiones caprichosas de los diversos investigadores en cuanto a la definición y características del medio en que se ejecutan, sin embargo, en su mayoría, coinciden en realizarse en canales longitudinales o en forma de espiral, en moldes de arena o metálicos, que cumplen con características de comportamiento hidrodinámico específicas, así como en tubos de cuarzo o pirex que simulan el comportamiento de las paredes de los moldes en la práctica de la fundición.

La mayor cantidad de investigaciones en torno a la propiedad “fluidez” y su incidencia en los procesos industriales, la ha efectuado, quizá, la escuela de Flemings con los consiguientes resultados beneficiosos en la práctica de la fundición. Por otro lado, en lo referente a la práctica experimental, los procesos de colada han variado desde el sistema artesanal por volteo del crisol de colada directamente sobre la boca del molde, hasta el empleo del vacío instantáneo aplicado en la parte posterior de los canales, siempre en la lucha por el logro de condiciones más semejantes a la realidad.

Quizá los conceptos más modernos que actualizan la importancia del tema, los proporciona la serie de investigaciones que, a través de la implementación de sistemas más sofisticados de colada, relacionados con el uso de los programas actuales de computación, ha desarrollado Marisa Di Sabatino y coautores (12)-(19) durante los últimos años de la presente década, para lo cual, implementando un sistema de vacío y controles automáticos de temperatura, garantiza la repetitividad de los ensayos, empleando siempre los métodos tradicionales de colada en canales en espiral y canales rectos.

La Escuela de Biloni y colaboradores, en la Comisión Nacional de Energía Atómica de Argentina (CNEA), empleó gran cantidad de recursos en la investigación del tema, y, el presente trabajo se fundamenta en algunos de tales esfuerzos (1)-(4) por lograr la consecución de características que puedan unificar criterios con los resultados existentes en la literatura, sobre variables que definen la propiedad de fluidez de los metales y aleaciones.

Las experiencias realizadas, fueron desarrolladas por el autor, en la Institución referida, desempeñándose como Investigador asociado, dentro del Programa Multinacional de Metalurgia de la Organización de Estados Americanos, como representante de la Universidad de San Carlos de Guatemala y se han actualizado dentro del marco de la presente tesis doctoral, de acuerdo a los lineamientos científicos y académicos de Atlantic International University (AIU).

### **1.5 Hipótesis**

A la luz de los resultados contenidos en la literatura; de los resultados parciales de los procesos experimentales y metalográficos que se describen en los capítulos V y VI; y, tratando de unificar los conceptos generales existentes en la práctica del arte, en relación a los parámetros que controlan la propiedad de colabilidad de los metales y aleaciones durante el proceso de fundición, se plantea la siguiente hipótesis:

La fluidez de metales y aleaciones depende fundamentalmente de las variables termodinámicas externamente controlables, constituidas por la presión metalostática y el sobrecalentamiento de colada impuestos al proceso; de las variables intrínsecas del metal o aleación constituidas por la viscosidad, tensión superficial, composición química y el

modo de solidificación de los mismos; y, del coeficiente de transferencia calórica en la interfaz metal-molde del sistema.

### 1.6 Contenido y Metodología de Investigación

El contenido general del presente trabajo, se concentra en el análisis de los parámetros físicos y termodinámicos que intervienen en el proceso de colada de metales y aleaciones, específicamente en aquellos que definen la propiedad de **fluidez**, que constituye el tema central de la investigación. Para ello se hace un análisis metodológico, siguiendo los lineamientos básicos del método científico, para poder presentarlos en forma de tesis doctoral dentro del programa específico de Atlantic International University (AIU). En tal sentido se realizó un análisis crítico de los resultados existentes en la literatura, iniciando desde las principales investigaciones que arrojaron resultados significativos en el tema, comparándolos con los obtenidos por el autor en investigaciones previas realizadas experimentalmente, citadas anteriormente, y con resultados actuales obtenidos por otros investigadores en el área.

Para cumplir con los requisitos científicos y académicos de actualización de la Universidad, se ha realizado una investigación exhaustiva del tema, a través de Internet y de los recursos de la biblioteca virtual de AIU. De tal manera, se han analizado los trabajos más recientes y las publicaciones más significativas en las revistas especializadas como la American Foundrymen's Society, AFS; International Journal of Cast Metals Research; American Society for Metals, ASM Transactions; etc., buscando los aportes más significativos, para poder desarrollar los conceptos vertidos en el trabajo, basado en los resultados de investigaciones recientes que, de manera directa o indirecta, avalan las conclusiones del suscrito, así como la metodología experimental empleada, dentro de los conceptos de la aplicación del método científico.

La interpretación y análisis de los resultados que aquí se presentan, se basan parcialmente en conclusiones de la literatura en el tema, en orden más o menos cronológico, en las publicaciones (1)-(4), citadas en la bibliografía, que son resultados de las investigaciones referidas y en información experimental no publicada en poder del autor, quien es responsable, total y exclusivamente, de los contenidos científico-técnicos que soportan los objetivos fundamentales de la investigación, así como de su originalidad.

Para la consecución del objetivo señalado y de las metas propuestas, el desarrollo del tema se realiza bajo los siguientes aspectos, en donde las estrategias y técnicas de investigación se identifican de acuerdo a los tópicos individuales:

Capítulo II:

Ensayos Convencionales de Fluidez, Parámetros que los Controlan.

Capítulo III:

Las Gráficas de Flujo y sus Aportes en Cuanto a la Definición de las Variables que Actúan Durante los Ensayos de Fluidez.

Capítulo IV:

El Concepto de "Longitud Crítica" y los Mecanismos de Solidificación durante los Ensayos de Fluidez.

Capítulo V:

El Frente de Solidificación y el Efecto de la Multiplicación Cristalina Durante el Mecanismo de Cierre de la Vena Fluida.

Capítulo VI:

Fluidez de Aleaciones Al – Cu a Temperatura de Líquidus.

Capítulo VII:

Conclusiones Generales y Recomendaciones.



## CAPITULO II

### ENSAYOS CONVENCIONALES DE FLUIDEZ, PARAMETROS QUE LOS CONTROLAN

Tal como se señala en el capítulo anterior, la “fluidez” es una propiedad característica de los metales y aleaciones en estado líquido, que puede medirse en forma experimental simulando, dentro de los ensayos, las características más próximas a la realidad de los procesos de fundición. Durante dichos ensayos, se toma en cuenta tanto los aspectos inherentes a los moldes mismos, cuanto la intervención de las variables externamente controlables que entran en juego cuando se vierte el metal líquido dentro de un alimentador, logrando que este, después de cierto recorrido, simule el llenado de las cavidades de los moldes. Como se dijo, la fluidez se representa, generalmente, como una curva  $L_f = f(t)$ , en donde “ $L_f$ ” es la longitud obtenida por la vena líquida hasta que el flujo para y “ $t$ ” el tiempo en segundos empleado en el proceso. Fig. (II-1).

En este capítulo se analizan los diversos logros obtenidos por varios grupos de investigadores en cuanto a la definición de los parámetros que regulan el proceso, y que a criterio del autor, son los más importantes, resumiéndose al final tales parámetros y sus características como un todo y como fundamento de las investigaciones que se plantean en el Capítulo VI.

1) Rabinovich (44), realizando ensayos en canales delgados por medio de un control resistométrico logró medir la velocidad del líquido metálico a través del canal, y mediante la utilización de dos sobrecalentamientos diferentes llega a las siguientes conclusiones:

- i) Las formas de las curvas  $L_f = f(t)$  son las correspondientes a la Fig. (II-2), en donde solamente la zona inicial es recta. La curva más larga corresponde al sobrecalentamiento mayor.
- ii) Las curvas características presentan dos zonas bien definidas, Fig. (II-3), la zona inferior de la curva, o estadio I, corresponde a la capacidad del metal de fluir en función del sobrecalentamiento, con velocidad  $V_1$  constante, hasta que pierde dicho sobrecalentamiento. La zona superior o estadio II, corresponde a la capacidad del metal de fluir únicamente en función de su calor latente de fusión

con velocidad  $V_2$ , hasta que la vena líquida se estrangula por el fenómeno de la Solidificación, acá se produce el frenado, que no implica que la solidificación haya sido total.

iii) El comportamiento del flujo representado por la segunda zona de la curva o estadio II, es independiente del sobrecalentamiento de colada.

2) Ragone y Coautores (45), estudian el comportamiento de la fluidez en tubos de pirex o cuarzo, con aplicación de vacío tanto desde el punto de vista analítico, cuanto experimental. Exponen que las variables que afectan la fluidez pueden ser divididas en tres amplias ramas: a) Las propiedades intrínsecas del metal, b) Las propiedades extrínsecas del mismo y, c) Las variables introducidas por las características generales del equipo de ensayo.

Entre las propiedades intrínsecas del metal que afectan la fluidez señalan: la capacidad calórica del mismo, la composición química, la tensión superficial y la viscosidad. En tal sentido, la fluidez varía directamente con la capacidad calórica medida en términos de sobrecalentamiento, de igual manera, varía en forma inversamente proporcional al intervalo de solidificación (temperatura de líquidus – temperatura de sólidus), o sea que las aleaciones al solidificar en forma dendrítica disminuyen considerablemente el flujo metálico.

Estos autores, demuestran que las variaciones de la energía superficial del flujo afectan la fluidez del metal: durante la colada se crea una nueva superficie que requiere de una fuente de energía, la cual depende de la energía cinética del fluido, que aunque pequeña se pierde durante el proceso.

De igual manera, demuestran que, bajo las condiciones experimentales, los cambios de viscosidad tienen muy poco efecto sobre los resultados de fluidez.

Entre las propiedades o variables extrínsecas del líquido metálico que pueden afectar la fluidez, señalan los gases disueltos, las películas de óxido y las impurezas insolubles.

Las variables impuestas por el equipo experimental dependen de sus características de diseño, tales como la forma del canal, el sistema de alimentación, la rata de colada y las características termodinámicas del molde.

Las conclusiones experimentales de este trabajo se resumen en lo siguiente:

- a) Asumiendo que la principal resistencia al flujo calórico es la resistencia de contacto, la fluidez, a temperatura de fusión, puede predecirse para materiales de bajo punto de fusión en moldes tubulares de vidrio.
- b) El metal fluye a temperatura de fusión y aún cuando el metal sea altamente sobrecalentado, una parte substancial de la fluidez total es proporcionada por el metal después de que éste ha alcanzado su temperatura de fusión.

La fig. (II-4) muestra la fluidez para Estaño puro y cero sobrecalentamiento.

- 3) Por otro lado, Ragone y Coautores (46), investigando con aleaciones Pb – Sn con sobrecalentamientos desde 0° C a 50° C llegan a las siguientes conclusiones:
  - a) La fluidez varía inversamente con el rango de solidificación. Fig. (II-5).
  - b) La vida del flujo, es decir, el tiempo requerido por la vena líquida para parar su movimiento varía inversamente con el rango de solidificación. De aquí que el cambio de la fluidez con el rango de solidificación es debido al modo mismo de la solidificación y no a los cambios de viscosidad.
  - c) Con aleaciones que presentan un amplio rango de solidificación la mayor porción de fluidez es debida al sobrecalentamiento arriba de la temperatura de líquidus, estadio I de la Fig. (II-3).
- 4) Floreen y Ragone (27) experimentando con aleaciones Al–Cu y Al–Mg, con sobrecalentamientos nulos y de 50° C, concluyen en lo siguiente:
  - a) La fluidez varía inversamente con el rango de solidificación.
  - b) Dicha variación la relacionan con un rango de solidificación en condiciones de no equilibrio. Como consecuencia los mínimos de fluidez marcarían rangos de solubilidad parcial sensiblemente menores a los que determinan los diagramas Al–Mg y Al–Cu, ver Figs. (II-6) y (II-7). La Fig. (II-8) muestra que las aleaciones con mayor rango de solidificación, la No. 9, manifiestan menor capacidad de fluidez que las de menor rango, la No. 10.
- 5) Niese y Coautores (35), utilizando un sistema de vacío con tubos de cuarzo similar al empleado por Ragone y Coautores (45), mediante la aplicación de una diferencia de presión constante, obtienen los resultados que se aprecian en las Figuras (II-9) y (II-10) en Sn y aleaciones Sn–Pb. En el caso de estaño puro, como se ve en la gráfica, colado a su temperatura de fusión, hacen la comparación entre los resultados

obtenidos experimentalmente y los obtenidos por métodos analíticos, apreciándose una similitud de resultados casi exacta. De igual manera, realizando ensayos con acero de bajo carbono, a sobrecalentamiento constante y para dos presiones metalostáticas distintas, obtienen los resultados de la Figura (II-11). Sus conclusiones son las siguientes;

- a) A cero sobrecalentamiento, el metal fluye, Fig. (II-9).
  - b) En aleaciones Sn–Pb la forma de las curvas  $L_f = f(t)$  es similar a aquellas de los metales puros, pero la variación en el segundo estadio parece ser dependiente de la cantidad de soluto, Fig. (II-10).
  - c) Para un mismo sobrecalentamiento, pero diferente presión metalostática, el comportamiento del estadio I de la curva depende de dicha presión, pero el tiempo total del ensayo y el segundo estadio de la curva son similares Fig. (II-11).
- 6) Flemings y Coautores (25) investigando la fluidez de aleación Al 4.5% Cu, en canales en forma de espiral y moldes de arena, demuestran que esta propiedad varía en forma directa con la temperatura de colada Fig. (II-12). Asimismo, experimentando con aleaciones de aluminio con tenores, crecientes de cobre, hasta el 20%, Fig. (II-13), encuentran que la longitud de la fluidez, depende tanto del contenido de soluto, cuanto de los sobrecalentamientos de colada. De igual manera, analizan el efecto de pinturas en los moldes de arena a diferentes temperaturas y obtienen resultados de mayor fluidez para los moldes pintados, como puede apreciarse en las Figuras (II-14) y (II-15). Las pinturas empleadas en películas delgadas fueron a base de carbón amorfo, grafito, yeso, carbonato de zinc y hexacloroetano, obteniéndose los mejores resultados para esta última.
- 7) Por otro lado, Flemings y Coautores (26), analizando la influencia de las variables inherentes a los moldes en los resultados de fluidez del Aluminio y sus aleaciones, ensayando con Al 4.5% Cu en moldes de arena con canales en espiral obtienen importantes resultados al por demás valiosos en la práctica de la fundición: la fluidez en arenas de Zirconio es menor que en arenas sílicas Fig. (II-16), esto es debido principalmente a la mayor capacidad de difusividad calórica del Zirconio comparada con el Silicio. Las variaciones en el tamaño de grano de las arenas solo afectan la

fluidez cuando los granos llegan a ser suficientemente grandes que las superficies resultan muy ásperas y permiten mayor penetración, Fig. (II-17). El efecto de las pinturas en los moldes, logrando mayor fluidez es debido a la reducción del coeficiente de transferencia calórica en la interfaz metal-molde ( $h_i$ ), Fig. (II-18), y este criterio es válido para los diferentes tipos de sustrato empleados tanto en la práctica cuanto en el laboratorio.

8) Rightmire y Taylor (47), tratando de unificar criterios teóricos con resultados experimentales existentes en la literatura con respecto a la propiedad fluidez, concluyen, entre otros resultados, en que:

- a) El flujo del acero líquido sigue las leyes de la hidrodinámica y es, en general, turbulento.
- b) La teoría indica que el metal cesa de fluir antes de haber perdido una cantidad apreciable de su calor latente de fusión, o sea, a temperatura de líquidus.
- c) El sobrecalentamiento es de primordial importancia para la determinación de la fluidez.
- d) El efecto de la composición química, en los resultados de fluidez, es casi enteramente debido a su propio efecto sobre la temperatura de solidificación y, por consiguiente, sobre los sobrecalentamientos.

9) Morales y Coautores (33) analizan, entre otras condiciones, las variables que intervienen en los ensayos de fluidez lineal en Aluminio puro y aleaciones Al-Cu en moldes de acero pintados con alúmina, a distintas presiones metalostáticas y distintos sobrecalentamientos, esquematizando los resultados en gráficas  $L_f = f(t)$ , comparando resultados con los existentes en la literatura desarrollados mediante distintas técnicas, tratando de encontrar el criterio que pueda unificar los resultados obtenidos por los diversos métodos de ensayo. Algunos de los resultados obtenidos en este trabajo se resumen en lo siguiente: (los otros resultados se analizan en los siguientes capítulos) Durante los ensayos de fluidez la solidificación ocurre bajo las siguientes condiciones:

- a) Flujo Turbulento
- b) Cuando se aplican pinturas en los moldes, la transferencia calórica a través de las paredes del molde puede considerarse despreciable a causa de que el

tiempo de solidificación es muy corto y la conductividad térmica de la pintura, cuando se usan moldes metálicos, es muy baja con respecto a la de los moldes.

- c) El metal solidifica a temperatura de líquidos.
- d) El líquido que entra al canal fluye hasta perder totalmente el sobrecalentamiento en un primer estadio. Después el metal fluye en función, únicamente, de su calor latente de fusión. Entonces, para  $T = 0$ ,  $L_f \neq 0$  Ver Fig. (II-9). El efecto de las paredes laterales del canal sobre la fluidez es despreciable para relaciones de canal ancho/espesor mayores o iguales que 2.8 y toma en cuenta que la tensión superficial es despreciable para espesores de canal mayores que 0.25 cm. y que dichas condiciones se cumplen durante sus experiencias. Por consiguiente, de las experiencias, concluyen que las variables de mayor importancia que actúan dentro de las mismas son: a) El sobrecalentamiento del líquido, b) La presión metalostática, y c) El coeficiente de transferencia calórica en la interfaz metal-molde.

Al mismo tiempo, estos autores confirman lo propuesto por Rabinovich (44), en cuanto a que las gráficas  $L_f = f(t)$  están integradas por dos estadios: El estadio I corresponde a la eliminación del sobrecalentamiento del líquido, y, el estadio II a la zona en que el líquido fluye con sobrecalentamiento cero. Por otro lado, demuestran para un dado metal o aleación, y un dado  $h_i$ , que el efecto de la presión metalostática o de los sobrecalentamientos es similar: A sobrecalentamiento constante,  $V$  (Velocidad del fluido) aumenta con la presión metalostática resultando una  $L_f$  mayor, pero el segundo estadio es similar, Fig. (II-19). Para diferentes sobrecalentamientos y la misma presión metalostática,  $V$  es constante pero  $L_f$  es mayor, Fig. (II-20) Concluyen en que, en general, en la curva  $L_f = f(t)$ , el primer estadio depende exclusivamente de variables independientes de la real capacidad de fluir de un metal o aleación: i) El sobrecalentamiento; ii) El coeficiente de transferencia calórica en la interfaz metal – molde ( $h_i$ ), y iii) La presión metalostática, y, que estas variables determinan el primer estadio de la curva. La segunda parte de la curva, o estadio II, que refleja la real capacidad de un metal o aleación de fluir, depende exclusivamente del  $h_i$ . Ver Fig. (II-18).

10) Marisa Di Sabatino y coautores (12)-(19), en investigaciones recientes, con metodología similar a las anteriores, pero con equipo modernizado que garantiza la reproducibilidad de los ensayos experimentales (13)(17) tanto en lo referente a los sobrecalentamientos, cuanto a las velocidades de colada, realizan pruebas de fluidez en aleaciones Al-Si-Mg y Al-Si; analizan la influencia de la temperatura y de elementos aleantes en aleaciones Al-Si (14); el efecto del hidrógeno disuelto en aleaciones de aluminio A356; de inclusiones de óxido en aleaciones Al-7Wt.%Si (16); y, estudian los principales factores que determinan la colabilidad de los metales y aleaciones fundidas (19), llegando a conclusiones similares a las expuestas por los diversos grupos de investigación en fluidez que se han analizado y, que pueden resumirse en lo siguiente:

- a) Existe una relación lineal entre la temperatura de colada y la longitud de la fluidez, esto es, La fluidez se debe principalmente a la magnitud de los sobrecalentamientos de colada.
- b) El efecto del afinamiento de grano en la aleación A356 con tres adiciones diluidas de Al-5Wt%Ti-1%Wt.B no produce ningún resultado especial en la fluidez.
- c) El efecto del Hidrógeno en las aleaciones no produce ningún cambio significativo en la fluidez.
- d) El efecto del agregado de cantidades diluidas de los elementos Sr, Ti, Fe y Mg, en las aleaciones Al-7Wt.%Si, no tiene resultados significativos en la fluidez; pero, el efecto de los sobrecalentamientos si es consistente.
- e) El efecto de las pinturas en los moldes redundan en un aumento de la fluidez con respecto a los moldes desnudos, y, es mayor a menores sobrecalentamientos.

11) Philip Pucher y coautores (41)(42), estudian el efecto de las variaciones de composición en las propiedades mecánicas y la fluidez de la aleación AlSi9Cu3 con agregados de Fe y Mg. Con relación a la fluidez, llegan a las siguientes conclusiones:

- a) Con agregados de Fe de 0.4 a 0.5 % Hay un aumento en la fluidez pero cuando aumenta el tenor de Fe a 1.2 % la fluidez decrece sustancialmente.

- b) El Mg mejora la fluidez y contrarresta los efectos del Fe. Esto lo refieren al modo de solidificación.
- c) La fluidez varía favorablemente en función de los sobrecalentamientos y el calor latente de fusión.

12)E. Taghados y coautores (50), investigan el efecto del contenido de Fe en la fluidez de la aleación de aluminio 413, en estado normal y modificado con agregados de Mg. Concluyen en lo siguiente:

- a) El agregado de Fe decrece la fluidez, debido a la formación de un compuesto intermetálico.
- b) La fluidez mejora favorablemente en función de la aplicación de sobrecalentamientos significativos.

## DISCUSION Y CONCLUSIONES

Del análisis de los resultados obtenidos por los diversos grupos de Investigadores, tomando en cuenta que para poder relacionar, unos con otros, los métodos de investigación durante la realización de los ensayos, estos deben guardar ciertas características comunes, ya que sólo se pueden comparar aquellos resultados obtenidos mediante condiciones similares, se puede distinguir entre dos tendencias básicas mostradas en la literatura:

- a) Ensayos de fluidez lineal, efectuados en canales rectos y en forma de espiral, en moldes metálicos o de arena, con modificaciones de los diversos tipos de sustrato, por medio de adición de pinturas especiales. Aquí se pueden agregar también aquellos ensayos realizados con tubos de vidrio, cuarzo o pirex y que simulan las características definidas. Los resultados obtenidos mediante estos ensayos se representan en gráficas de fluidez  $L_f = f(t)$  bajo las condiciones señaladas en la introducción de este capítulo.
- b) Ensayos de fluidez mediante la investigación de la capacidad de flujo de un metal o aleación en particular, realizados en canales rectos de distinta longitud y dimensiones, con modificaciones del sustrato, para obtener resultados de la capacidad volumétrica de llenado de tales aleaciones. Los resultados obtenidos



mediante estos ensayos se representan en gráficas de flujo. El análisis de estos últimos métodos se realiza en el Capítulo III.

Entonces, del análisis de los resultados referidos en el presente capítulo, se concluye en lo siguiente:

Tal como lo expone Ragone y Coautores (45), las variables que afectan la fluidez deben agruparse en tres amplias ramas: i) Las propiedades intrínsecas del metal, ii) Las propiedades extrínsecas del mismo, y, iii) Las variables introducidas por el equipo de ensayo. Por consiguiente, si se logra homogeneizar el tercer grupo, es decir, en cuanto a condiciones y dimensiones de los equipos de ensayo, las propiedades intrínsecas del metal pueden resumirse a dos: a) la composición química y b) la capacidad calórica del mismo, pudiéndose desprestigiar los efectos de viscosidad y de la tensión superficial.

De igual manera, es posible controlar las variables extrínsecas del metal, lo que limita las variables de ensayo a dos grupos: a) las variables intrínsecas referidas en el párrafo anterior, y, 2) las condiciones impuestas por el método de ensayo, las cuales, cuando se toma en cuenta la forma y dimensiones de los canales, pueden resumirse en: i) La presión metalostática, ii) El sobrecalentamiento del metal y, c) El coeficiente de Transferencia Calórica en la interfaz metal molde.

Si entonces se toma en cuenta únicamente las variables expuestas en el párrafo anterior, la fluidez de los metales puros y aleaciones depende principalmente de:

- a) La composición química de los mismos.
- b) La capacidad calórica del líquido metálico, específicamente su calor latente de fusión.
- c) El sobrecalentamiento del metal.
- d) La presión metalostática durante la colada, y,
- e) El coeficiente de transferencia calórica en la interfaz metal – molde, impuesto por las características del sustrato.

Como se verá en el Capítulo VI, éstas variables quedan aún más reducidas cuando se analiza la real capacidad de fluir de un metal en particular.

Por otro lado, también ha quedado demostrada (45) (25) (33) la distinción que hace Rabinovich (44) separando la curva  $L_f = f(t)$  en dos estadios, y que realmente, como él lo expresa, el primer estadio corresponde a los sobrecalentamientos impuestos durante la

colada, y, el segundo estadio, a las propiedades intrínsecas del metal y al efecto del coeficiente de transferencia calórica en la interfaz metal-molde, impuesto por el sustrato. Cómo actúa cada una de las variables señaladas durante los ensayos, puede resumirse de la siguiente forma:

- a) El efecto de la composición química de las aleaciones se manifiesta de acuerdo al rango de solidificación de las mismas, esto es, mediante la diferencia entre la temperatura de líquidus y de sólidus y no puede preverse con seguridad su comportamiento, ya que tiene que ver con los modos de solidificación, tal como lo expresan Flemings y Coautores (25) y Ragone y Coautores (45). De acuerdo al primero, por ejemplo, en el caso de las aleaciones aluminio cobre, en un rango de composiciones químicas, para iguales sobrecalentamientos, presiones metalostáticas y características del sustrato, la fluidez decrece de acuerdo al contenido de soluto, para después volver a aumentar hasta el eutéctico a mayores concentraciones. Esto va ligado directamente a la capacidad calórica de la aleación, o sea, más específicamente, al calor latente de fusión, por lo que ambas variables no pueden desligarse la una de la otra.
- b) El sobrecalentamiento del metal, tal como puede observarse en las Figs. (II-14) (II-15) (II-20) repercute en un aumento de la fluidez cuando las otras variables de los ensayos permanecen constantes.
- c) La presión metalostática también actúa en forma directamente proporcional a la longitud de la fluidez resultante, como puede apreciarse en las Figuras (II-11) (II-19). Esto también cuando las otras variables permanecen constantes.
- d) El coeficiente de transferencia calórica en la interfaz metal-molde ( $h_i$ ), actúa en forma inversa, es decir, a mayores valores de  $h_i$ , cuando las otras variables permanecen constantes, se obtienen menores valores de  $L_f$ . Esto puede constatarse observando las Figs. (II-14) (II-15) (II-18) que corresponden a ensayos en donde únicamente se ha variado las condiciones del sustrato.

Por otro lado, de acuerdo a los resultados de la literatura analizados en el presente capítulo, aunque todos los investigadores de la propiedad "fluidez" coinciden en las variables que regulan el proceso, esto pareciera ser válido solo para el primer estadio de la curva  $L_f = f(t)$  propuesto por Rabinovich (44), y de  $L_f$  analizado como un todo,

ya que las observaciones hechas en cuanto a lo que sucede en el segundo estadio, pueden tomarse como simples aseveraciones, pues no presentan ninguna evidencia o prueba que pueda definir con propiedad lo que en realidad acontece, y si existe, o no, alguna propiedad adicional que pueda definir en esa zona el comportamiento de la fluidez. Estos aspectos que fueron investigados directamente por el autor, serán analizados en los Capítulos finales del presente trabajo.

**GRAFICO REPRESENTATIVO DE LA FLUIDEZ**

Ordenadas: Distancia recorrida por el metal

Abcisas: Tiempo en segundos (o fracciones de segundo)

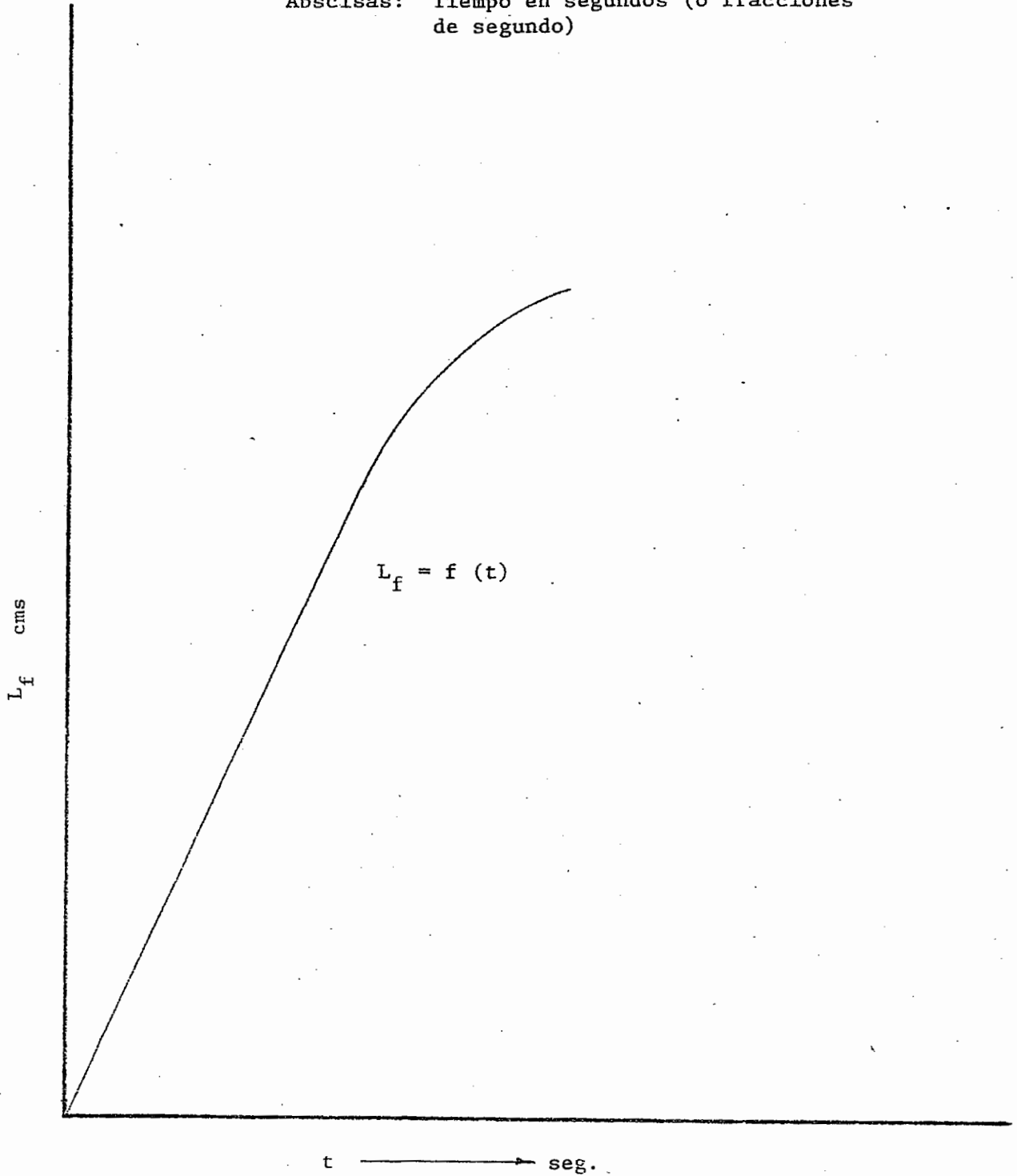
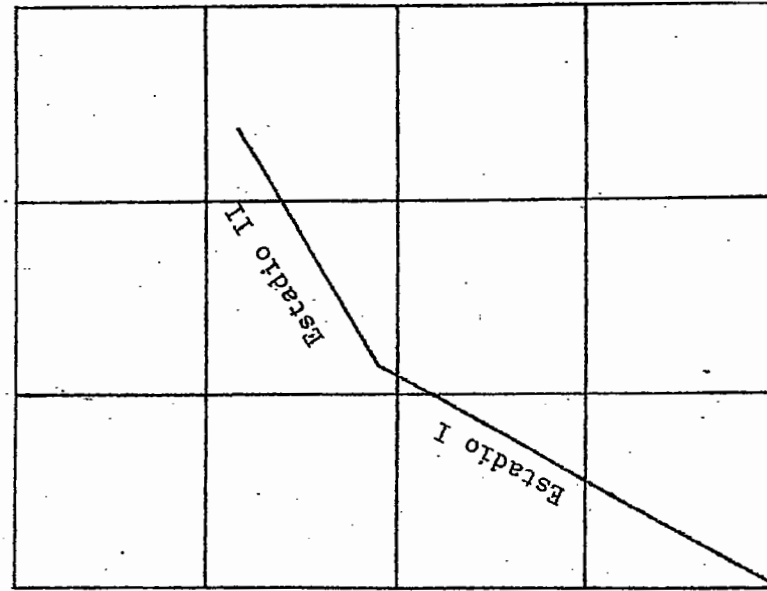
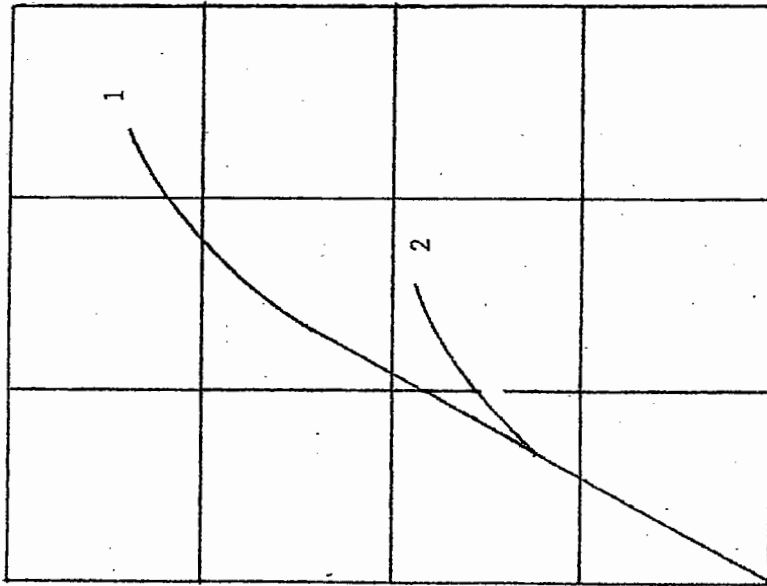


FIG. II-1



Tiempo

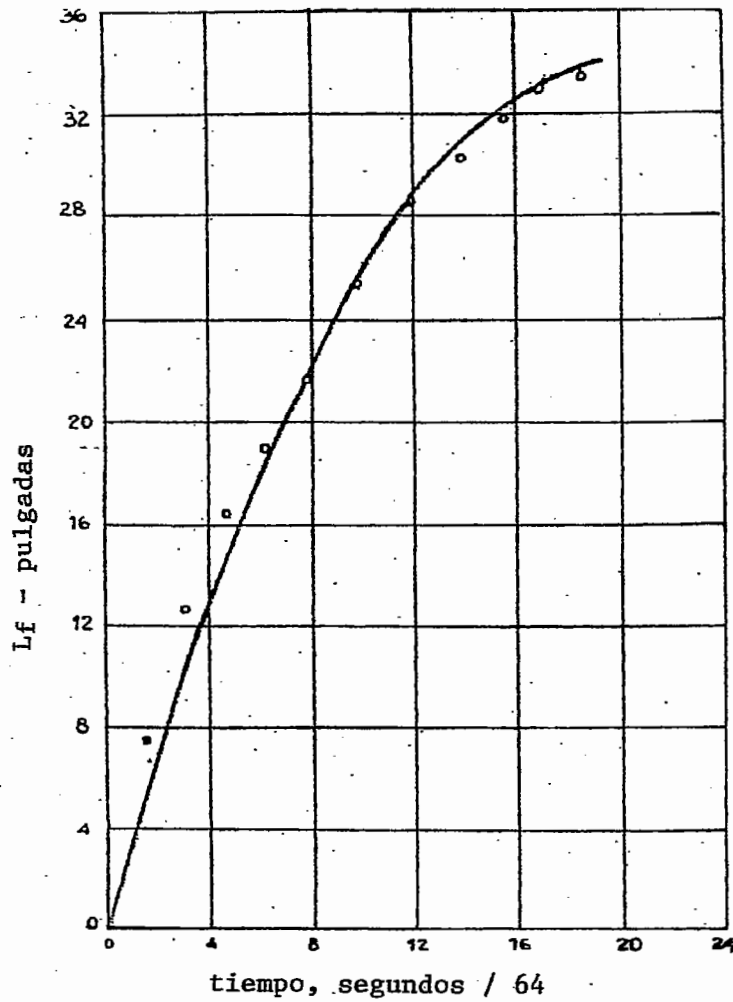
Fig. II-3



Tiempo

Fig. II-2

Según Ref. (44)



$L_f = f(t)$   
 para estaño  
 $\Delta T = 0$

Según Ref. (45)

FIG. II - 4

( — )  $L_f$  calculada  
 ( o ) observada experimentalmente

Fluidez del sistema Pb - Sn

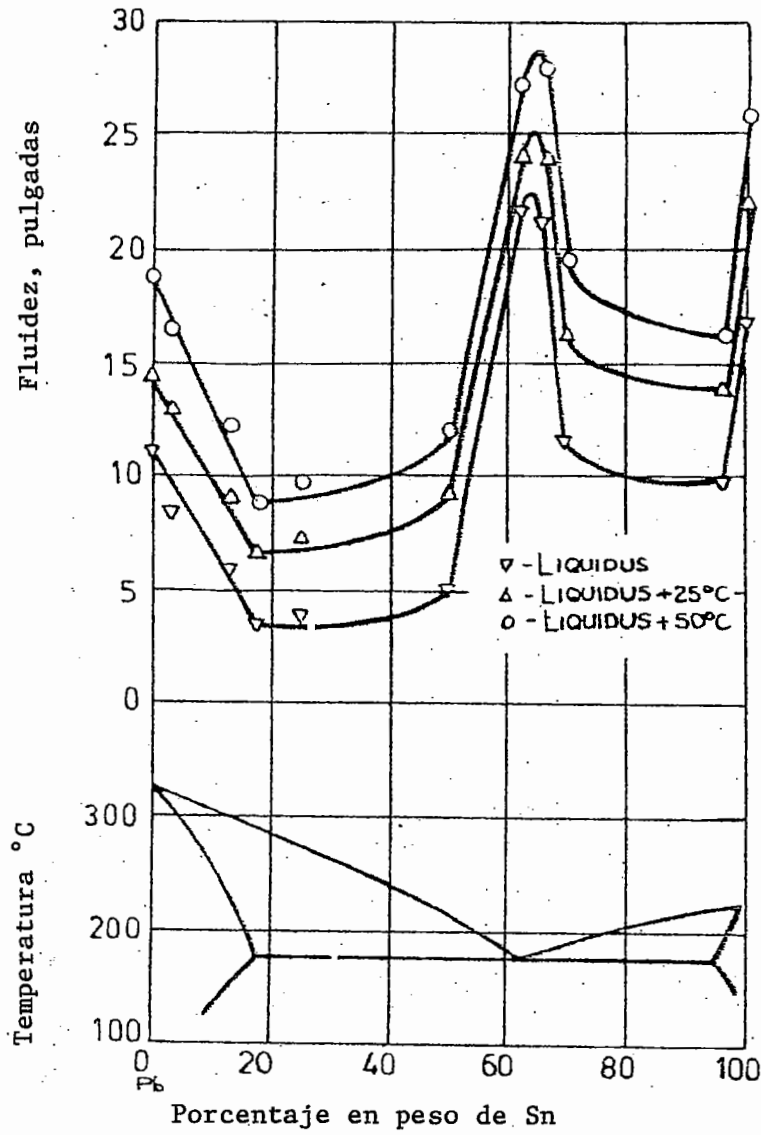


FIG. II - 5  
Según Ref. (46)

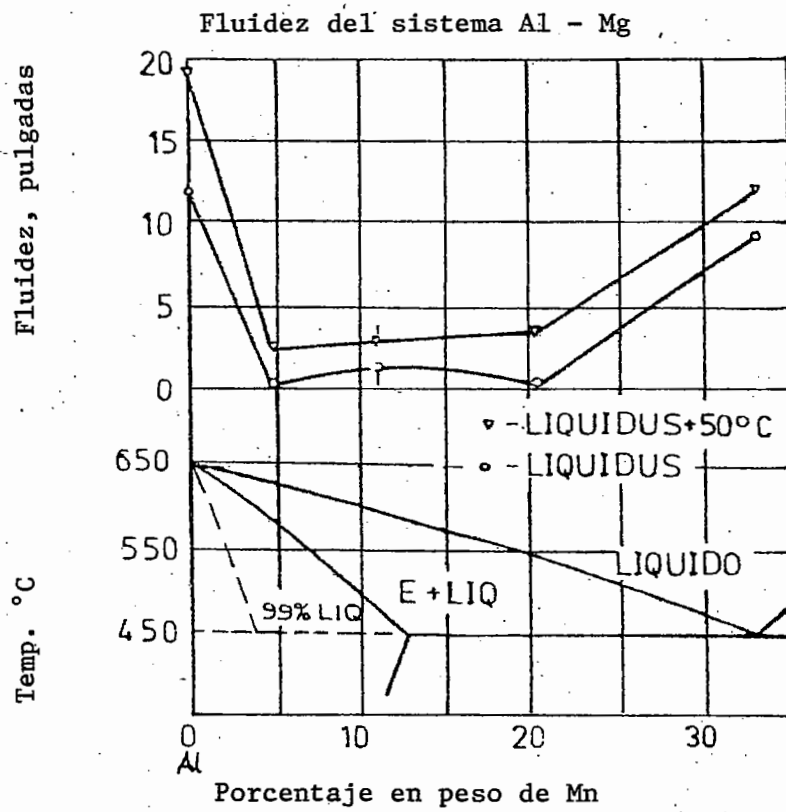


FIG. II - 6  
Según Ref. (27)

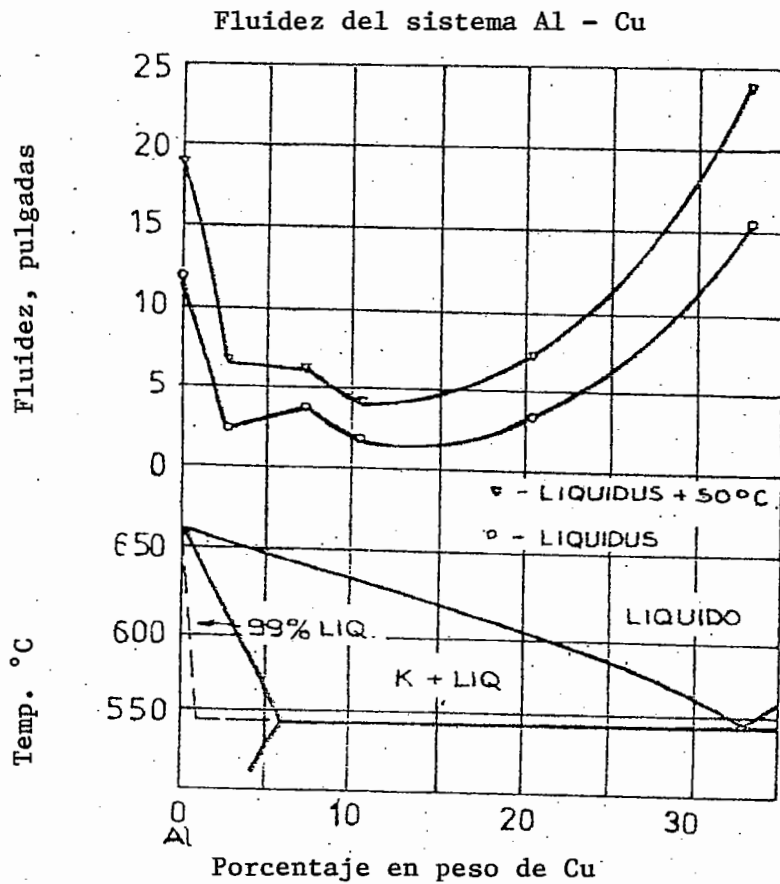


FIG. II - 7  
Según Ref. (27)



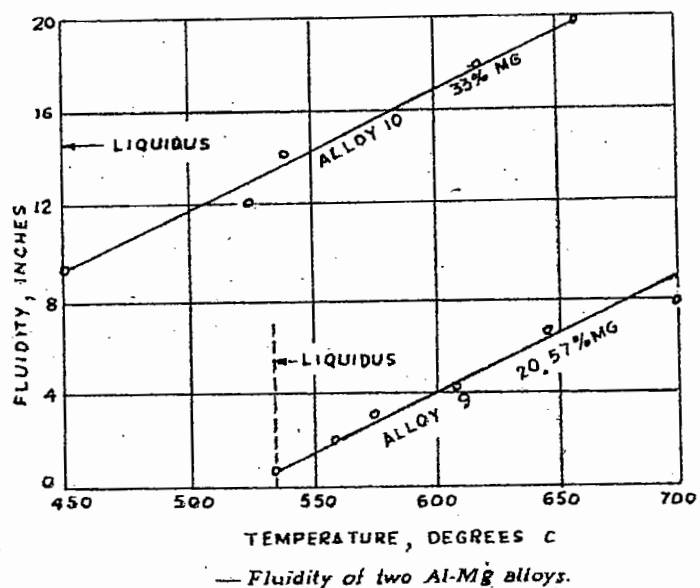


Fig. II-8  
Según Ref.(27)

En la gráfica se aprecia que las aleaciones con amplio — — rango de solidificación fluyen, principalmente, en función — del sobrecalentamiento, "Aleación 9", mientras que las que presentan un rango de solidificación corto, "Aleación 10", — fluyen considerablemente a temperatura de líquido.

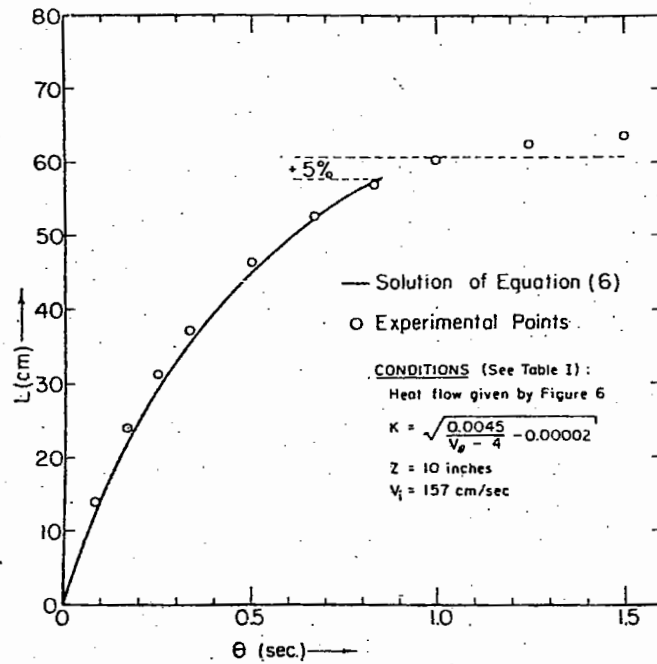


Fig. II-9  
Según Ref. (35)

— Curves of fluidity  $L$  vs. time  $\theta$  comparing analytical, equation (6), to experimental results. Experimental results obtained for pure tin poured at its melting point into a test channel 0.386 cm in diameter, and under 10 in. of metal head.

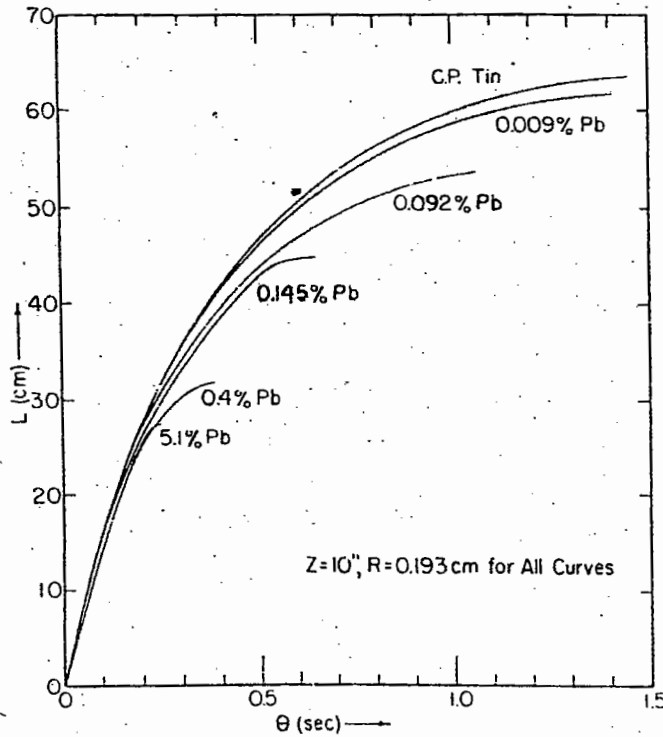


Fig. II-10  
Según Ref. (35)

— Distance  $L$  vs. time  $\theta$  for tin-lead alloys at 469 F (240 C) pouring temperature.

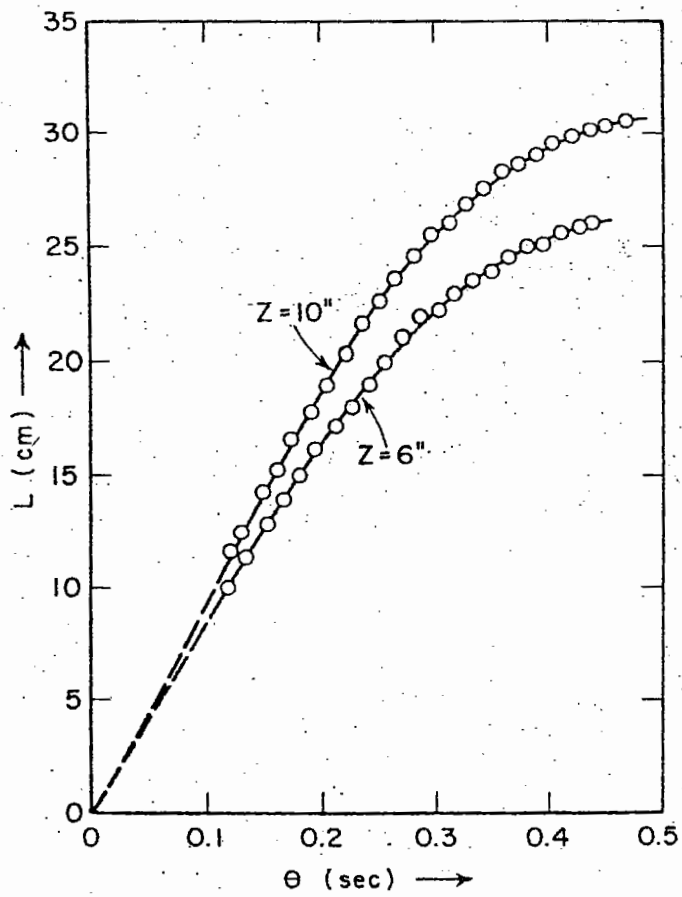


Fig. II-11  
Según Ref. (35)

— Distance vs. time curves for two fluidity tests of low carbon steel at 2837 F. (1558 C). Test conducted with glass tubes 0.508 cm inside diameter.

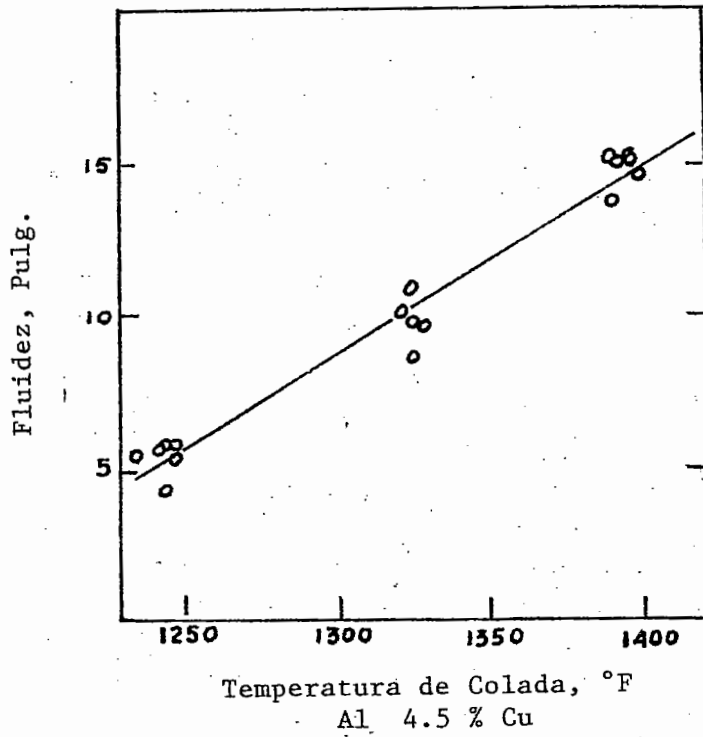


Fig. II-12  
Según Ref. (25)

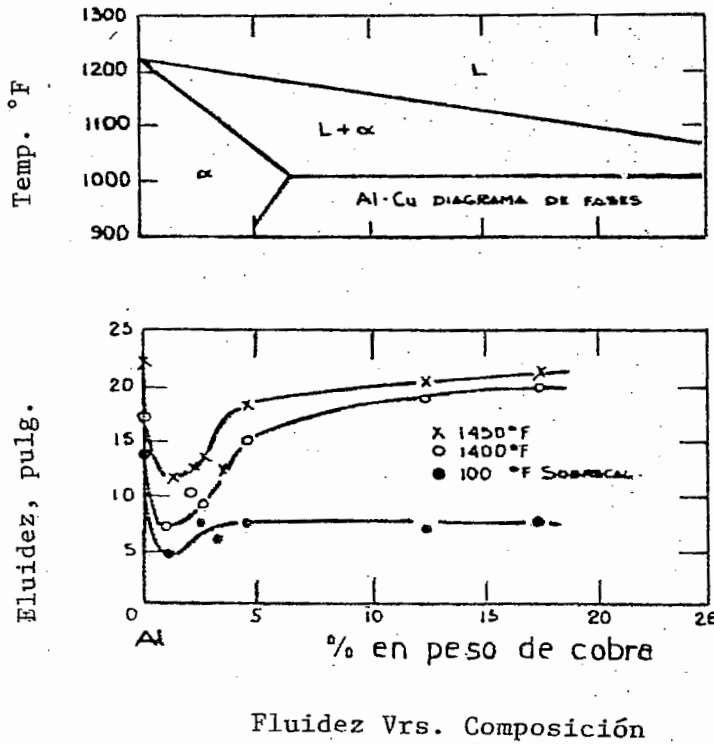


Fig. II-13  
Según Ref. (25)

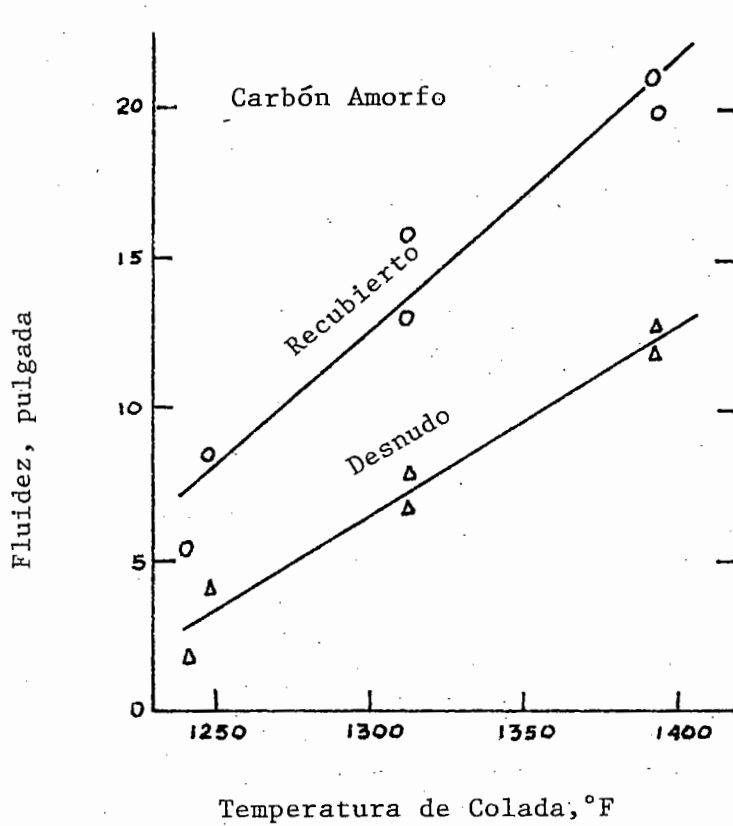


Fig. II-14  
Según Ref. (25)

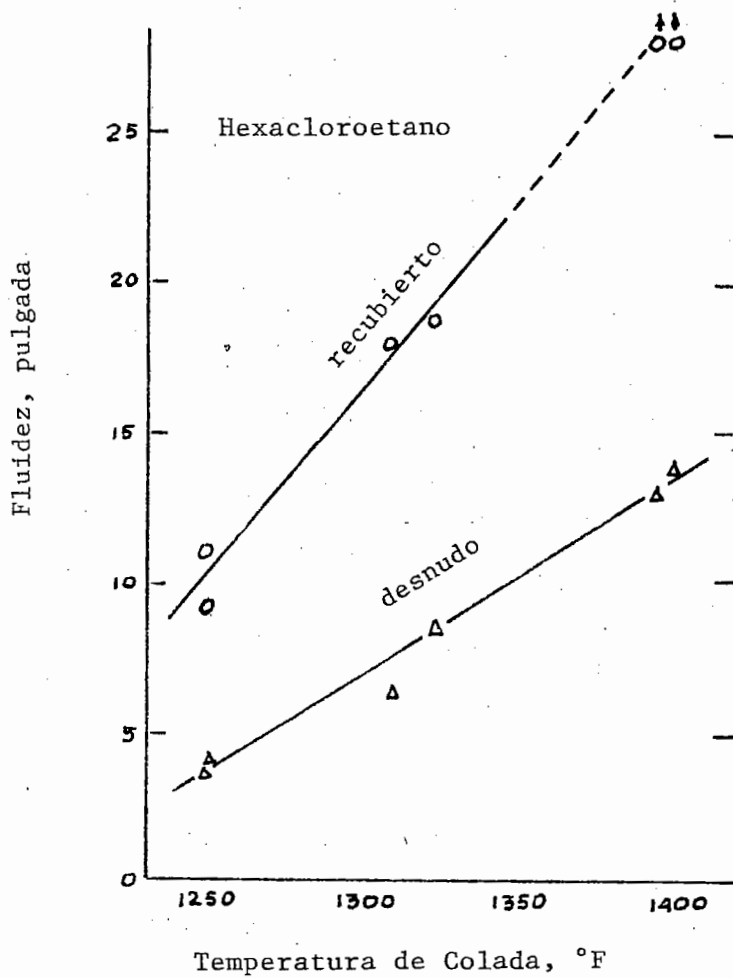


Fig. II-15  
Según Ref. (25)

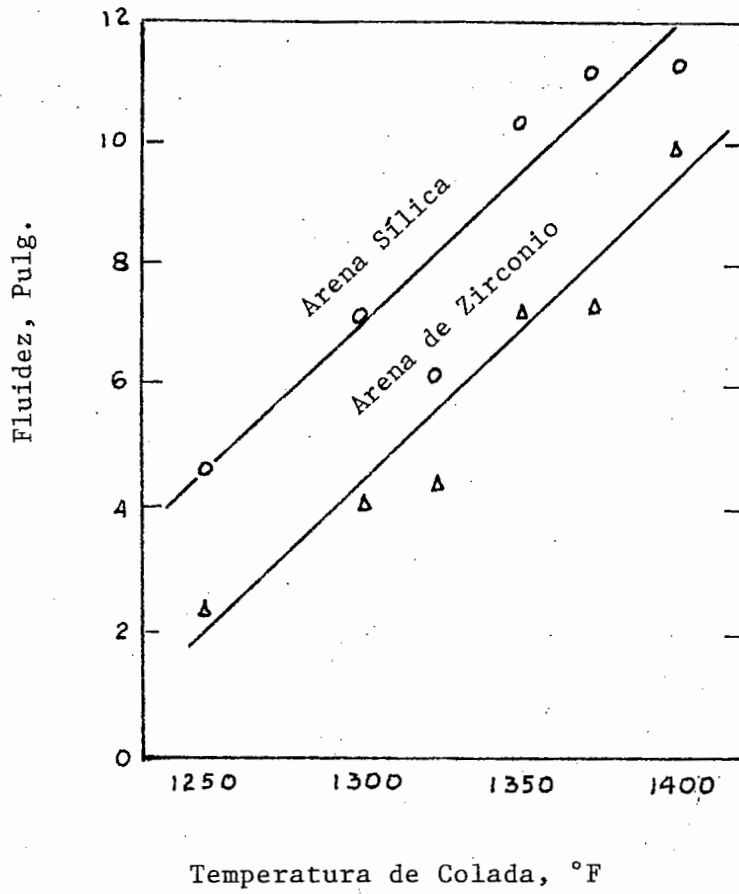


Fig. II-16  
Según Ref. (26)

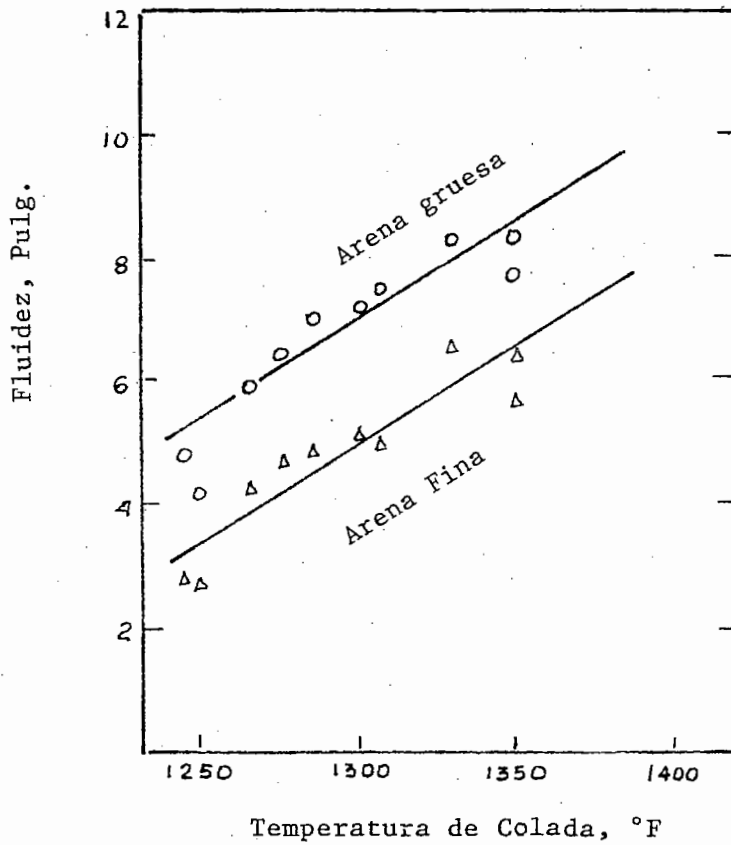


Fig. II-17  
Según Ref. (26)

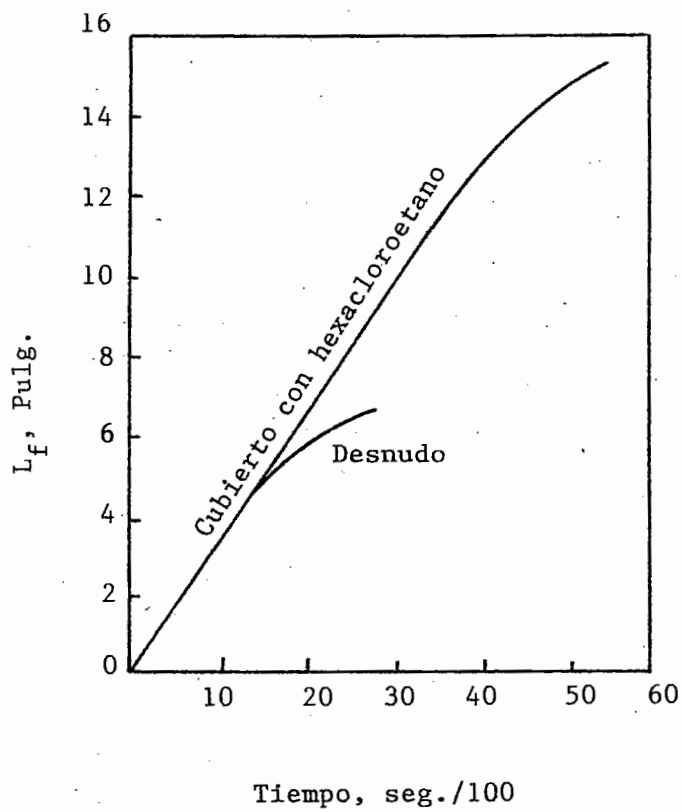


Fig. II-18  
Según Ref. (26)

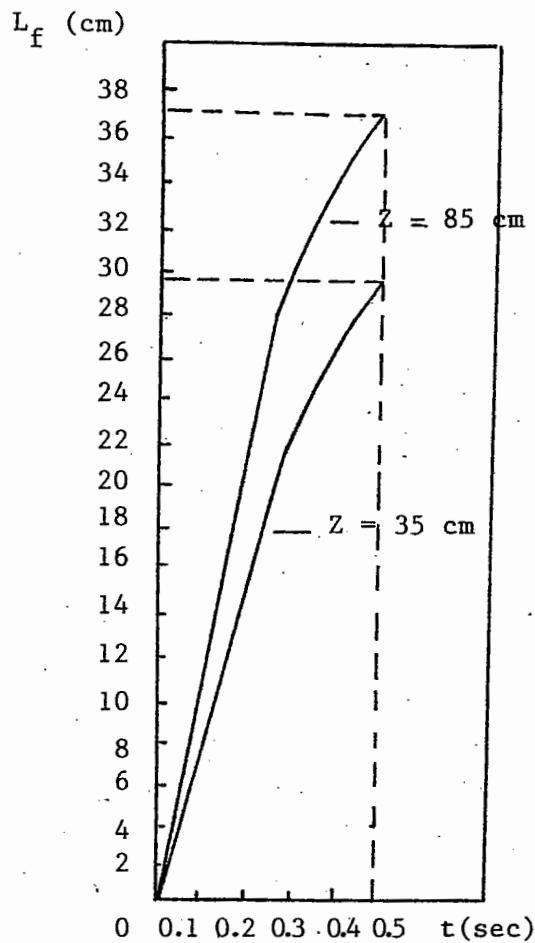


Fig. II-19  
Según Ref. (33)

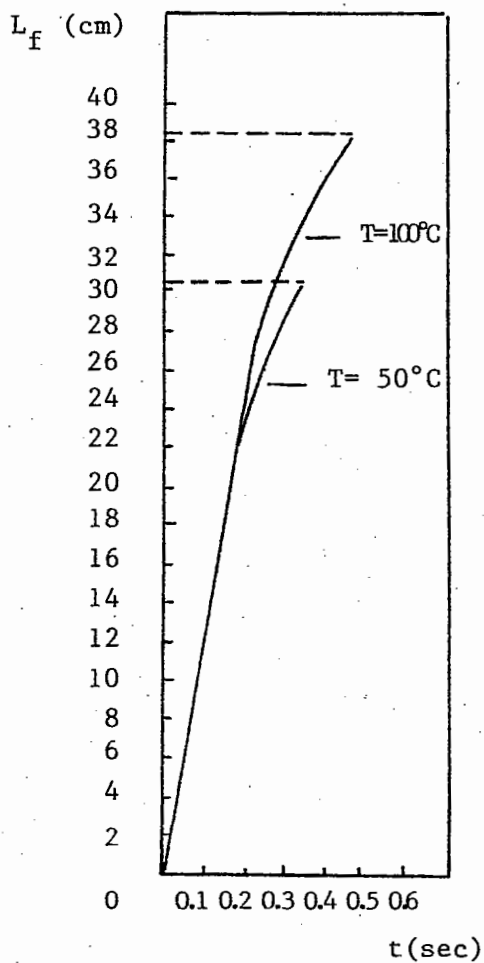


Fig. II-20  
Según Ref. (33)



## CAPITULO III

### **LAS GRAFICAS DE FLUJO Y SUS APORTES EN CUANTO A LA DEFINICION DE LAS VARIABLES QUE ACTUAN DURANTE LOS ENSAYOS DE FLUIDEZ.**

En el presente capítulo, se analizan los resultados obtenidos mediante el empleo de gráficas de flujo, que como un sustituto de los ensayos clásicos de fluidez en canales rectos y en forma de espiral, representan el volumen de líquido que es capaz de pasar a través de un canal de sección y longitud definidas, llenando un determinado volumen. Este método fue implementado inicialmente por Feliu y Colaboradores (20), quienes exponen que se obtiene ventajas muy interesantes cuando se sustituye los métodos clásicos para obtener la fluidez. Según estos autores, las gráficas de flujo dan indicaciones más completas de la habilidad de los metales líquidos para fluir, cuando se les cuela en determinados moldes. De igual manera, estas gráficas proporcionan información directa de la posibilidad de llenado de la cavidad de un molde por un metal líquido a través de alimentadores estrechos.

La duda surge cuando no existe la certidumbre en cuanto a que si las medidas convencionales de fluidez proporcionan, o no, la habilidad del metal fundido de fluir o llenar la capacidad del molde. En primer lugar, señalan, que los resultados obtenidos durante las experiencias dependen del tipo de ensayo realizado. En segundo lugar, el resultado obtenido mediante la distancia que el metal recorre en el canal, no es consistente con la capacidad de llenado del molde. Esto lo justifican haciendo relación a experiencias con aleaciones de aluminio. Por otro lado, en la práctica común de la fundición, la cavidad de los moldes no tiene una sección transversal constante, sino que varía considerablemente y abruptamente a lo largo de la trayectoria del metal fundido.

1. Feliu y Colaboradores (20) para poder trazar las gráficas de flujo, diseñaron una serie de canales de sección transversal constante y longitud decreciente. Esta serie de canales incluye desde un canal recto con longitud superior a la distancia de fluidez que el metal recorre en un ensayo normal, hasta varios canales de longitud más corta que ésta, en orden decreciente. El excedente del metal que fluye en los canales cortos, se recoge en un reservorio colocado debajo y al final del mismo. La suma del volumen del metal

solidificado en el canal más el del reservorio, es el resultado de la capacidad de llenado para una longitud específica de canal. La mínima longitud de canal, para la cual el metal no fluye dentro del reservorio corresponde al valor convencional de fluidez.

Las experiencias, en este trabajo, fueron realizadas con aleaciones de Aluminio en moldes permanentes de acero y moldes de arena.

Algunos de los resultados obtenidos, y que pueden apreciarse en las gráficas de flujo, Figs. (III-1)-(III-3), muestran claramente la variación de la capacidad de llenado, para canales de igual tamaño, en función de la composición química del material y para una temperatura constante, así como la influencia del tipo de canal empleado.

Estos autores concluyen, al comparar los resultados obtenidos por ensayos de fluidez convencional, con los representados por gráficas de flujo, que:

- a) la capacidad de llenado no tiene una correlación directamente proporcional con los resultados de fluidez.
- b) Mientras los resultados de variación de la fluidez con las cantidades de soluto, en las gráficas  $L_f = f(t)$ , Figs. (III-4) y (III-5) son perceptibles en el orden de bajos porcentajes de diferencia, en la capacidad de llenado la diferencia es totalmente mayor. Figs. (III-2) y (III-3).

2. Feliu y Siguin (21) investigan la influencia de la forma y dimensiones del canal de colada, en moldes permanentes, sobre las pruebas de fluidez y sobre la capacidad de llenado, modificando la longitud de canales de distinta sección transversal, en aleaciones Aluminio-Cobre y Aluminio-Silicio, a presión metalostática constante y diversos sobrecalentamientos, cercanos a la temperatura de colada; llegan a las conclusiones siguientes:

- a) De los valores de fluidez obtenidos de un canal de dimensiones específicas, es posible predecir los valores de fluidez de canales de sección transversal diferente. Una vez los valores de la capacidad de llenado de dos canales de igual longitud, pero de diferente sección transversal, han sido determinados, es posible predecir (dentro de ciertas limitaciones), la capacidad de llenado de cualquier otro canal de la misma longitud pero diferente sección transversal.
- b) El efecto del sobrecalentamiento en las posibilidades de llenado en moldes permanentes, depende sustancialmente de la composición química de la aleación.

Esto es: i) para el aluminio de alta pureza, a bajo sobrecalentamiento, la fluidez y la capacidad de llenado son virtualmente independientes de la temperatura de colada. ii) Para la aleación Al 12% Si, aleación eutéctica, la fluidez y la capacidad de llenado decrecen para canales largos cuando la temperatura de colada decrece, mientras, para canales cortos los valores de la capacidad de llenado permanecen sensiblemente constantes. iii) La fluidez y la capacidad de llenado, de las aleaciones con relativamente amplio rango de solidificación, son afectadas seriamente por la temperatura de colada: el decrecimiento de las temperaturas de colada produce considerables decrecimientos en ambos valores.

3. Fissolo y Coautores (23) tomando en cuenta los resultados obtenidos por Feliu y Coautores (20) (21) y (22), realizaron experiencias con Aluminio de alta pureza, 99.99%, en moldes de acero desnudo; de acero cubierto con Zirconato de calcio; de cobre desnudo, y, grafito desnudo, haciendo variar el sobrecalentamiento del metal líquido entre valores de 10° C a 150° C y las longitudes de los diferentes canales en forma similar a la realizada durante los trabajos citados.

Estos autores investigaron el efecto del sobrecalentamiento en los diferentes moldes, así como el efecto de las paredes laterales del canal, y el efecto del espesor del canal cuando no hay influencia de las paredes laterales. Los resultados los representan en gráficas de fluidez en función del sobrecalentamiento; en gráficas de flujo, y, en gráficas de fluidez vs. espesor del canal. Un aporte muy importante de este trabajo es en cuanto al concepto de la "Longitud Crítica" que se desarrolla en el siguiente capítulo. Algunos de los resultados de este trabajo son los siguientes:

- a) Hay un crecimiento considerable de la "capacidad de llenado" en función de sobrecalentamientos crecientes, para distintas longitudes de molde de acero desnudo.
- b) Con relación al efecto de las paredes laterales del canal, sobre la fluidez, logran determinar que, en moldes de acero desnudo, con un sobrecalentamiento del 100° C, la relación ancho/espesor del canal, puede considerarse despreciable para valores mayores de ancho de canal iguales a 2.8 veces el espesor.

Estos autores proponen la existencia de una dependencia casi lineal de la fluidez con respecto al espesor del canal, cuando no existen influencias de las paredes laterales.

## DISCUSION Y CONCLUSIONES

Tal como lo proponen Feliu y Colaboradores (20) (21) (22), las gráficas de flujo proporcionan información categórica en cuanto a la cantidad de metal líquido que pasa a través de un canal de ciertas características; sin embargo, la acumulación del fluido en un reservorio pierde toda relación con la realidad, pues el metal al ya no estar en contacto con la parte que fluye deja de ejercer su influencia sobre la parte restante que aún está dentro del canal, y en los procesos de fundición esto jamás se logra. De sobra es sabido que las piezas fundidas son separadas de sus alimentadores ya en estado sólido, y, en la mayoría de los casos, hasta que el conjunto, pieza-alimentadores, se encuentra completamente frío. En tal sentido, al no haber contacto directo de la pieza con su alimentador, ya no se puede hablar de una capacidad de extracción calórica en forma global, ya que este proceso termodinámico se realiza en forma independiente en ambas partes y con diferentes características, pues, mientras el efecto del canal, como intercambiador de calor, es grande comparado con el metal que está fluyendo, en el reservorio el papel se invierte pues entra en juego toda la masa metálica que logra pasar por el canal.

Otro aspecto que se deja de lado con el método de las gráficas de flujo, al independizar el reservorio del canal, es la característica misma de dicho canal, ya que, tal como lo señalan Fissolo y Coautores (23), las paredes de los canales pueden, o no, ejercer efecto sobre los resultados finales, de acuerdo a la relación ancho/espesor. Esto sólo es indicativo de que si el sólo hecho de esta relación es importante en las pruebas, ¿cómo no va a ser importante la relación de contacto metal-molde de todo el volumen colado?

Sin embargo, a criterio del autor, los resultados obtenidos mediante las gráficas de flujo, son importantes en la comprobación de las variables que actúan durante las pruebas de fluidez y, desde luego, han aportado criterios específicos en cuanto a los posibles mecanismos de solidificación y al concepto de longitud crítica, tema del siguiente capítulo. De acuerdo a lo expuesto en el párrafo anterior, y con base en los resultados señalados en la literatura: (21) (22) (23), aunque no se logre establecer una correlación proporcional entre los resultados obtenidos por las pruebas tradicionales de fluidez y los obtenidos mediante el método de gráficas de flujo (21), se puede concluir en que, mediante los dos

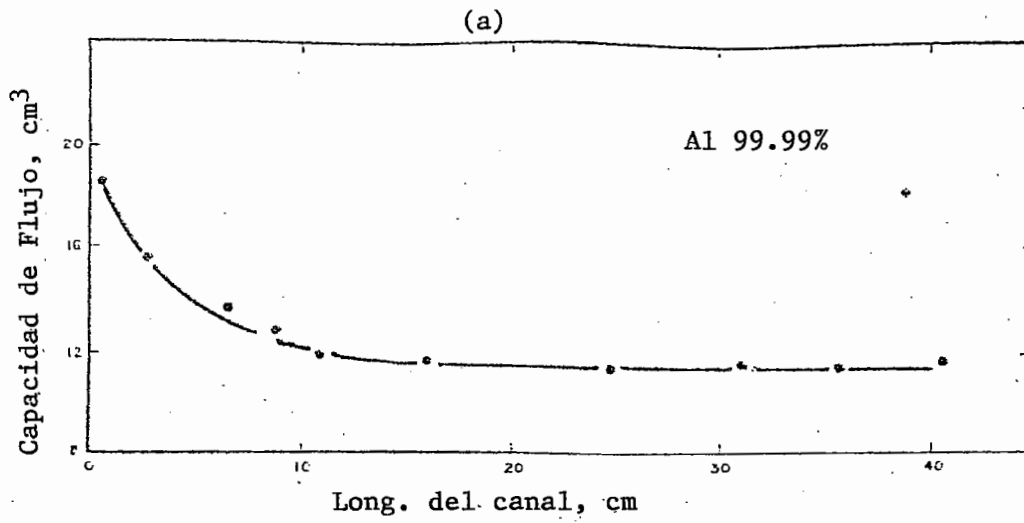
métodos las variables que actúan durante los ensayos son las mismas, y sus resultados coinciden en lo siguiente:

“La capacidad de llenado” aumenta con los sobrecalentamientos; a mayores sobrecalentamientos mayor volumen de fluido pasa a través del canal. Mayor presión metalostática, redundante en mayor capacidad de llenado. La composición química, y por consiguiente el rango de solidificación actúa directamente sobre los resultados de la capacidad de llenado. La capacidad de extracción calórica del molde tiene un efecto directo sobre los resultados de la “capacidad de llenado”, y, en el caso de canales metálicos con alto grado de poder de extracción calórica, el proceso de solidificación actúa más rápido que en el caso de los moldes de arena.

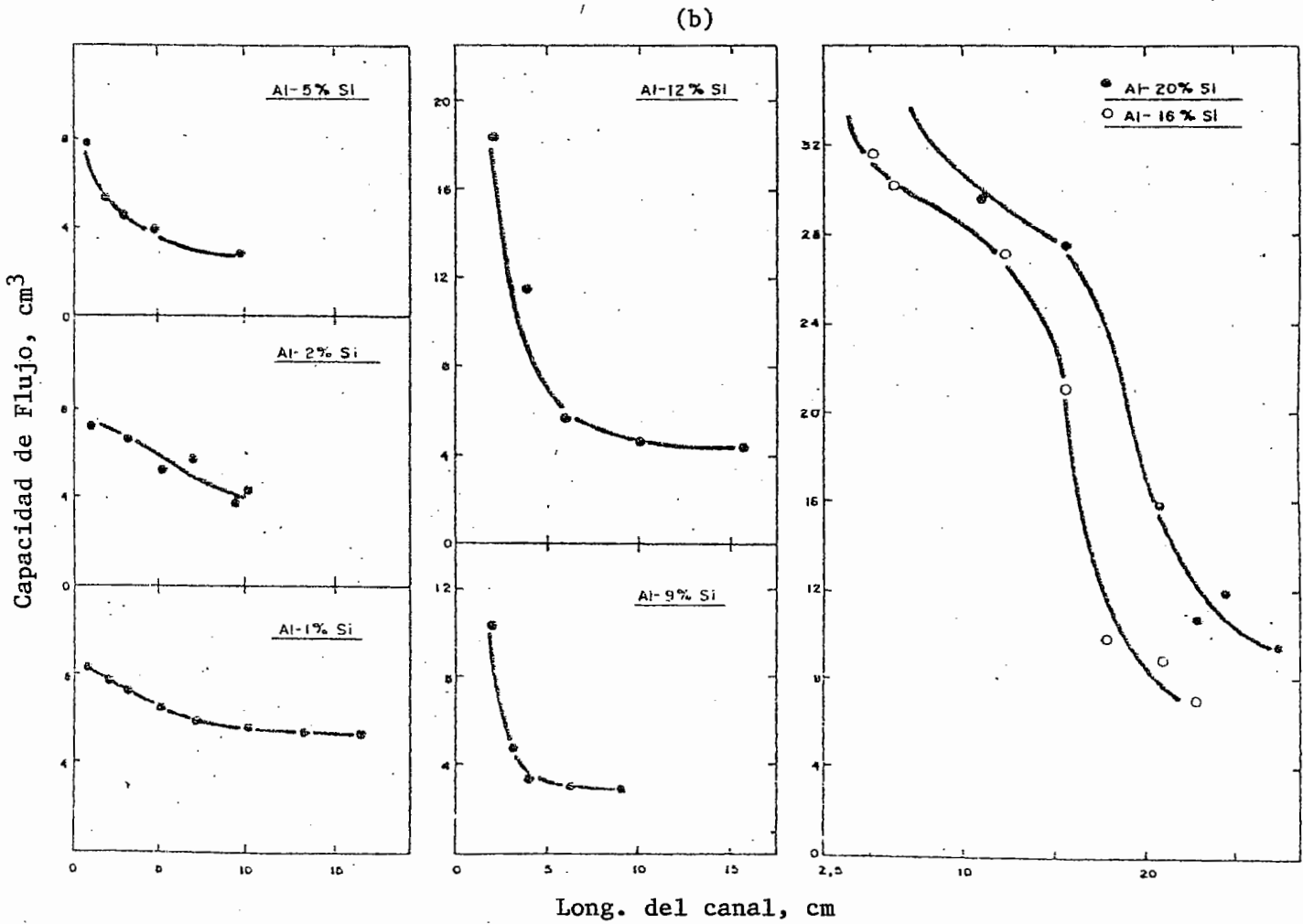
Finalmente, tal como lo proponen Fissolo y Coautores (23), para la realización de los ensayos de fluidez, tanto en la forma convencional, cuanto en los métodos de gráficas de flujo, en el diseño de los canales, debe tomarse en cuenta el efecto de las paredes laterales del canal y, por consiguiente, la relación ancho/espesor del mismo.

De acuerdo a lo anterior, para los efectos de comparación de los resultados obtenidos mediante los ensayos de fluidez, el criterio más importante deberá basarse en resultados análogos, y en este sentido, tal analogía, la brindan los resultados de los ensayos de fluidez lineal.

FIG. III - 1



Gráficas de Flujo para Aluminio de alta pureza y aleaciones Aluminio-Silicio Según Ref. (20)



Gráficas de Flujo para diferentes longitudes de Canal  
Según Ref. (20)

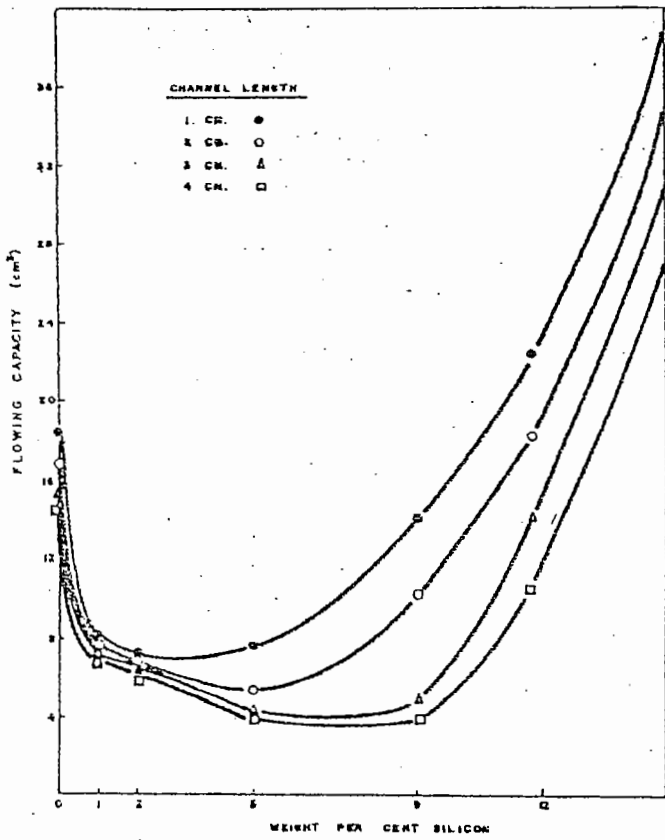


FIG. III - 2

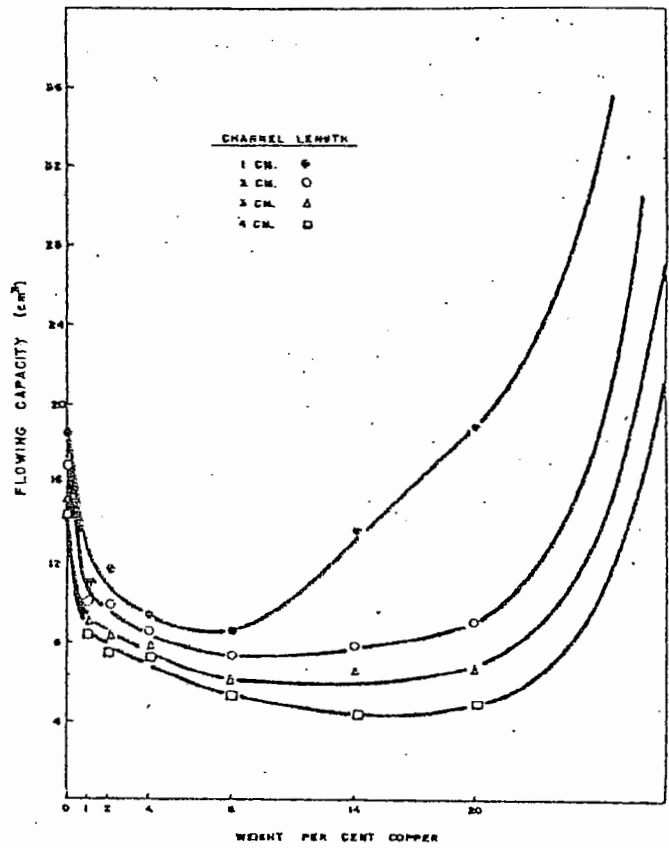


FIG. III - 3

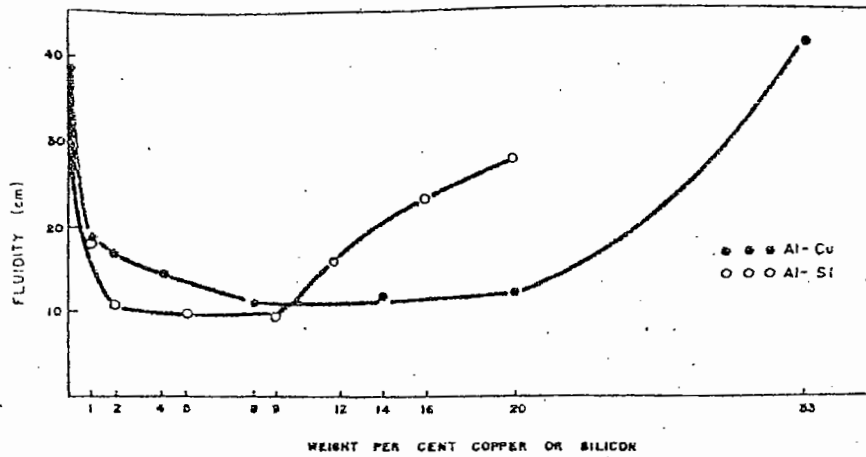


FIG. III - 4  
Según Ref. (20)

- Variation of "fluidity" with composition. Steel channel.

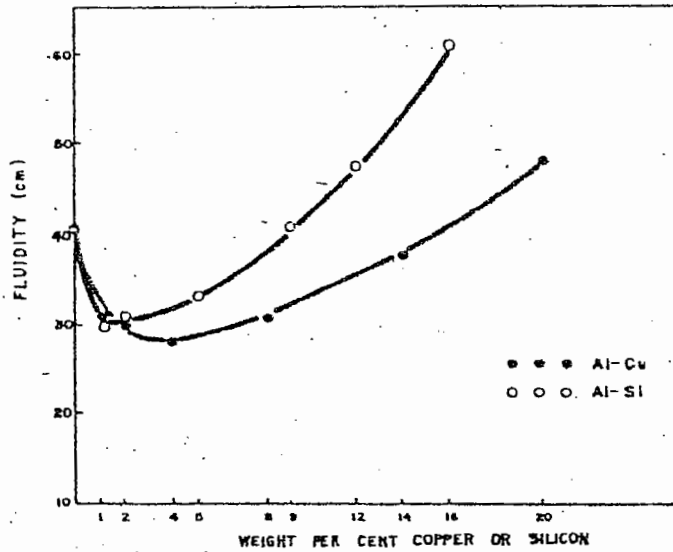


FIG. III - 5  
Según Ref. (20)

- Variation of "fluidity" with composition. Sand-molded channel.



## CAPÍTULO IV

### EL CONCEPTO DE LONGITUD CRÍTICA Y LOS MECANISMOS DE SOLIDIFICACIÓN DURANTE LOS ENSAYOS DE FLUIDEZ

El proceso de solidificación de los metales y aleaciones, ha sido ampliamente discutido por diversos investigadores, quienes han analizado el efecto de las variables que intervienen en el fenómeno y que pueden resumirse a algunos mecanismos desarrollados por el metal líquido durante el proceso de llenado de los moldes, o bien por el fluido en su recorrido hacia los mismos.

Los conceptos básicos de tales fenómenos parten del entendimiento de los aspectos fundamentales, como el fenómeno de la nucleación (4)(11)(24), el avance del frente de solidificación de los elementos puros y de las soluciones sólidas, así como de los efectos producidos por la segregación de soluto en las mismas (6).

El origen de las características metalográficas resultantes de la solidificación ha sido un tema de mucha profundidad enfocado por una gran cantidad de trabajos de investigación, (6)(7)(32)(38)(40), etc., toda vez que tales características están directamente ligadas a las propiedades mecánicas de los metales. La Escuela de Biloni, en la Comisión Nacional de Energía Atómica de Argentina, realizó grandes esfuerzos en la investigación del tema, logrando obtener resultados al por demás beneficiosos (6)(8) (34)(39)(49), etc.

En el presente capítulo, como en la totalidad del trabajo, se hace uso de conceptos básicos que intervienen durante el proceso, tales como el Coeficiente de Transferencia Calórica en la Interfaz Metal-Molde ( $h_i$ ), la Dependencia de las estructuras de Solidificación de dicho Coeficiente y el efecto del Flujo Convectivo, así como de los efectos de la Convección Forzada sobre la Multiplicación Cristalina, temas ampliamente tratados por varios investigadores.

La influencia de los fenómenos citados sobre el mecanismo de cierre de la vena líquida durante los ensayos de fluidez, es de trascendental importancia, ya que dicho mecanismo es, aparentemente, el que define el comportamiento de la vena fluida cuando esta ha perdido su sobrecalentamiento de colada, por lo que, en tal sentido, se han orientado las investigaciones y los objetivos del presente capítulo, en el que se analizan los resultados

de mayor importancia, a criterio del autor, existentes en la literatura y las experiencias realizadas por el mismo con aleaciones aluminio-cobre.

El concepto de "longitud Crítica", según Feliu y coautores (20) y Fisolo y coautores (23), aparece como una consecuencia de la representación de la fluidez mediante "Gráficas de Flujo", y, corresponde a aquella longitud del canal, para un dado sobrecalentamiento, a partir del cual, a medida que dicha longitud disminuye, el volumen deja de ser constante y comienza a aumentar.- En un ensayo de fluidez lineal por el método convencional, corresponde a aquella longitud en la cual opera el mecanismo de cierre de la vena fluida por el efecto de la solidificación. Esta longitud, también corresponde a la máxima longitud que el metal logra alcanzar en función de su sobrecalentamiento, o límite máximo del estadio I señalado por Ravinovich (44), Fig. (II-3), a partir de la cual el metal fluye sólo en función de su calor latente de fusión y del coeficiente de transferencia calórica en la interfaz metal – molde.

Resulta dificultoso tratar de analizar el concepto de "longitud crítica" independientemente del efecto de los mecanismos de solidificación durante los ensayos, por lo que, en este capítulo, se hace un análisis general de ambos aspectos, tanto en forma separada cuanto en conjunto.

1. Feliu y Coautores (20), haciendo un análisis comparativo entre los resultados obtenidos, determinando la "capacidad de llenado", en canales de acero y de arena, observan que las "gráficas de flujo" correspondientes a los ensayos muestran importantes diferencias: Para los canales en moldes de arena, existe una longitud crítica para cada composición química del metal, en la cual se produce un aumento abrupto de la capacidad de llenado, lo cual no se aprecia generalmente en los moldes de acero. En consecuencia, los canales, en moldes de arena, más cortos que esa longitud crítica, permiten el paso de volúmenes mayores de metal a través de ellos. La fig. (IV-1) muestra claramente el cambio abrupto en la capacidad de llenado en moldes de arena cuando se alcanza la longitud crítica. Si se hace la comparación con la gráfica de la Fig. (III-1) se puede apreciar la diferencia con los resultados obtenidos en moldes de acero.

Aunque en este trabajo no se analiza en forma amplia los mecanismos de solidificación, se hace el señalamiento de la dependencia de la longitud crítica de tales mecanismos.

2. Niesse, Flemings y Taylor (35), mediante el análisis teórico de la fluidez de metales puros, proponen que en moldes de arena o vidrio, en donde la capacidad de extracción calórica decrece con el tiempo, la interfase sólido-líquido presenta una forma parabólica como la que puede apreciarse en la Fig. (IV-2). Este análisis no puede realizarse para las aleaciones, por su modo de solidificación dendrítica. Esto lo avalan con experiencias en Estaño, Aluminio, Estaño-Plomo diluido y Al-5% Sn. Indican que el bloqueo de la vena líquida se produce en la entrada del canal en el caso de los metales puros o en la punta en el caso de las aleaciones, cuando los ensayos se realizan sin sobrecalentamiento. En el caso de los sobrecalentamientos, el mecanismo se desplaza corriente abajo, dependiendo de la magnitud del mismo, Fig. (IV-3). Para la solidificación de las aleaciones, cuyo inicio se realiza en la punta, Fig. (IV-5) hacen la justificación debido a la proliferación de granos equiaxiales dendríticos arrastrados desde corriente arriba, y proponen que el frenado de la vena se realiza a causa de la alta fricción entre estos cristales. Los mecanismos de solidificación propuestos se separan bajo tres conceptos: a) para metales puros o muy diluidos, el frente de solidificación es el correspondiente a las Figs. (IV-2) y (IV-3), o sea, que corresponde al avance de una interfase plana, b) para las aleaciones diluidas, en donde se manifiesta la inestabilidad de la interfase sólido-líquido, el frente de solidificación se comporta como en la Fig. (IV-4) y, c) en el caso de aleaciones concentradas, el gráfico es el correspondiente a la Fig. (IV-5).

3. Feliu S. y L. Luis (22), analizando el proceso mediante el método de "Gráficas de Flujo", proponen que para metales puros o aleaciones muy diluidas, el mecanismo de cierre se produce debido al choque de los frentes columnares de solidificación, a lo que llaman "mecanismo base", y en el caso de las aleaciones más concentradas debido a la característica pastosa de la aleación, el bloqueo se produce en la punta, por la solidificación de una zona equiaxial dendrítica arrastrada durante el proceso. En el primer caso, indican que el estrangulamiento tiene lugar en un punto cercano a la entrada del canal (cuando el metal ha perdido su sobrecalentamiento), pues allí la solidificación se completa primero por iniciarse también antes. En el caso de metales de pureza reducida y con muchas de las aleaciones diluidas y concentradas, proponen que la obstrucción en el canal se desarrolla de preferencia en la extremidad de avance (o punta) del flujo metálico y, por consiguiente, que parte, por lo menos, de la solidificación debe ocurrir a través de la

formación de cristales equiaxiales que, arrastrados primero por el flujo del metal, motivan finalmente su obstrucción; a este efecto lo llaman "mecanismo punta". Esta proposición es muy similar a la de Niesse y Coautores (35).

4. Morales y Coautores (33) mediante experiencias desarrolladas con Aluminio y Aleaciones Al-Cu, representadas por medio de "gráficas de flujo", método similar al desarrollado por Feliu y colaboradores (20) (21), definen la "Longitud Crítica" de los ensayos de fluidez, como un punto único en donde se produce la obstrucción del flujo metálico debido al avance bidireccional del frente de solidificación en los metales puros y cuya característica es la que puede apreciarse en la figura (IV-6). El análisis del modelo es el siguiente:

En la región I la solidificación no existe; en la región II, la solidificación se inicia y avanza en presencia de un sobrecalentamiento que va decreciendo constantemente. Como consecuencia, el máximo crecimiento de la interfase sólido-líquido ocurre en la longitud crítica "Lc". La región III corresponde a la coexistencia de líquido y sólido a la temperatura de fusión. Este mecanismo, proponen, puede extrapolarse a las aleaciones, en donde la interfase sólido-líquido no es plana y el mecanismo de multiplicación dendrítica puede cambiar los resultados de fluidez.

Por otro lado, este trabajo enuncia el principio de que, bajo ciertas características de los moldes durante los ensayos de fluidez, para metales puros y aleaciones, la diferencia entre Lf (longitud de fluidez) y Lc (longitud crítica) permanece constante, Figs. (IV-7) y (IV-8).

5. Aguilar Rivas y Biloni (3) investigaron el mecanismo de cierre en probetas de fluidez lineal a diferentes sobrecalentamientos, de aleaciones Al 0.5% Cu, mediante la observación macroscópica y microscópica de las estructuras y subestructuras de segregación de las secciones longitudinales de las probetas. Las conclusiones a que llegaron, son las siguientes:

a) Los patrones de segregación muestran claramente el mecanismo de cierre que se efectúa durante el inicio de la solidificación de las aleaciones diluidas, por lo que para el caso de la interfase inestable por la adición de 0.5% Cu, el frente propuesto por Morales y coautores (33), Fig. (IV-6), sufre la modificación que se aprecia en la figura (IV-9), pero a la vez avala la generación de dicho frente.

b) El análisis del frente propuesto es el siguiente: En la región I, el fenómeno es similar al de la Fig. (IV-6), correspondiente a la pérdida de sobrecalentamiento. El punto en donde el crecimiento de la interfase sólido-líquido puede ocurrir en la presencia de un sobrecalentamiento cercano a cero, define la longitud crítica  $L_c$ . En la región II, la solidificación ocurre en presencia de un sobrecalentamiento que arranca de  $L_c$ ; y, en la región III, el perfil del frente de solidificación corresponde a condiciones térmicas análogas a la de la longitud crítica. El cierre de la vena líquida ocurre a  $L_c$  y entonces la longitud  $L_f$  queda determinada.

c) Este trabajo, además de proporcionar amplia información en cuanto al mecanismo de cierre, comprueba Metalográficamente lo propuesto por Morales y coautores (33), respecto a  $L_f - L_c = \text{cte}$ , como puede apreciarse en las macrografías de la Figs. (V-1) y (V-2), en el siguiente capítulo, en donde para el caso de las aleaciones diluidas, debido al efecto de la convección forzada, si se toma como  $L_c$  al primer choque de la zona columnar antes de las zonas que presentan la fragmentación cristalina, partiendo de la punta hacia atrás, y esta distancia se mide y compara con  $L_f$ , se obtienen los resultados de la tabla (IV-1) que avalan lo propuesto. Cada valor en la tabla, es el promedio del resultado de cuatro ensayos realizados en idénticas condiciones termodinámicas.

6. Marisa Di Sabatino (12), hace un análisis de los mecanismos de cierre de la vena fluida, durante los ensayos de fluidez con elementos puros y aleaciones, avalando los mecanismos de cierre propuestos por Flemings (24), en cuanto a los frentes de solidificación y sus consecuencias. Propone la ocurrencia del fenómeno de la forma señalada por medio de las figuras (IV-3) y (4-5), en donde, para los metales puros y aleaciones diluidas, se produce el choque de los frentes columnares de solidificación, en la forma parabólica que se observa en las figuras, mientras para las aleaciones, al avanzar con frentes dendríticos, se produce la fragmentación cristalina debido a la fractura de dichos frentes por el efecto convectivo del fluido, produciéndose una zona equiaxial que solidifica en la punta del fluido parando el avance del metal líquido. Sin embargo, al igual que Flemings (24), esta aseveración no tiene una justificación de análisis metalográfico. En el capítulo V el autor hace un análisis exhaustivo de los mecanismos de solidificación propuestos previamente (3).

TABLA IV – I

Valores  $L_f - L_c$  de ensayos de fluidez en aleaciones Al – Cu con distintos sobrecalentamientos, obtenidos mediante medición macrográfica de las probetas.

	$\Delta T$ oC	$L_f - L_c$ cms.	$L_f$ cms.	P mm Hg.
Al 0.5% Cu hi 1	20	5.70	12.0	15
	30	5.99	17.3	15
	40	5.68	21.6	15
Al 2% Cu hi 2	20	7.88	14.7	15
	30	8.33	15.7	15
	40	8.30	16.8	15

hi 1: Molde de cobre desnudo, pulido hasta papel esmeril 600.

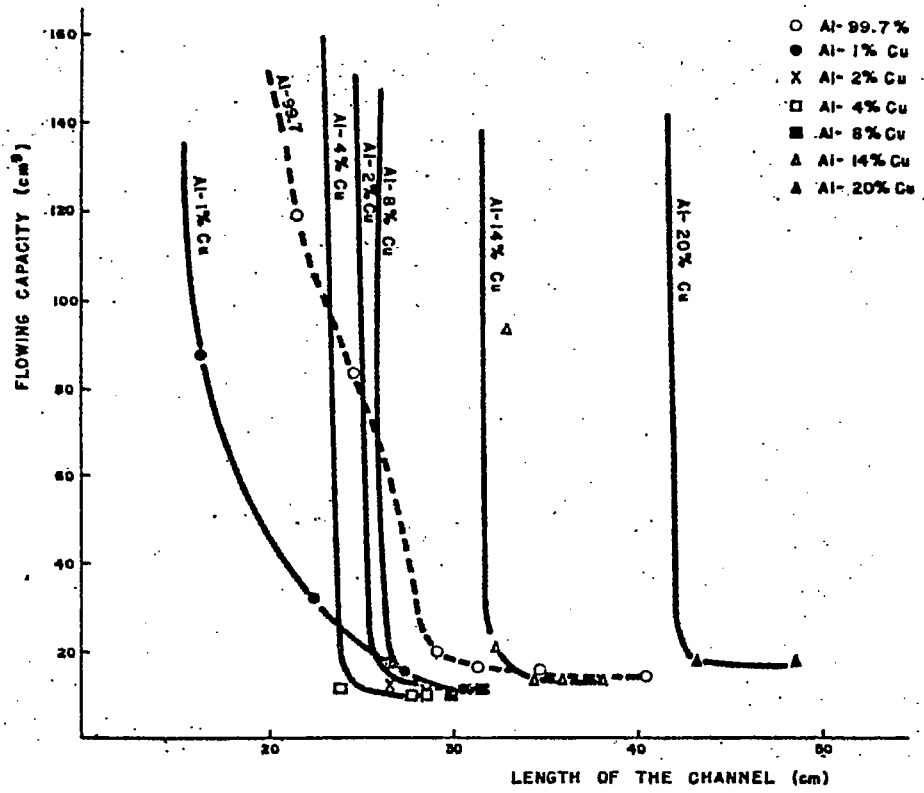
hi 2: Molde de cobre cubierto con Zirconato de Calcio.

## DISCUSIÓN Y CONCLUSIONES

Con base en los resultados experimentales obtenidos por el autor (1) (2) (3) (4), y los existentes en la literatura, previamente analizados, se llega a las siguientes conclusiones:

1. El modo de solidificación de los metales puros y aleaciones, afecta directamente el IIº. estadio de la curva  $L_f = f(t)$ , es decir, la zona en que el metal ha perdido su sobrecalentamiento y fluye únicamente en función de su calor latente de fusión, por lo tanto, afecta los resultados globales de  $L_f$ .
2. La longitud crítica, está influenciada directamente por los sobrecalentamientos de colada, la presión metalostática y el coeficiente de transferencia calórica en la interfaz metal-molde.
3. De acuerdo a los resultados resumidos en la tabla (IV-I) la diferencia entre la longitud de fluidez global ( $L_f$ ) y la longitud crítica ( $L_c$ ), permanece constante cuando se varían los

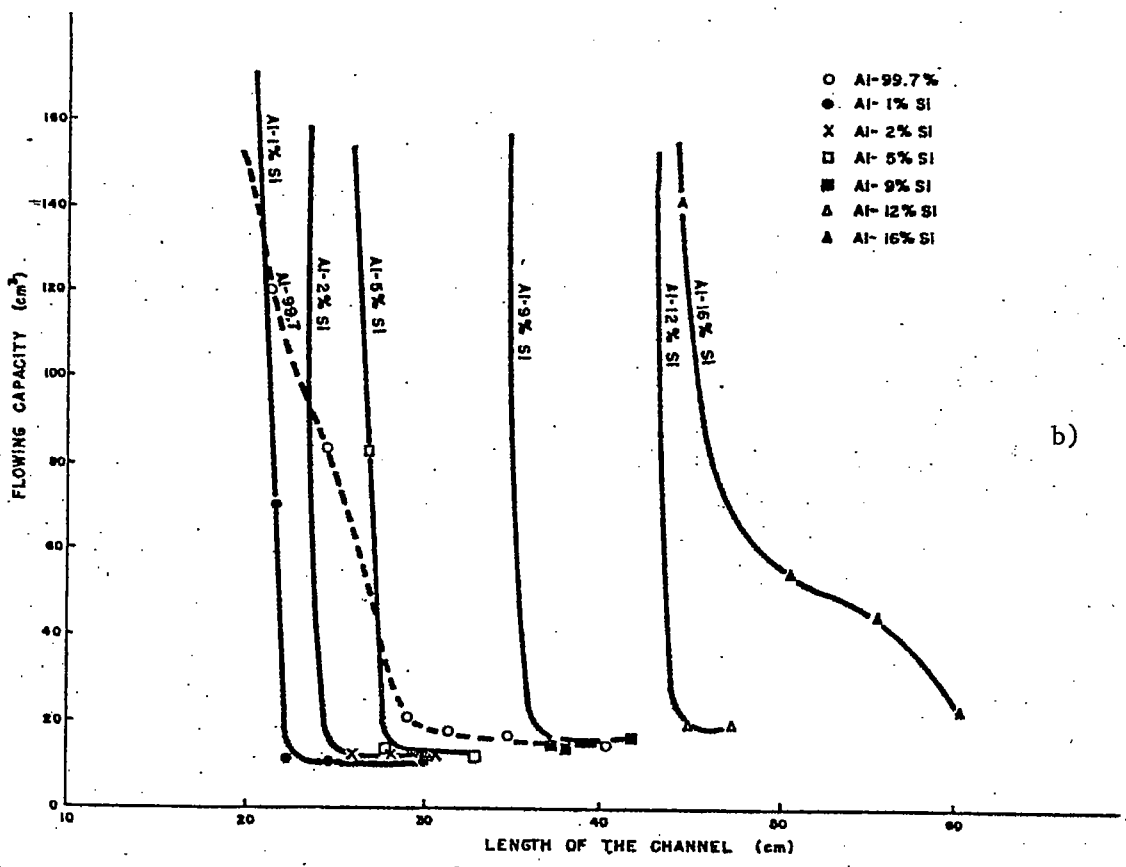
sobrecalentamientos y los otros parámetros permanecen constantes para un tipo de molde dado:  $L_f - L_c = \text{cte}$ . Sin embargo, debe notarse que en este trabajo se ha interpretado como longitud crítica la zona de obstrucción de la vena fluida, considerando que su distancia a la longitud crítica real permanece constante de acuerdo a los análisis generales realizados.



a)

- "Graphs of flow" for Al 99.7 per cent and the series of Al-Cu alloys in the sand molds.

FIG. IV-1  
Según Ref. (21)

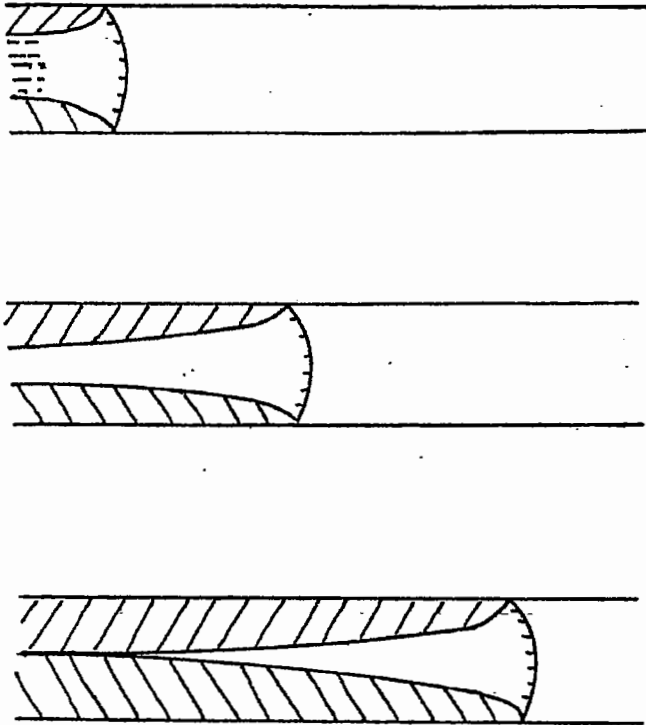


b)

- "Graphs of flow" for Al 99.7 per cent and the series of Al-Si alloys in the sand molds.

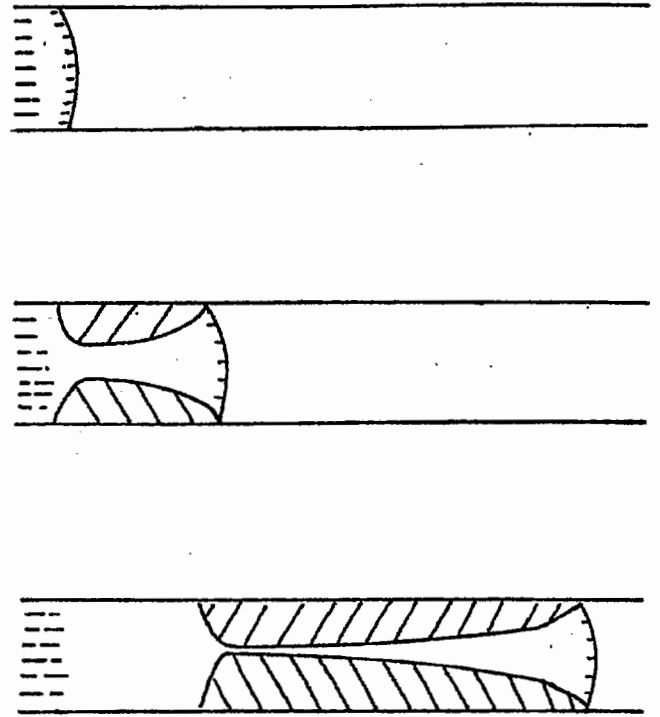


FIG. IV-2



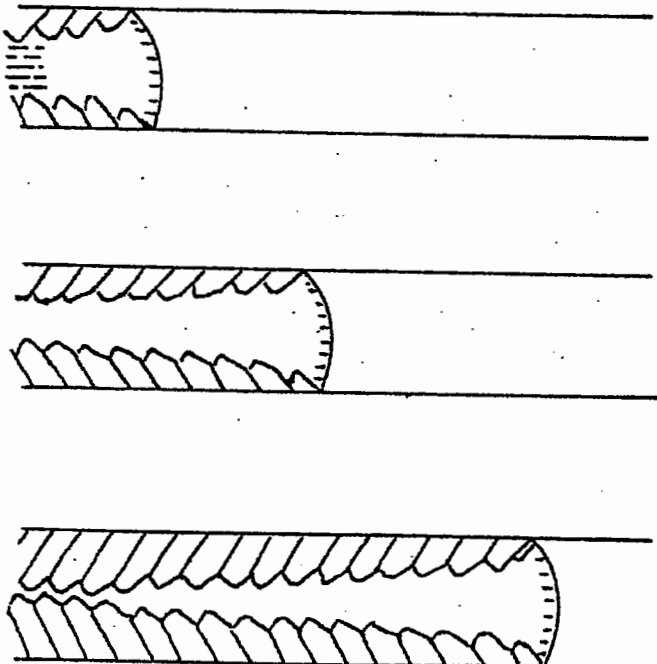
a) Avance de la solidificación con interfase plana

FIG. IV-3



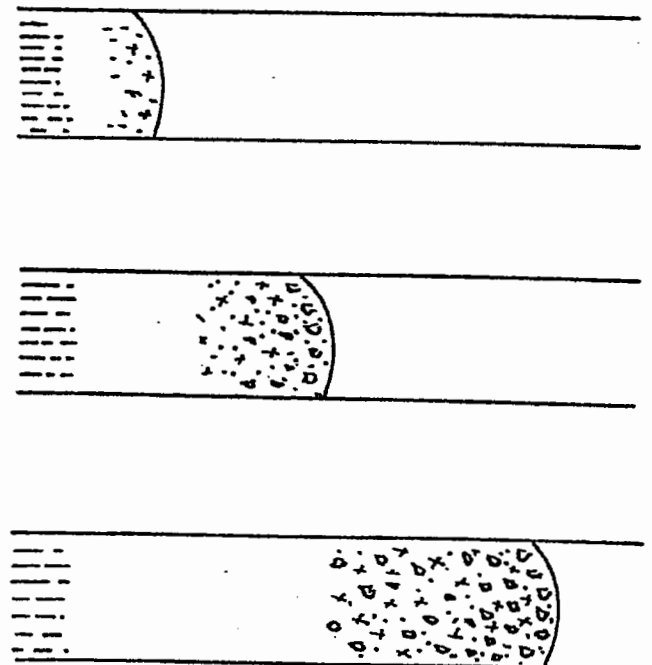
b) Avance de la solidificación con interfase plana cuando existe sobrecalentamiento

FIG. IV-4



Frente de solidificación de aleaciones diluidas (interfase inestable)

FIG. IV-5



Solidificación por el mecanismo de fricción

Frente de Solidificación según A. Morales, Ref. (33)

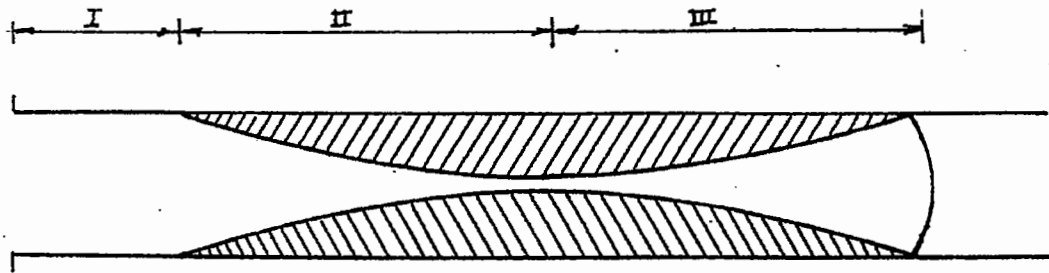


FIG. IV-6

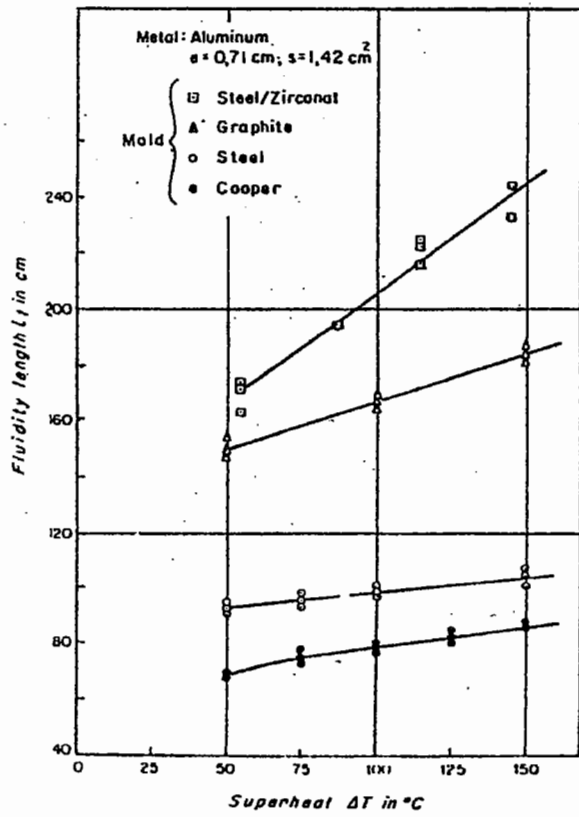


FIG. IV-7

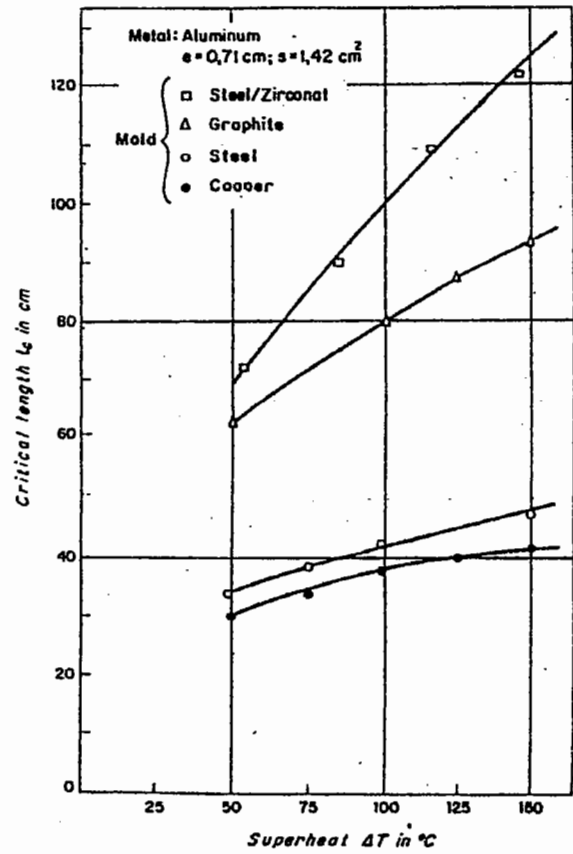


FIG. IV-8

Según Ref. (33)

Frente de solidificación, Según Ref. (3 )

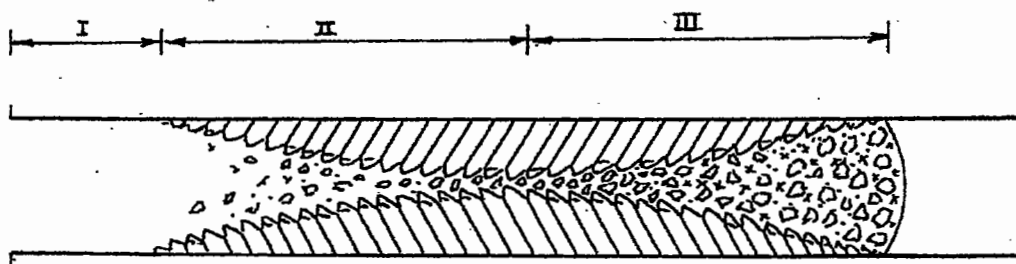


FIG. IV-9

## CAPITULO V

### EL FRENTE DE SOLIDIFICACIÓN Y EL EFECTO DE LA MULTIPLICACIÓN CRISTALINA DURANTE EL MECANISMO DE CIERRE DE LA VENA FLUIDA

Con base en los antecedentes expuestos en los capítulos precedentes , el autor hizo un análisis exhaustivo de los mecanismos de solidificación durante los ensayos de fluidez en aleaciones Aluminio–Cobre, valiéndose de los resultados experimentales de fluidez lineal y de la interpretación metalográfica de las subestructuras de segregación sobre probetas obtenidas con distintos sobrecalentamientos, presiones metalostáticas y composiciones Al-Cu, desde Al 99.99% de pureza hasta Al-5% Cu, logrando una apreciación clara de la multiplicación cristalina y del perfil del avance del frente de solidificación. El procedimiento de preparación metalográfica consistió en cortar longitudinalmente las probetas obtenidas mediante los ensayos de fluidez, las que se pulieron electrolíticamente y se atacaron con el reactivo “Keller”, empleando diferentes tiempos de ataque hasta lograr la mejor claridad de las exposiciones que permitieran detectar las macro estructuras y microestructuras deseadas. El equipo y la metodología experimental de los ensayos se describen en el siguiente capítulo. Los aspectos de mayor trascendencia en el tema que deben considerarse, pueden resumirse en lo siguiente:

a) Independientemente del modo de solidificación de los metales puros y las aleaciones diluidas, es decir que solidifiquen con frentes planos o con interfases inestables, el metal líquido inicia su recorrido en el canal hasta que pierde su sobrecalentamiento a través del contacto con las paredes del mismo.

En este lugar, el primer líquido que entra en contacto con las paredes del molde que no han sido tocadas, inicia la solidificación debido al sobreenfriamiento producido a causa del contacto metal-molde.

b) El nuevo líquido sobrecalentado que entra constantemente al canal, al llegar al punto donde se inició la solidificación no ha perdido tanto sobrecalentamiento como el primero, por lo que alcanza a realizar una refusión parcial en el metal ya solidificado y avanza un  $\Delta L$  corriente abajo iniciando también su solidificación (siendo “L” la longitud del canal). En esta zona, en presencia de un sobrecalentamiento cercano a cero, la capacidad de

extracción calórica del molde permite el progreso del frente que solidifica hasta que la obstrucción del flujo sucede. A partir de esta zona, de acuerdo a los perfiles de solidificación manifiestos en las gráficas de las figuras (IV-6) y (IV-9), líquido y sólido coexisten a la temperatura de equilibrio y al no existir fuerza motriz que impulse el flujo de la zona pastosa, la solidificación se completa y la longitud de fluidez "Lf" queda definida.

c) En el caso de los metales puros, la estabilidad de la interfase sólido-líquido permite el avance del frente columnar bidireccionalmente en presencia de líquido sobrecalentado hasta que ambos frentes chocan. Pero en el caso de las aleaciones diluidas, el líquido sobrecalentado que pasa en frente de la interfase inestable sólido-líquido, provoca el mecanismo de multiplicación cristalina por la fragmentación de las ramificaciones dendríticas, arrastrándolas corriente abajo, en donde crecen por las condiciones termodinámicas. El contraste entre la estructura columnar y la equiaxial debido al efecto de la multiplicación permite delinear claramente el perfil del frente de solidificación.

d) Como puede observarse en las figuras (V-1) el perfil de frente de solidificación de las aleaciones diluidas corresponde al de la figura (IV-9), cuyo perfil, debido al efecto de la convección forzada sobre una interfase inestable, se puede caracterizar de la siguiente manera, mientras se aprecian las macrografías de las Fig. (V-1) y (V-2).

i) La región de la cola de las probetas, corresponde a choque de las estructuras columnares que avanzan en un líquido sobrecalentado hasta encontrarse.

ii) La región del centro contiene una serie de granos equiaxiales producidos por el efecto de la convección que han quedado atrapados por los frentes de solidificación bidireccional o que han sido los causantes de la estrangulación por el efecto de la alta fricción entre sí mismos y con sus propios frentes dendríticos.

iii) En la región de la punta, se nota el crecimiento de granos columnares desde las paredes del molde, en coexistencia con una zona equiaxial densa debido al arrastre de la fragmentación cristalina, que en el caso de los metales puros no se presenta debido a la estabilidad de la interfase sólido-líquido en el frente de solidificación.

Los mecanismos de solidificación referidos se aclaran fácilmente si se observan las macroestructuras de las Figs. (V-1) y (V-2) en donde por el fenómeno de la multiplicación cristalina se delinea claramente el frente de solidificación equivalente al frente propuesto (3), Fig. (IV-9).

La Fig. (V-1), corresponde a dos probetas de Al 0.5% Cu coladas con distintos sobrecalentamientos y presión de colada superior a la normal para provocar el efecto de la multiplicación cristalina por la convección forzada.

La Fig. (V-2), corresponde a dos probetas de Al 2% Cu coladas con 30°C de sobrecalentamiento y presión metalostática superior a la normal para aumentar el efecto de la multiplicación cristalina.

Las micrografías de la Fig. (V-3) corresponden a una probeta de Al 5% Cu colada con sobrecalentamiento y presión metalostática normal, en las que se observa el efecto de la multiplicación cristalina por la convección normal y a la vez se puede apreciar el mecanismo de cierre de la zona columnar en la cola, y, el mecanismo combinado de la zona columnar atrapando a la zona equiaxial, tanto en el centro cuanto en la punta.

La Fig. (V-4) representa condiciones de colada con presión metalostática superior a la normal para forzar el efecto de la multiplicación cristalina, sin sobrecalentamiento, en Al 99.99% de pureza. Nótese la presencia de la zona columnar en la totalidad de la probeta atrapando la zona equiaxial, cuyo contraste delinea el frente de solidificación.

Las micrografías de la Fig. (V-5) corresponden a una probeta de Al 99.99%, sobrecalentada y presión metalostática normal, en donde se aprecia el choque de los frentes de solidificación estables de las zonas columnares y la punta de la probeta con la escasa zona equiaxial coexistiendo con la zona columnar. El tamaño de los granos equiaxiales sugiere que podrían haber crecido a expensas de un sobrecalentamiento residual.

Las micrografías de las figuras (V-6) y (V-7) corresponden a probetas de Al 99.99% de pureza, con bajo sobrecalentamiento y presión metalostática ligeramente superior a la normal para inducir la multiplicación cristalina. Se nota claramente el choque columnar en la zona de la cola, la presencia escasa de granos equiaxiales atrapados en la zona central y cercana a la punta y la zona equiaxial forzada atrapada entre la zona columnar de la punta.

## CONCLUSIONES

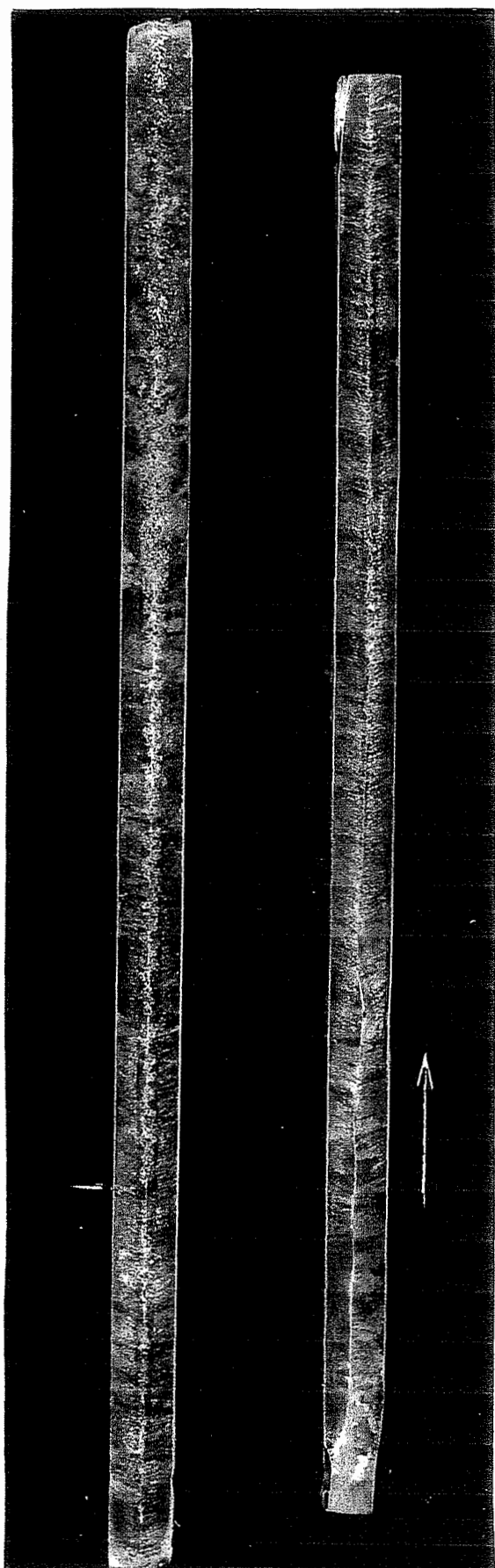
1. El mecanismo de cierre de la vena líquida está directamente influenciado por la morfología natural de las estructuras de solidificación independientemente del grado de sobrecalentamiento, o sea la temperatura de colada.

2. la obstrucción del flujo se produce a  $\frac{1}{2} (L_f - L_c)$  y no en  $L_c$  como fuera propuesto en los trabajos precedentes (22)(33)(35).
3. El perfil del frente de solidificación de los metales puros y aleaciones diluidas es el correspondiente a las Figs. (IV-6) y (IV-9) respectivamente.
4. El mecanismo de cierre de las aleaciones más concentradas, según se puede extrapolar de las características observadas en las probetas de Al 5% Cu, coladas con sobrecalentamiento, Fig. (V-3), se debe fundamentalmente al efecto de la alta fricción intergranular en una zona equiaxial, producto de la multiplicación cristalina, y una zona columnar bidireccional que avanza desde las paredes del molde hacia el centro de las probetas, o bien únicamente al primer efecto señalado.
5. Como puede observarse en las macrografías de la figura (V-1), el efecto de las paredes laterales, del canal empleado,  $a/e$  mayor que 2.8, analizado en el capítulo anterior, tal como fuera propuesto por Morales y coautores (33), durante los ensayos, es nulo, ya que solo se observa el crecimiento bidireccional de las estructuras columnares hasta encontrarse, y no hay crecimiento a partir de tales paredes, (en el capítulo siguiente se dan las medidas del canal de ensayo en que se obtuvieron las probetas referidas).





a)



b)

FIG. V-1 (3.1 X)

Al 0.5% Cu

a)  $\Delta$  T = 30°C,  $\Delta$  P normal

b)  $\Delta$  T = 40°C,  $\Delta$  P normal

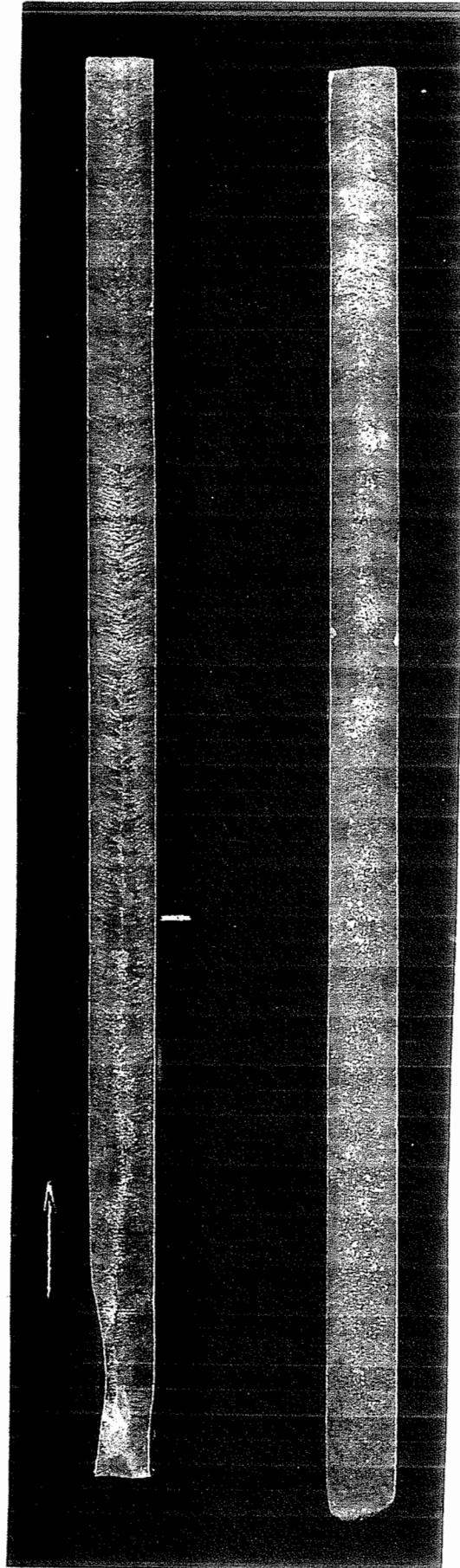
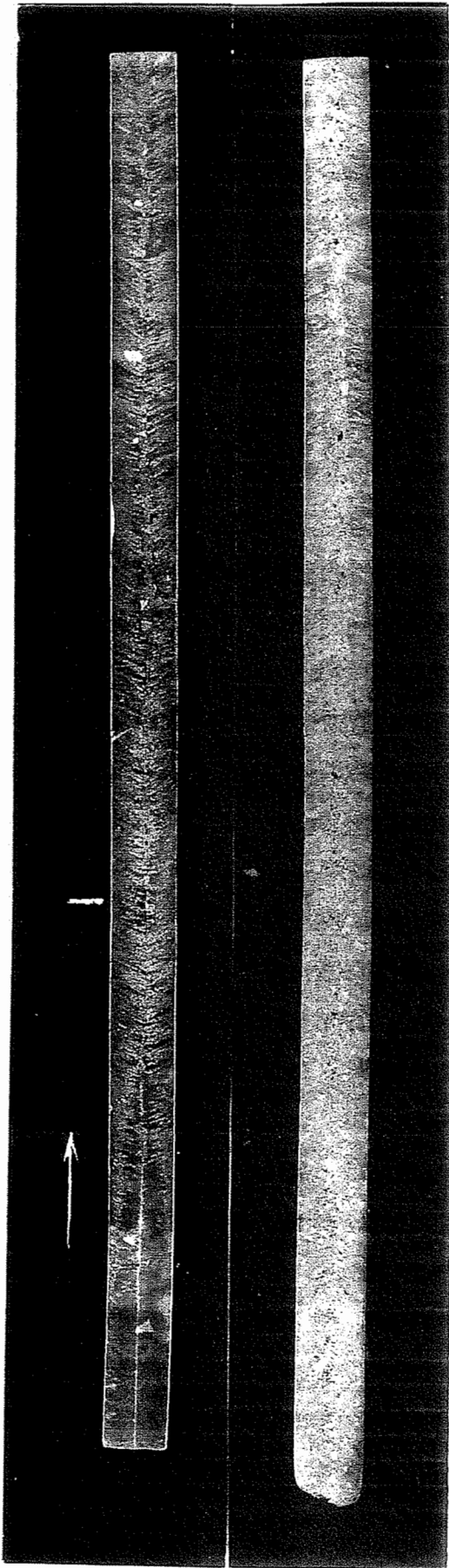
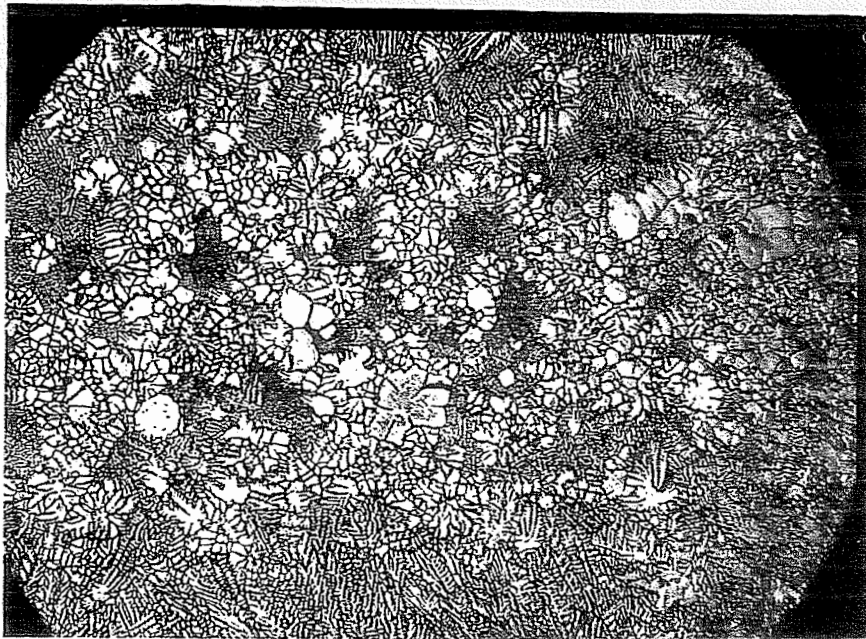
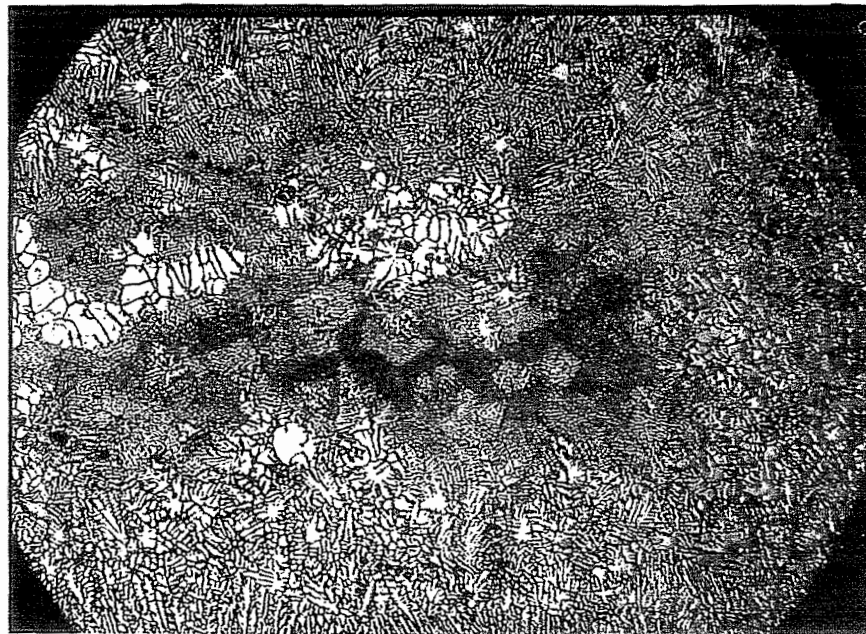


FIG. V-2 (3.1 X)  
Al 2% Cu  
 $\Delta$  T = 30°C,  $\Delta$  P  $\blacktriangleright$  normal



a) 35X  
Punta



b) 35X  
Centro



c) 60X  
Cola

FIG. V-3  
Al 5% Cu  
A T = 20°C, A P normal

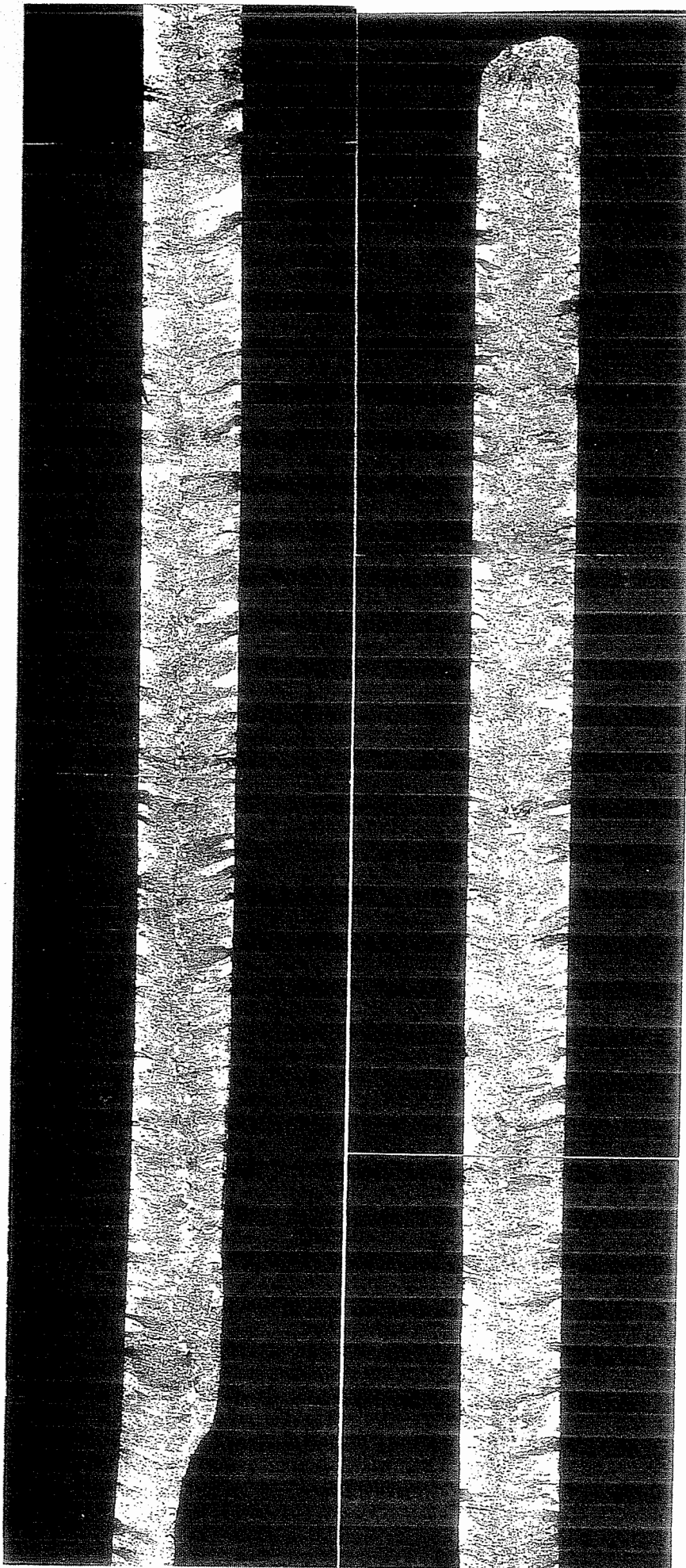
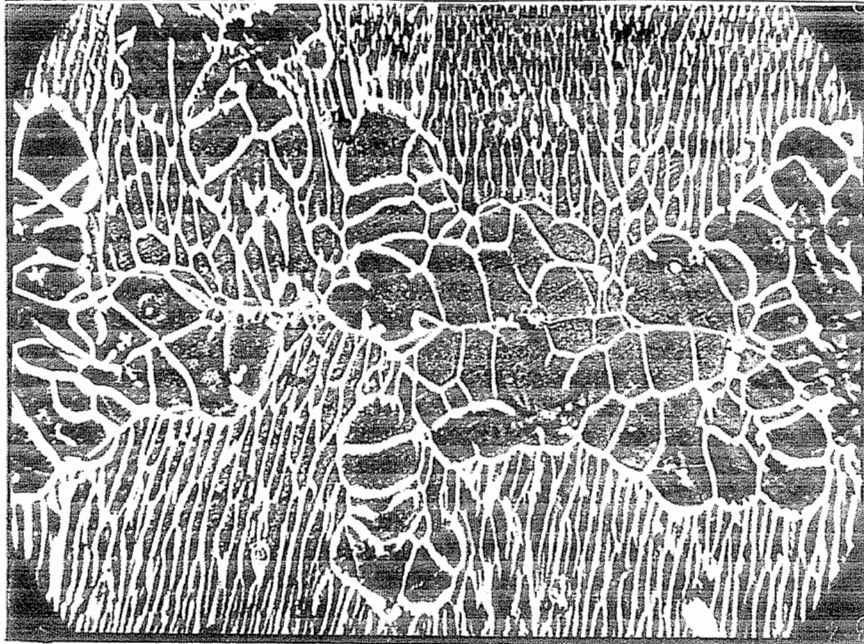


FIG. V-4 (4.6 X)

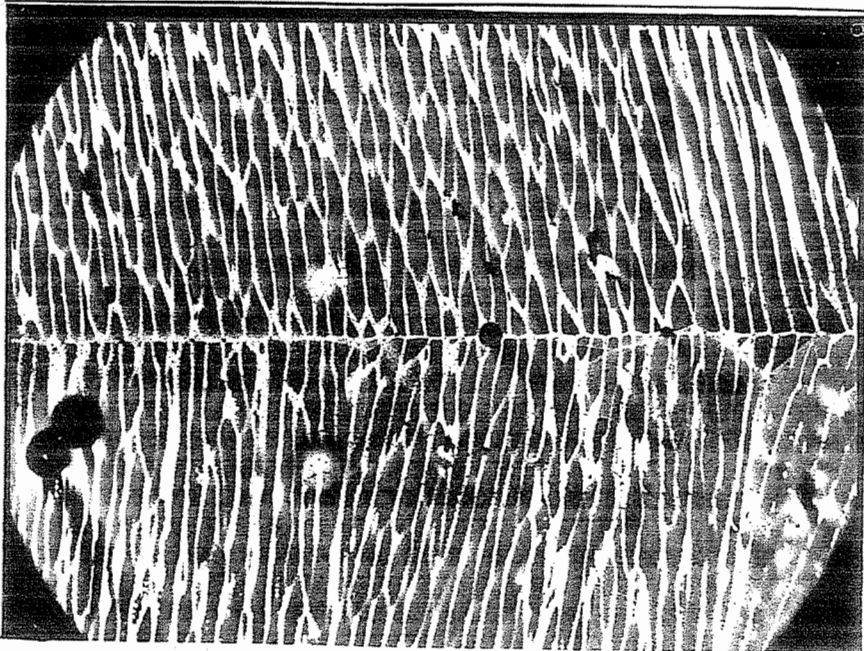
Al 99.99%

Δ T = 0, A P > normal



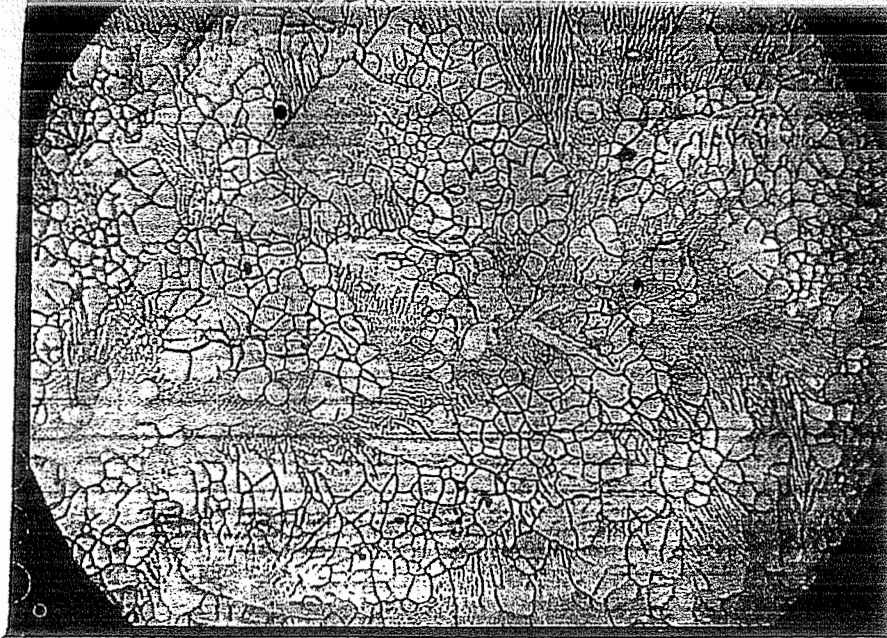


a)  
Punta

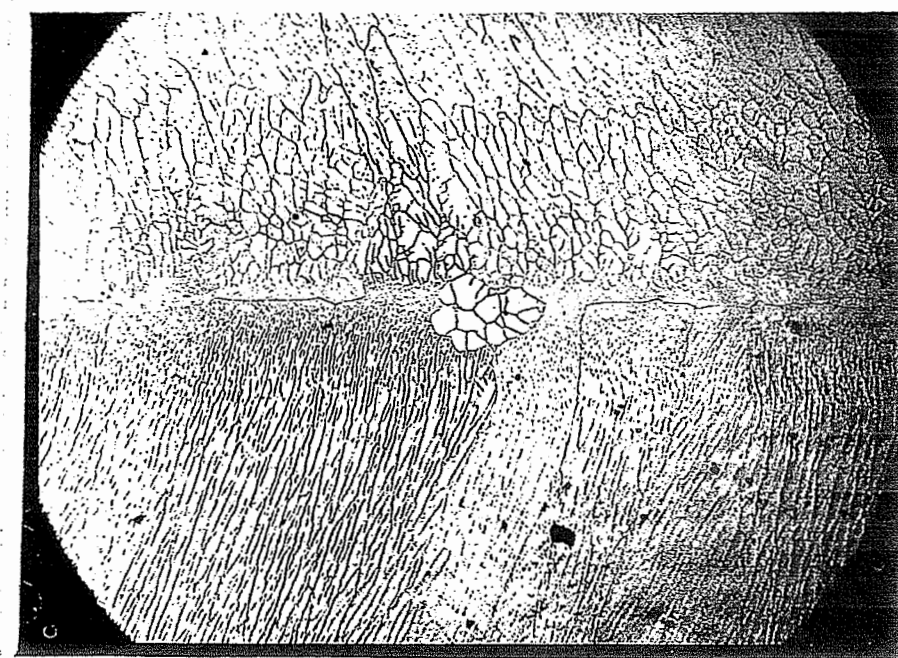


b)  
Centro

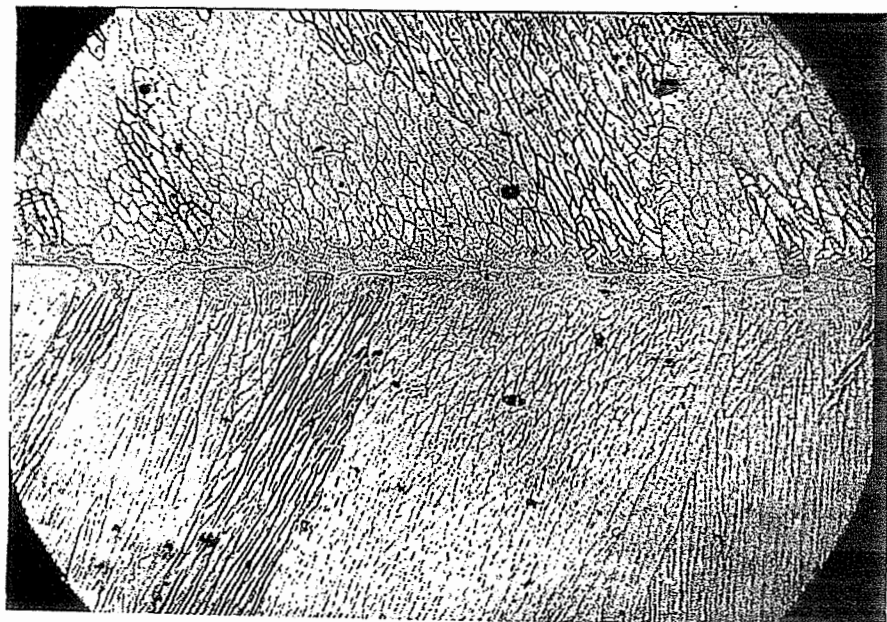
FIG. V-5  
Al 99.99%  
A T = 10°C, A P normal



a)  
Punta

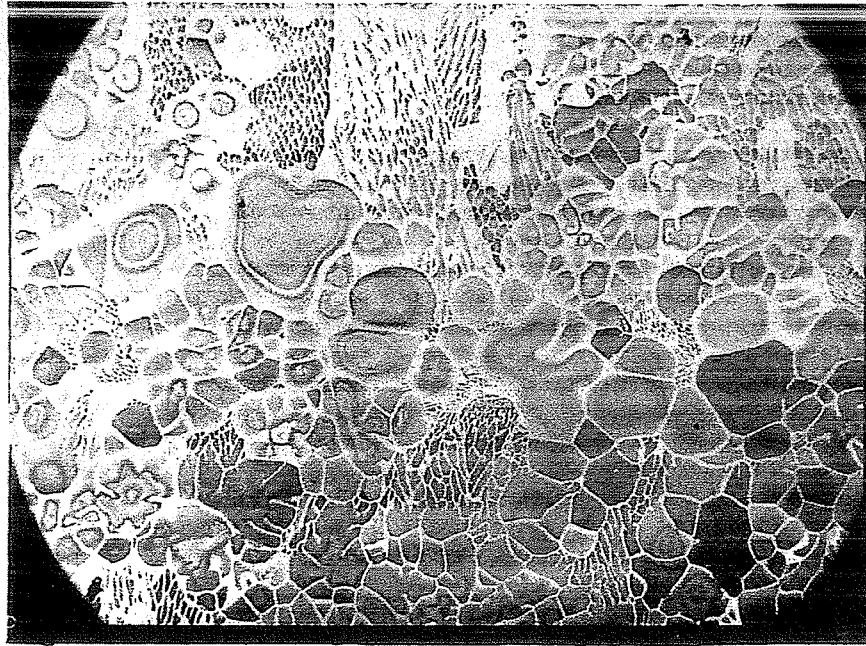


b)  
Centro

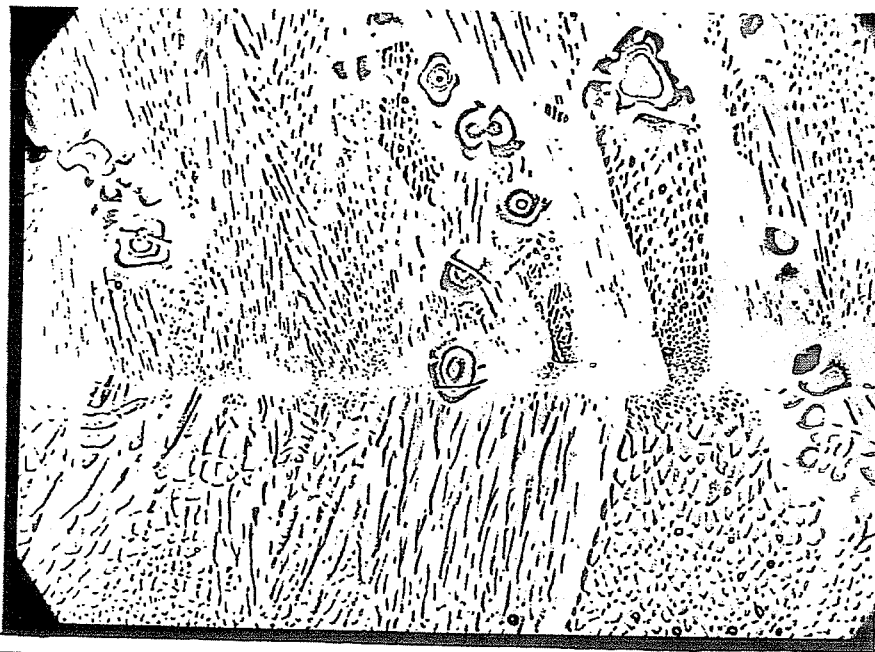


c)  
Cola

FIG. V-6 (35X)  
Al 99.99%  
A T = 10°C, Δ P normal



a) 60X  
Punta



b) 60X  
Centro



c) 35X  
Cola

FIG. V-7  
Al 99.99%  
 $\Delta T = 10^{\circ}\text{C}$ ,  $\Delta P \gg \text{normal}$

## CAPÍTULO VI

### FLUIDEZ DE ALEACIONES Al-Cu A TEMPERATURA DE LÍQUIDUS

De acuerdo a los análisis realizados en los capítulos precedentes, la curva  $L_f = f(t)$ , refleja el comportamiento del flujo de los metales y sus aleaciones, influenciado por dos aspectos básicos que se interpretan en los dos estadios de la curva postulados por Rabinovich (44), esto es, para un dado ensayo de fluidez, en general, el primer estadio es un alto porcentaje del largo de la fluidez total, pero depende exclusivamente de variables independientes de la verdadera capacidad de fluir del metal o aleación que, como se vio, son principalmente los sobrecalentamientos de colada, el coeficiente de transferencia calórica en la interfaz metal-molde y la presión metalostática. Estas variables determinan el estadio I de dicha curva.

En la mayoría de los ensayos, el estadio II es porcentualmente menor y es lo que refleja la capacidad propia del metal o aleación de fluir, toda vez que corresponde al flujo del metal sin sobrecalentamiento. Puede concluirse que, para una dada presión metalostática, el valor del estadio II depende sustancialmente del coeficiente de transferencia calórica en la interfaz metal-molde ( $h_i$ ) y del mecanismo de cierre de la vena fluida en función de su composición química (2)(3), esto es, al cambio morfológico de la interfaz sólido líquido dependiendo de las cantidades de soluto en las aleaciones binarias y al rango de solidificación.

Con motivo de poder analizar la verdadera capacidad de fluir del metal cuando no existen sobrecalentamientos, el autor realizó una serie de experiencias bajo condiciones termodinámicas perfectamente controladas, a la manera de eliminar los efectos de procedimientos de colada artesanal que podrían influir en los valores de velocidad del flujo del metal en el canal, al introducir momentos adicionales. Es decir, tratando de tener un perfecto control de las presiones metalostáticas ejercidas sobre ensayos de fluidez con aleaciones Al-Cu, que van desde el aluminio puro (99.99%), hasta el eutéctico del sistema (Al 33% Cu), así como dos tipos diferentes de sustrato para lograr la variación del coeficiente de transferencia calórica en la interfaz metal-molde, ( $h_i$ ).



Las experiencias realizadas por el autor en la investigación de la fluidez se reúnen bajo los aspectos que a continuación se detallan:

## 1. METODOS EXPERIMENTALES

### 1.1 Equipo utilizado

- a) Se rediseñó y adaptó el equipo para ensayos de fluidez lineal empleado por Mauricio Prates (38), consistente en un canal de placas paralelas de cobre pulido hasta papel esmeril 600, en donde el metal es forzado a fluir por aplicación de vacío. En una de las placas se maquinó el canal de sección rectangular requerido. Las dimensiones de las placas y canal utilizados fueron las siguientes:

Canal: long.: 36 cm; ancho: 1.16 cm; espesor: 0.39 cm.

Placas: a) (lisa): long.: 40 cm; ancho: 7.5 cm; espesor: 0.75 cm.

b) (contiene el canal): long.: 36.5 cm; ancho: 7.5 cm; espesor:  
1.14 cm.

La Fig. (VI-1) indica esquemáticamente el equipo utilizado, mientras que la Fig. (VI-2) muestra una fotografía de la instalación. El equipo posee las siguientes características: i) las paredes del canal se comportan como semiinfinitas (39); ii) la sección del canal excluye la influencia de la tensión superficial (24)(33); iii) no hay efecto de las paredes laterales en la extracción calórica debido a una adecuada relación ancho/espesor del canal (33).

La región de succión del canal, que actúa como zona de colada, consiste de un aislamiento con pintura refractaria de fácil reparación, al cual se acopla un pequeño tubo de pirex o pitón de succión, cuya área es ligeramente mayor que la sección del canal. El sistema de colada se complementa con un equipo de vacío, consistente en una bomba mecánica, vacuómetro de alta precisión, un pulmón neumático, un manómetro diferencial y un acoplamiento, cuya acción es controlada desde el pulmón por medio de una válvula de paso. Como se nota en la Fig. (VI-1), en la parte posterior del canal se adecuó un reservorio tipo sifón, con el objeto de prever que si el canal resultaba corto, dicho sifón podía acumular el excedente metálico.

El pitón de succión se sustituyó en cada colada aunque sus medidas fueron las mismas en todas las experiencias: diam. : 10 mm; long.: 67mm.

El sistema de fusión de las aleaciones estaba formado por un horno de resistencia eléctrica de Kanthal y termocuplas de chromel-alumel conectadas a un regulador termoeléctrico y un medidor de temperatura.

Para obtener una medida exacta de la temperatura de colada se utilizó un equipo potenciométrico.

- b) Las medidas de las velocidades de flujo metálico en el canal de fluidez fueron realizadas y graficadas utilizando un método esencialmente similar al de A. Morales (32), un fino alambre de Kanthal corre a lo largo del canal y forma parte de un puente de Wheastone conectado a un osciloscopio, Figs. (VI-1) y (VI-2). Al pasar el metal líquido por el canal se cortocircuita el alambre variando su resistencia de acuerdo al flujo metálico, lo que produce un desbalance en el puente. Ello permite obtener en el osciloscopio una curva caída de potencial-tiempo, que se traduce gráficamente en  $L_f = f(t)$ . Para ello se realizan calibraciones previas del desbalance, esto es, caída en milivoltios vs. longitud fluida. La Fig. (VI-3) ilustra algunos resultados obtenidos en el osciloscopio. Cada vez que se cambia la aleación que se ensaya, es necesario hacer una nueva calibración, toda vez que la resistividad eléctrica de las mismas varía con la composición química. A los fines de tener valores reales, dichas calibraciones se realizaron con ensayos de fluidez de longitud controlada creciente, es decir, se definieron de 4 a 6 puntos por cada aleación interpolándose los demás valores.

## 1.2 Aleaciones utilizadas

Se utilizó Al de pureza 99.99% y aleaciones Al-Cu con valores creciente de Cu: 0.5%, 1%, 2%, 5%, 9%, 17%, 25%, 30%, y 33%. Esto es, cubriendo el rango de aleaciones con base aluminio, hasta el eutéctico. La pureza del cobre utilizado fue de 99.99 %. Para la preparación de las aleaciones, se utilizó una aleación madre Al33%Cu, correspondiente al eutéctico, preparada con los elementos de alta pureza señalados.

### 1.3 Procedimientos experimentales

En las operaciones de colada, a través del sistema de succión esquematizado en la Fig. (VI-1), la inmersión del tubo de pirex reemplazable, en el crisol con el metal fundido, fue, en todos los casos, de 4 cm. Luego de cada ensayo, el nivel del baño metálico era restaurado de manera de mantener constante el valor de 4 cm. Ello garantiza la constancia del efecto de la altura metalostática real. La aplicación del vacío se realizó por la apertura de la válvula de paso, de manera de asegurar que el lugar de succión en el interior del metal líquido fuera el mismo en todas las experiencias. A los efectos de barrer las impurezas superficiales del baño metálico, el extremo del tubo de pirex se mantenía cerrado por medio de una cinta adhesiva de celofán transparente. Sin embargo, se mantuvo especial cuidado en aplicar el vacío instantáneamente en cuanto el tubo de pirex lograba la posición adecuada. La diferencia de presión aplicada en el momento de colada se mantuvo constante durante todos los ensayos por medio del pulmón neumático acoplado a la bomba de vacío, controlado por el vacuómetro de precisión. La medición de las presiones de colada se llevó a cabo por medio del manómetro diferencial capaz de proveer datos de diferencia de lectura del orden de 0.25 mm de Hg. En esto se tuvo especial cuidado, toda vez que se comprobó que el efecto de 1mm de diferencia de presión producía efectos considerables en los resultados finales, tal como puede apreciarse en la Fig. (VI-7).

El establecimiento de la presión efectiva de colada se realizó en forma arbitraria sobre la base de tratar que fuera ligeramente superior a la altura metalostática equivalente, correspondiente a la longitud sumergida del tubo de pirex. Se consideraron las pérdidas por fricción en la entrada del canal y se tuvo en cuenta la siguiente relación:

$$(\Delta p + \Delta z) = \Delta p_1 \rho_1$$

de donde

$$\Delta p = \Delta p_1 \rho_1 - \Delta z$$

donde:

$\Delta p$  = presión efectiva del metal.

$\rho$  = densidad del metal líquido.

$\Delta p_1$  = diferencia en la columna de mercurio entre la presión atmosférica y el pulmón neumático.

$\rho_1$  = densidad del mercurio.

$\Delta z$  = diferencia de altura de nivel entre el baño en el crisol y el canal, más las pérdidas: 2.8 cm + 1.6 cm de columna líquida del metal.

$z$  = longitud sumergida del pitón en el baño metálico.

Si bien las pérdidas consideradas representan un valor porcentual relativamente alto, ello es debido a que en la medición de la fluidez se despreció la longitud de la probeta correspondiente al tubo de succión y a la entrada del canal, esto es, las medidas fueron tomadas a partir del comienzo del flujo horizontal, ver Fig. (VI-1).

La presión efectiva de colada, en el caso de las aleaciones con tenores de soluto mayores al 2%, fueron corregidas teniendo en cuenta la adición del soluto con respecto al aluminio 99.99 %. Ello figura en las tablas I y II. En todos los ensayos el baño metálico fue sobrecalentado 40°C por encima de la temperatura de liquidus, enfriándose luego en el crisol hasta la temperatura elegida, controlándose la operación a través del registrador L & N. Al llegar a la temperatura elegida se realizaba la inmersión del pitón de succión accionándose simultáneamente el sistema de vacío. En todos los casos se obtuvieron gráficas  $L_f = f(t)$  como se observan en la Fig. (VI-3).

Para tener en cuenta la variación del coeficiente de transferencia calórica de la interfaz metal-molde, el molde de cobre fue recubierto con pintura refractaria a base de óxido de zirconio y silicato de calcio (en los gráficos aparece como zirconato de calcio), aplicado por medio de una pistola neumática, de manera tal de lograr un espesor homogéneo (32)(34). El espesor empleado fue de 0.12 mm, el cual se mantuvo durante todos los ensayos.

## 2. RESULTADOS EXPERIMENTALES

Los resultados experimentales pueden ser divididos en dos partes:

1. Canales de cobre desnudo.
2. Canales de cobre recubiertos con pintura refractaria a base de óxido de zirconio y silicato de calcio.

### 2.1 Canales de Cobre Desnudo

La tabla I resume los resultados para el Al 99.99% y diversas aleaciones Al-Cu hasta el eutéctico (Al-33%Cu). Cada uno de los valores de fluidez obtenidos representa el promedio de 3 a 6 experimentos, debiendo destacarse la poca dispersión de las medidas hechas. Los resultados, para su análisis posterior, pueden ser agrupados de la siguiente manera:

#### a) Al 99.99% a Al -5% Cu

Las Figs. (VI-4) a (VI-10) indican los valores obtenidos para  $L_f = f(t)$  y diferentes presiones efectivas de colada, siendo las observacionales principales las siguientes:

i) A cero sobrecalentamiento existe fluidez del metal pese al alto valor del coeficiente de transferencia calórica de la interfaz metal-molde, que resulta de la existencia de una superficie de cobre desnuda pulida hasta papel esmeril 600.

ii) Un incremento de la presión efectiva se traduce para todas las aleaciones en un aumento de la fluidez y de la velocidad media, mientras que el tiempo de vida de flujo, es decir el tiempo necesario para que se estrangule la vena líquida, permanece constante.

iii) Para condiciones de presión equivalentes, la velocidad media de la vena fluída aumenta con la composición habiendo una variación en el rango estudiado del orden del 40% entre el Al 99.99% y el Al-5% Cu.

iv) En este rango de composiciones a medida que aumenta el tenor de soluto disminuye el largo de fluidez.

La Fig. (VI-11) resume las curvas  $L_f = f(t)$  para una presión de  $\Delta P = 15$  mm Hg, mientras que la Fig. (VI-12) muestra la variación de la fluidez con la presión efectiva para el rango de composiciones 0.5% Cu y dos valores de aquella,  $\Delta P_1 = 15$  mm Hg y  $\Delta P_2 = 20$  mm Hg.

b) Al-9% Cu a Al-33% Cu

En este rango de composiciones, fue imposible determinar la curva  $L_f = f(t)$  por medio del método resistométrico descrito, por lo que solamente figuran los largos de fluidez para los valores corregidos de la presión efectiva preliminar, donde se ha considerado el efecto de la densidad. Este efecto solamente comienza a hacerse sentir por encima de 5% Cu. El método de corrección empleado fue el de regla de tres simple, aplicado a la proporción de ambos metales en estado líquido. En unidades cgs la densidad del Al es: 2.37 y la del cobre es: 7.95.

La Fig. (VI-13) corresponde a la variación de la fluidez en el rango 0 – 33% Cu para las presiones equivalentes a 15 mm Hg con correcciones de densidad.

**TABLA I. FLUIDEZ DE ALEACIONES Al-Cu**

Molde de Cobre desnudo pulido hasta papel esmeril 600

Aleación	Tl (°C)	Tc (°C)	P (mm Hg)	Z (cm)	$\Delta T$ (°C)	Lf (cm)	V (cm/seg)	T (mseg)
Al 99.99%	660.0	660.0	15.0	4	0	11.00	34.37	320
	660.0	660.0	20.0	4	0	16.26	50.81	320
Al 0.5%Cu	658.3	658.3	15.0	4	0	8.60	35.83	240
	658.3	658.3	19.0	4	0	10.60	44.17	240
	658.3	658.3	20.0	4	0	11.20	46.67	240
Al 1% Cu	656.6	656.8	15.0	4	0	7.73	38.65	200
	656.6	656.8	20.0	4	0	10.30	51.50	200
Al 2% Cu	652.2	652.8	15.0	4	0	6.40	45.71	140
	652.2	652.8	20.0	4	0	8.20	58.57	140
	652.2	652.8	23.0	4	0	9.80	70.00	140
Al 5% Cu	648.0	648.0	15.0	4	0	4.10	41.00	100
	648.0	648.0	16.8*	4	0	4.80	48.00	100
	648.0	648.0	20.0	4	0	6.60	66.00	100
Al 9% Cu	629.5	630.5	18.1*	4	0	3.60	-	-
Al 17% Cu	602.30	602.30	21.0*	4	0	3.70	-	-
Al 25% Cu	575.2	575.2	23.8*	4	0	7.00	-	-
Al 30% Cu	558.2	557.8	25.6*	4	0	16.00	-	-
Al 33% Cu	548.0	548.0	15.0	4	0	7.80	-	-
	548.0	548.0	20.0	4	0	12.10	-	-
	548.0	548.0	26.6*	4	0	20.20	-	-

Los valores con asteriscos representan equivalentes a la presión efectiva preliminar de 15mm de Hg, en los cuales se ha considerado el efecto de la variación de la densidad de la aleación ensayada.

Tl = Temperatura de líquidus según diagrama de equilibrio (Fig. VI-12).

Tc = Temperatura de colada

P = Presión efectiva

$\Delta T$  = Sobrecalentamiento

## 2.2 Molde de Cobre recubierto con pintura a base de óxido de zirconio.

La Tabla II resume los resultados obtenidos en los ensayos de fluidez con aleaciones Al-Cu y molde de cobre recubierto con pintura a base de óxido de Zirconio, con un espesor de 0.12 mm. Como en la Tabla I, representan el promedio de 3 a 6 ensayos análogos para cada caso. En este caso, en todo el rango de composiciones estudiadas, fue posible utilizar el método resistométrico de determinación de  $L_f = f(t)$ , (32), debido a que la capa de pintura refractaria favorece la colocación del alambre de kanthal sobre la superficie, sin producir problemas de cortocircuitos como en el caso de molde de cobre desnudo. Las Figs. (VI-14) a (VI-20) corresponden a las curvas  $L_f = f(t)$  para diferentes tenores de soluto, mientras que las Figs. (VI-21) y (VI-22) resumen: a) Las curvas  $L_f = f(t)$  para moldes de cobre desnudo y recubierto con óxido de zirconio en el rango 0-17% Cu (Fig. VI-21) y b) Las curvas  $L_f = f(t)$  para molde pintado en 0-33% Cu (Fig. VI-22).

Las observaciones son del mismo tipo que en el caso del molde de cobre desnudo, con la importante diferencia que los valores del largo de fluidez son mucho mayores en el caso del molde recubierto con pintura de óxido de zirconio. La Fig. (VI-23) da los valores de  $L_f = f(\% \text{ Cu})$ , mientras que la Fig. (VI-24) compara los resultados de  $L_f = f(\% \text{ Cu})$  de las Tablas I y II, esto es, el efecto de la variación del coeficiente de transferencia calórica  $h_i$  por recubrimiento de la superficie de cobre con una pintura refractaria, óxido de zirconio en este caso. Por su parte la Fig. (VI-25) reúne los valores obtenidos de las Tablas I y II para el caso del eutéctico con valores crecientes de  $P$ , hasta llegar a la equivalente en 15 mm Hg con corrección de la densidad de la aleación.



**TABLA II. FLUIDEZ DE ALEACIONES AL – Cu**

Molde de cobre recubierto con pintura de óxido de Zirconio, espesor: 0.12mm

<b>Aleación</b>	<b>Tl (°C)</b>	<b>Tc (°C)</b>	<b>P (mm Hg)</b>	<b>Z (cm)</b>	<b>ΔT (°C)</b>	<b>Lf (cm)</b>	<b>V (cm/seg)</b>	<b>t (mseg)</b>
Al 99.99%	660.0	660.0	15.0	4	0	19.0	35.18	540
Al 1% Cu	656.6	656.8	15.0	4	0	9.3	38.75	240
Al 5% Cu	548.0	648.0	15.0	4	0	6.4	40.00	160
	648.0	648.0	16.8*	4	0	7.5	46.87	160
Al 9% Cu	629.5	630.5	18.1*	4	0	5.8	41.43	140
Al 17% Cu	602.3	602.3	21.0*	4	0	5.8	41.43	140
Al 25% Cu	575.2	575.2	23.8*	4	0	13.5	48.22	280
Al 33% Cu	548.0	548.0	15.0	4	0	8.8	-	-
	548.0	548.0	20.0	4	0	15.0	40.00	600
	548.0	548.0	26.6*	4	0	33.5	55.83	600

Las presiones son las mismas señaladas en la Tabla I.

Las presiones con asterisco (\*) indican la corrección con respecto a la densidad de la aleación, como en el caso de la Tabla I.

### 3. ANALISIS Y DISCUSION DE LOS RESULTADOS

i) El diseño del equipo asegura que tanto el efecto de la tensión superficial, debido al espesor del canal (24), cuanto el efecto de las paredes laterales y del espesor del molde (33) sean despreciables.

ii) Por otra parte, todo el sistema utilizado posee la ventaja de simular condiciones de fluidez, en canales rectilíneos metálicos, cercanos a las condiciones prácticas, con el procedimiento de llenado por vacío, que garantiza la constancia de las condiciones de flujo metálico y la presión efectiva invariable. Ello evita los efectos del método artesanal de colada utilizado en trabajos precedentes, asegurando la repetitividad en los ensayos

realizados. Una prueba de ello es que los valores promedios de entre 3 y 6 ensayos realizados a lo largo de las experiencias presentaban muy escasa dispersión.

### 3.1 Curvas $L_f = f(t)$ .

Del análisis de las Tablas I y II y de las Figs. (VI-4) a (VI-11) y (VI-14) a (VI-22) se pueden inferir algunos mecanismos probables del fenómeno de fluidez para sobrecalentamiento nulo.

a) El hecho que la presión efectiva se traduzca en un aumento de la fluidez y de la velocidad media, mientras que el tiempo de vida del flujo permanece constante es explicable debido al mecanismo de solidificación de la vena fluida analizado en el capítulo anterior, en donde la morfología en la interfase sólido – líquido estrangula dicha vena definiendo la longitud crítica, toda vez que el aumento de la presión metalostática traducido en mayor  $L_f$ , se ve compensado con una extracción calórica más brusca, motivada por mayor área de contacto metal molde a sección de canal constante.

b)  $\Delta P$  Efectiva constante

i) No resulta fácil de explicar la variación de la velocidad media de la vena líquida en el rango de 0 a 5% Cu, lo que ocurre tanto en el caso del molde desnudo, cuanto en el recubierto con óxido de zirconio. Probablemente debe tener que ver con el modo de solidificación y por ende la relación entre fases sólidas y líquidas en la zona pastosa del diagrama. El hecho que dicha velocidad permanezca prácticamente constante en el rango de 5 a 17% Cu para volver a aumentar a partir de dicha composición hasta el eutéctico, debiera tener relación con la capacidad del flujo del líquido eutéctico. Obsérvese en la Fig. (VI-22), que reúne los resultados de la Tabla II, que a partir del 17% Cu las pendientes de las curvas  $L_f = f(t)$  son mucho más abruptas que las que corresponde a las composiciones de 0 a 17% Cu.

ii) En lo referente a las formas de las curvas  $L_f = f(t)$  para tenores crecientes de soluto, las Figs. (VI-21) y (VI-22) indican que análogamente al caso de las aleaciones Sn-Pb, con tenores crecientes de Pb estudiadas por Niesse y coautores (35) con pequeños sobrecalentamientos, hay una paulatina variación de la curva  $L_f = f(t)$  con el tenor de soluto al mismo tiempo que disminuye el largo de fluidez. Ello podría ser el resultado de la variación progresiva de la morfología del frente de solidificación con el aumento de soluto. El cambio manifiesto observado en el comportamiento de las curvas  $L_f = f(t)$  para

tenores mayores al 17% Cu, Fig. (VI-22), podría reflejar un cambio cualitativo en los parámetros que rigen la morfología de la interfaz sólido – líquido.

### 3.2 Largo de Fluidez, Lf

Para condiciones correspondientes a una altura metalostática equivalente constante ( $\Delta P = 15$  mm Hg corregido por la densidad de la aleación) y diferentes valores del coeficiente de extracción calórica  $h_i$ , Figs. (VI-13) y (VI-23), las formas de las curvas son análogas, al ocurrir una continua disminución del largo de fluidez a medida que aumenta el rango de solidificación. A continuación se encuentra un rango de composiciones donde el largo de fluidez es mínimo y permanece prácticamente constante para aumentar abruptamente a partir del 17% Cu hasta el eutéctico. El hecho que para cada aleación el largo de fluidez sea proporcional al valor del  $h_i$  de la interfaz metal-molde está directamente conectado con el mecanismo de cierre de la vena fluída. Es evidente que puede extrapolarse que para una dada presión metalostática y sobrecalentamiento nulo existirá un valor crítico de  $h_i$  en que en la región del 9 al 17% Cu en Aluminio la fluidez será nula. Como corolario se puede inferir que para un  $h_i$  dado por debajo de una presión metalostática crítica no existe flujo en el rango 9 a 17% Cu.

## 4. DISCUSION Y CONCLUSIONES

De acuerdo a las condiciones experimentales expuestas, y, debido a las características y dimensiones del quipo de ensayo, se considera que las experiencias realizadas en el presente trabajo participan de las mismas consideraciones que las existentes en la literatura (33), esto es: i) Flujo turbulento; ii) Cuando se utiliza pinturas en los moldes, la transferencia calórica a través del molde es despreciable, toda vez que los tiempos de solidificación son muy cortos y la conductividad térmica es muy baja respecto a la del molde. Las condiciones de ensayo a sobrecalentamiento nulo hacen más valedera esta hipótesis. iii) El metal solidifica a la temperatura de líquidus. iv) Al no existir sobrecalentamiento, o sea que  $\Delta T = 0$ , como se aprecia en las tablas I y II, se concluye en que el líquido fluye únicamente en base a su calor latente de fusión.

En cuanto a las variables más importantes que actúan sobre la capacidad de flujo de las aleaciones estudiadas, el hecho que el efecto de la tensión superficial sea despreciable, debido a la sección de los canales utilizados (24) (33) y a que el sobrecalentamiento sea

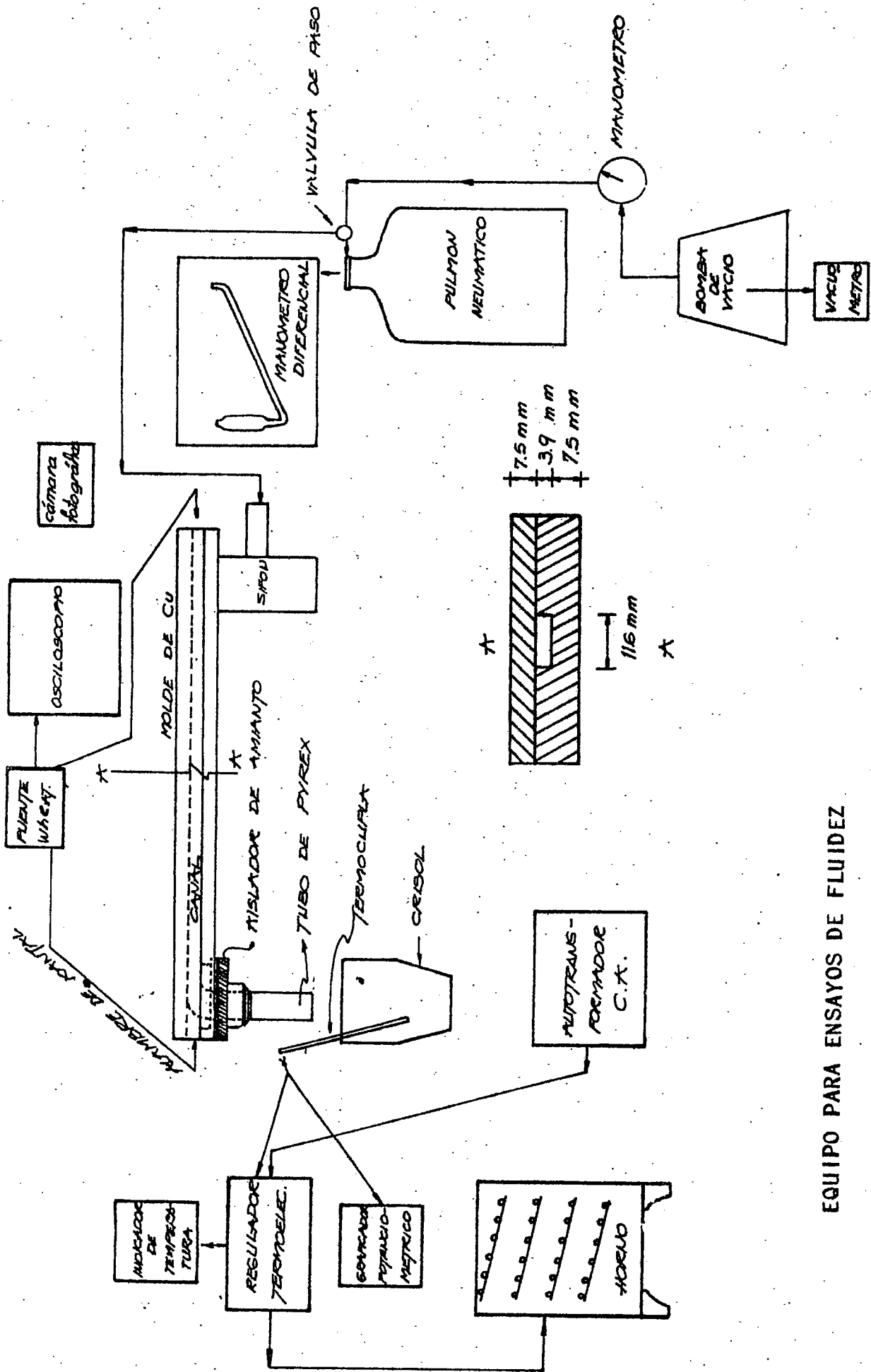
nulo hace que, lo decisivo sea la presión metalostática y el coeficiente de transferencia calórica en la interfaz metal-molde,  $h_i$ . Respecto a la primera variable, esto es la presión metalostática, las Figs. (VI-6) a (VI-10) indican claramente que la mayor energía entregada al líquido, debido a la mayor depresión, es decir mayor presión metalostática efectiva, aumenta la velocidad del líquido, por lo que la fluidez aumenta debido a este efecto exclusivo, toda vez que el mecanismo de cierre de la vena fluida es siempre el mismo. La prueba es que el tiempo de flujo es siempre el mismo.

Por su parte el coeficiente de transferencia calórica para una determinada presión metalostática es definitorio para el largo de fluidez obtenido, tal como puede ser observado en las Figs. (VI-21) y (VI-24). La disminución del coeficiente de transferencia calórica en la interfaz metal-molde, del molde de cobre por recubrimiento con pintura de óxido de zirconio, hace que el largo de fluidez en el segundo caso sea mucho mayor. Sin duda ello se debe a que el tiempo de cierre de la vena líquida en la entrada del canal es mayor, toda vez que el espesor solidificado bidireccionalmente se encuentra fuertemente influido por el coeficiente de transferencia calórica  $h_i$  (33).

Respecto a la variación de la fluidez con la composición química de la aleación, los resultados obtenidos y resumidos en las Figs. (VI-13), (VI-23) y (VI-24), indican que para una altura metalostática dada existe una variación inversa con el rango de solidificación de la aleación, lo que concuerda con los trabajos de otros autores (46) (27) (25). Todos ellos los realizaron en condiciones experimentales más alejados de la realidad que el dispositivo de placas paralelas utilizado en el presente trabajo. Desde el punto de vista cualitativo los resultados presentes son coincidentes con los de Ragone y coautores (46) en los que la mínima fluidez coincide con el máximo rango de solidificación del diagrama de equilibrio, pero se contradicen con los de Floreen y Ragone (27) y Flemings y coautores (25) en donde el mínimo de fluidez se desplaza hacia menores tenores de soluto, Mg y Cu en Aluminio, con respecto al diagrama de equilibrio. Dichos autores salvan esta contradicción aduciendo que la solidificación ocurre en "condiciones de no equilibrio", ver Figs. (II-6) y (II-7), lo que no es fundamentado y, por otra parte, resulta difícil de imaginar en condiciones de solidificación impuestas por un coeficiente de transferencia calórica de la interfaz metal-molde extremadamente bajo que impone el tubo de cuarzo o pirex utilizado en sus experiencias. Esa circunstancia debiera ser favorecida por condiciones de

extracción calórica mayores como las producidas por el contacto con las paredes desnudas de cobre, presentes en este trabajo. Sin embargo, la zona de menor largo de fluidez es prácticamente coincidente con la de mayor rango de solidificación del diagrama de equilibrio. De la Fig. (VI-24) surge claro que el efecto del valor de  $h_i$ , sensiblemente variado por pinturas refractarias (39) es determinante sobre el largo de fluidez obtenido, es decir sobre la capacidad de fluir del metal o aleación. Ello es particularmente importante para las aleaciones en el rango de 9 a 17% Cu donde la fluidez es un mínimo. Evidentemente si hay en la práctica restricciones en el aumento de la altura metalostática y el sobrecalentamiento, que son las otras variables que influyen sobre  $L_f$  (33), la colocación de recubrimientos adecuados es el único medio capaz de influir sobre dicha longitud.

Por último, en el análisis de los resultados se ha especulado sobre las causas que condicionan los valores del largo de fluidez y de las formas de las curvas  $L_f = f(t)$  en función del porcentaje de soluto. Ello se lo ha atribuido a un "posible efecto de la morfología de la interfaz sólido-líquido", en tal sentido debe notarse que, como ha sido analizado en el capítulo anterior, el mecanismo de cierre de la vena fluida está íntimamente ligado a la concentración de soluto y al rango de solidificación de las aleaciones, por lo que su efecto en los resultados de la curva  $L_f = f(t)$  es tan evidente como el efecto de la estrección del canal cuando la solidificación se inicia.



EQUIPO PARA ENSAYOS DE FLUIDEZ

FIG. VI-1

Equipo de Fluidez

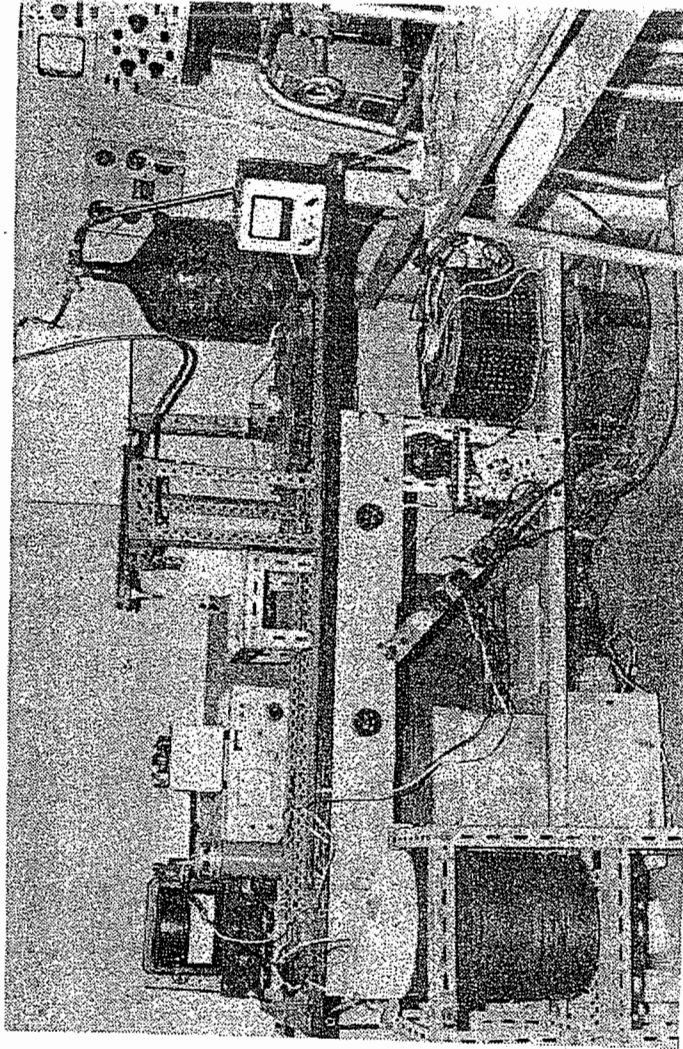


FIG. VI-2



Gráficas  $L_f = f(t)$  obtenidas del osciloscopio

$L_f$  (longitud de fluidez), m volts = cm

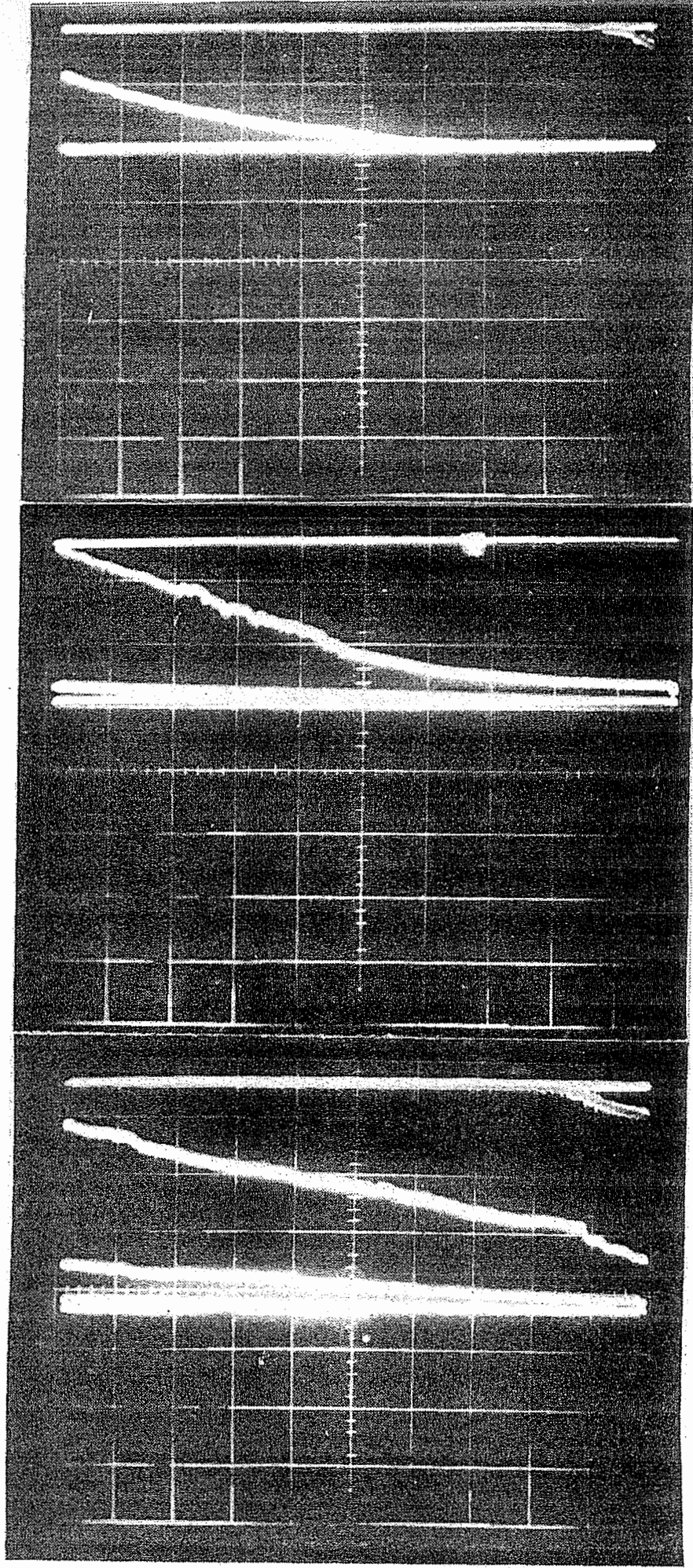


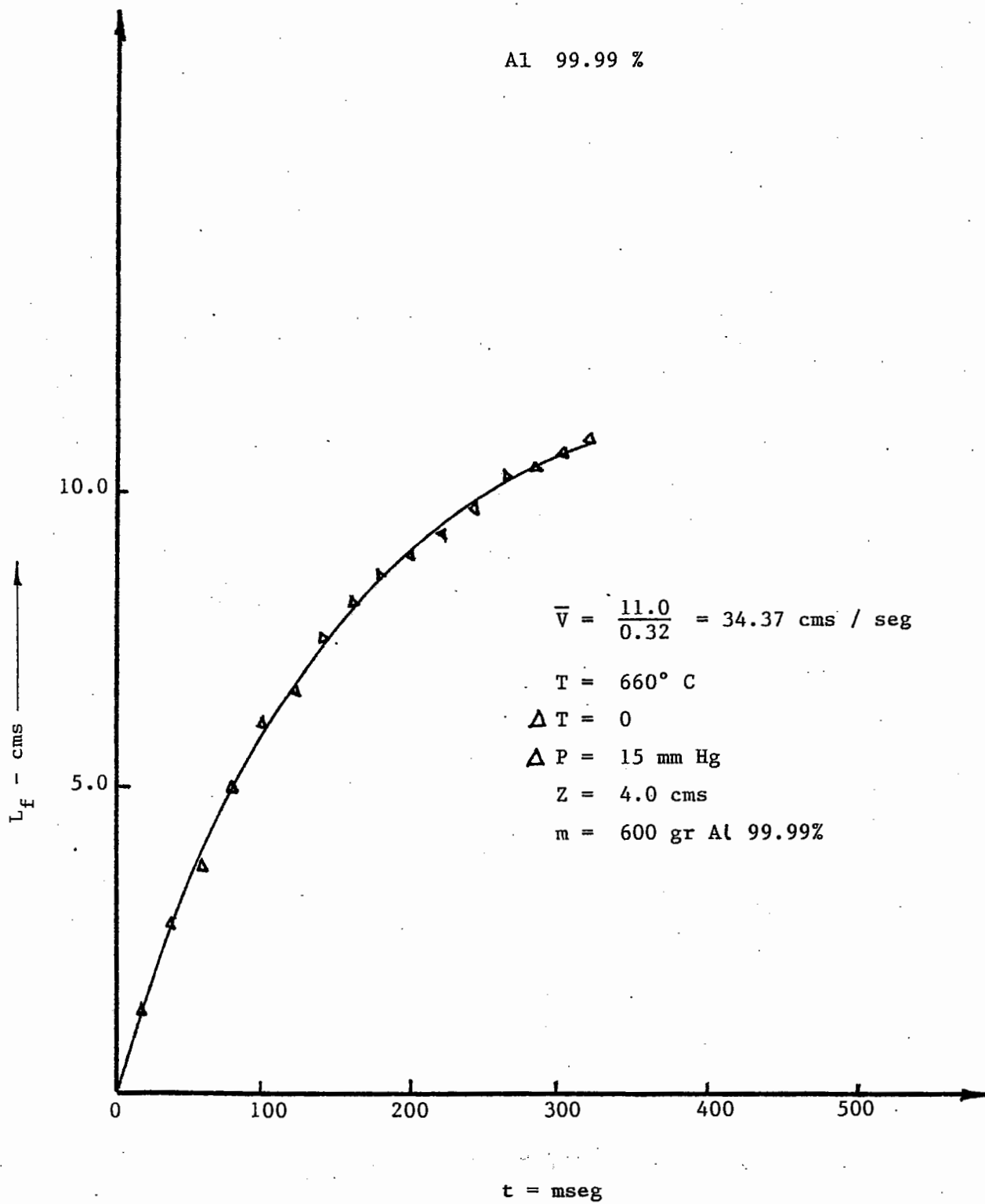
FIG. VI-3



FIG. VI-4

CURVA  $L_f = f(t)$

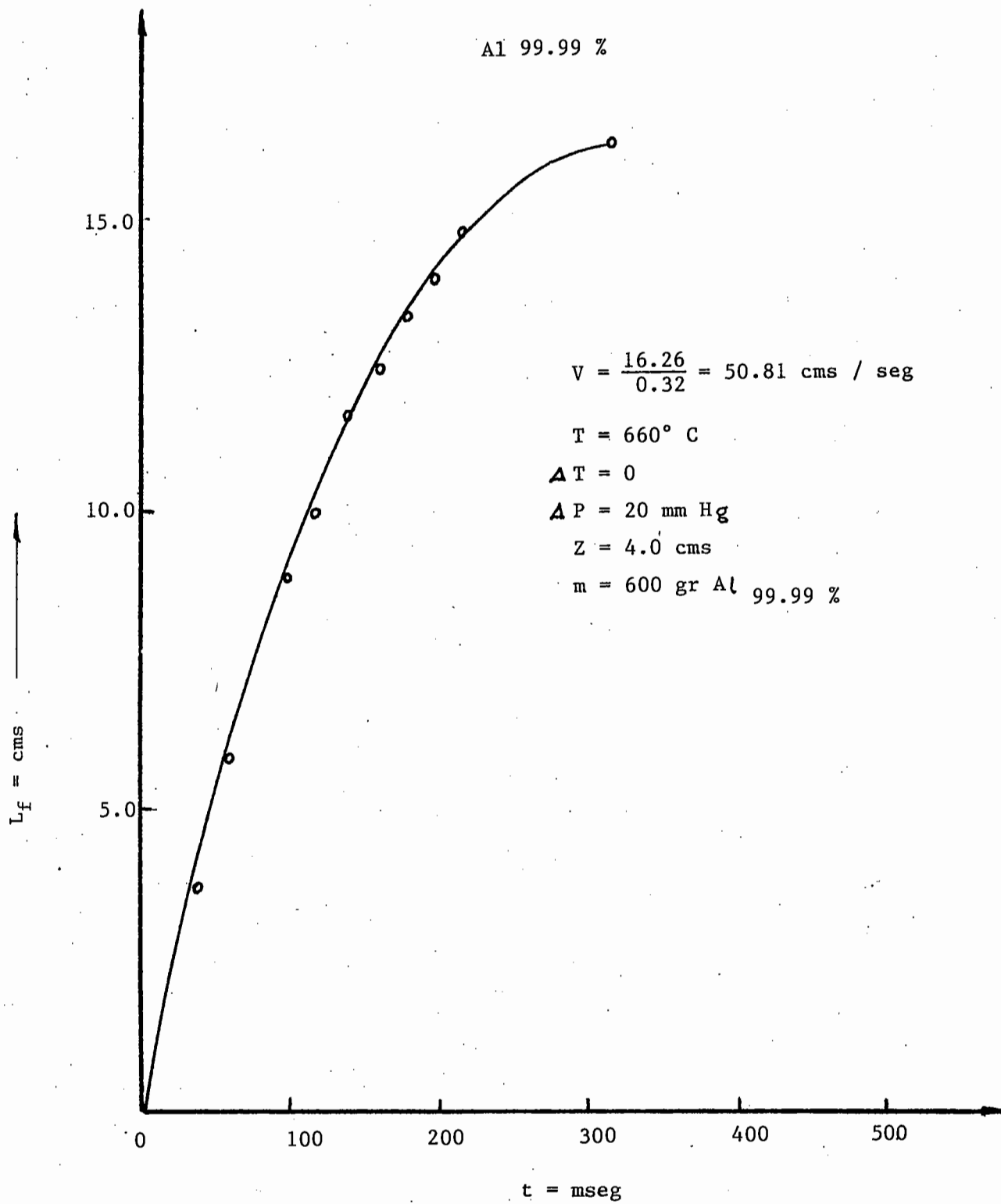
Al 99.99 %



CURVA  $L_f = f(t)$

FIG. VI-5

Al 99.99 %



$$v = \frac{16.26}{0.32} = 50.81 \text{ cms / seg}$$

$$T = 660^\circ \text{ C}$$

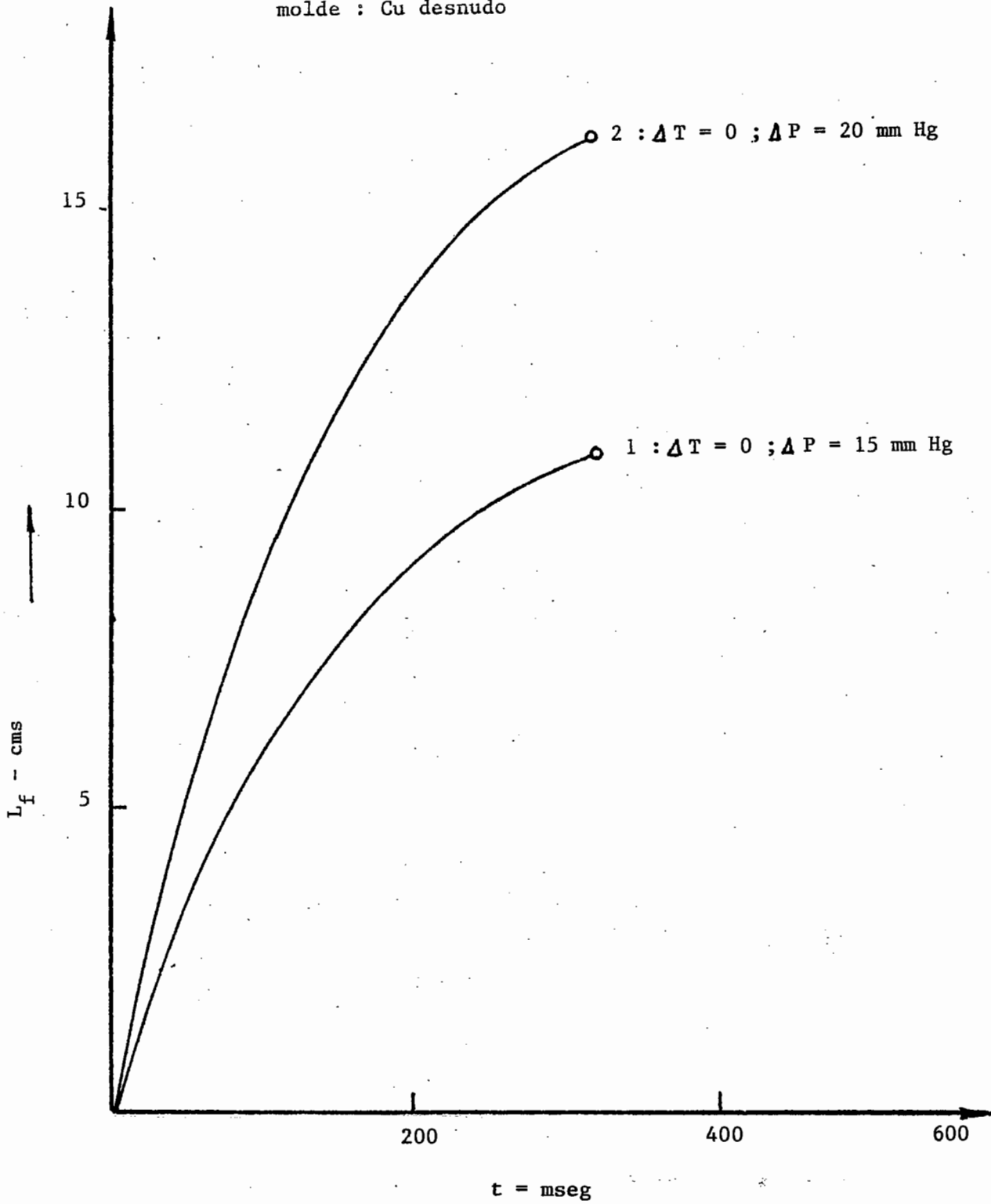
$$\Delta T = 0$$

$$\Delta P = 20 \text{ mm Hg}$$

$$Z = 4.0 \text{ cms}$$

$$m = 600 \text{ gr Al } 99.99 \%$$

Al 99.99 %  
molde : Cu desnudo



Al 0.5 Cu

FIG. VI-7

Molde : Cu desnudo

Z : 4.0 cms

$L_f$  : f (t)

$\Delta P$  / mm Hg

$\Delta T$  / °C

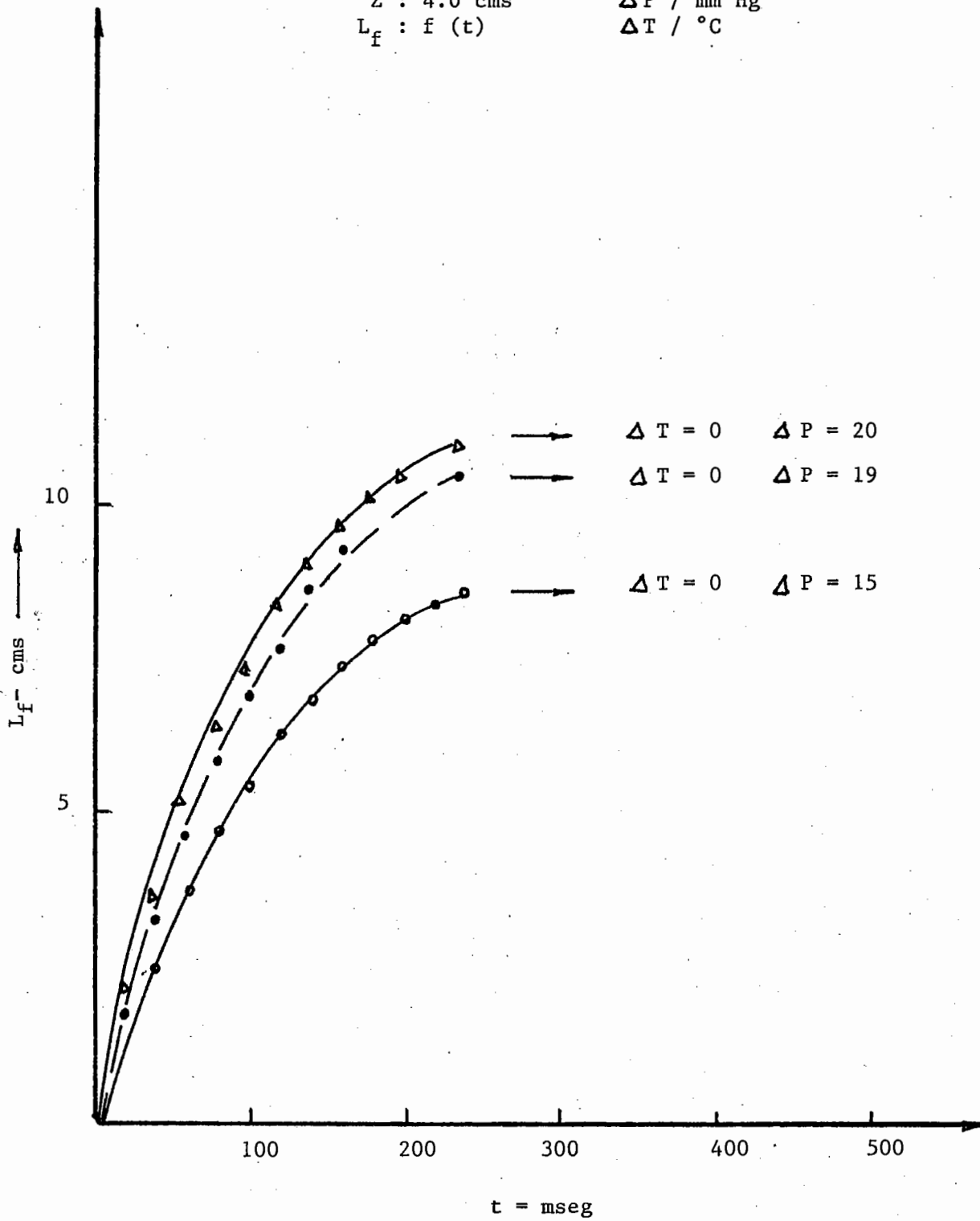


FIG.VI-8

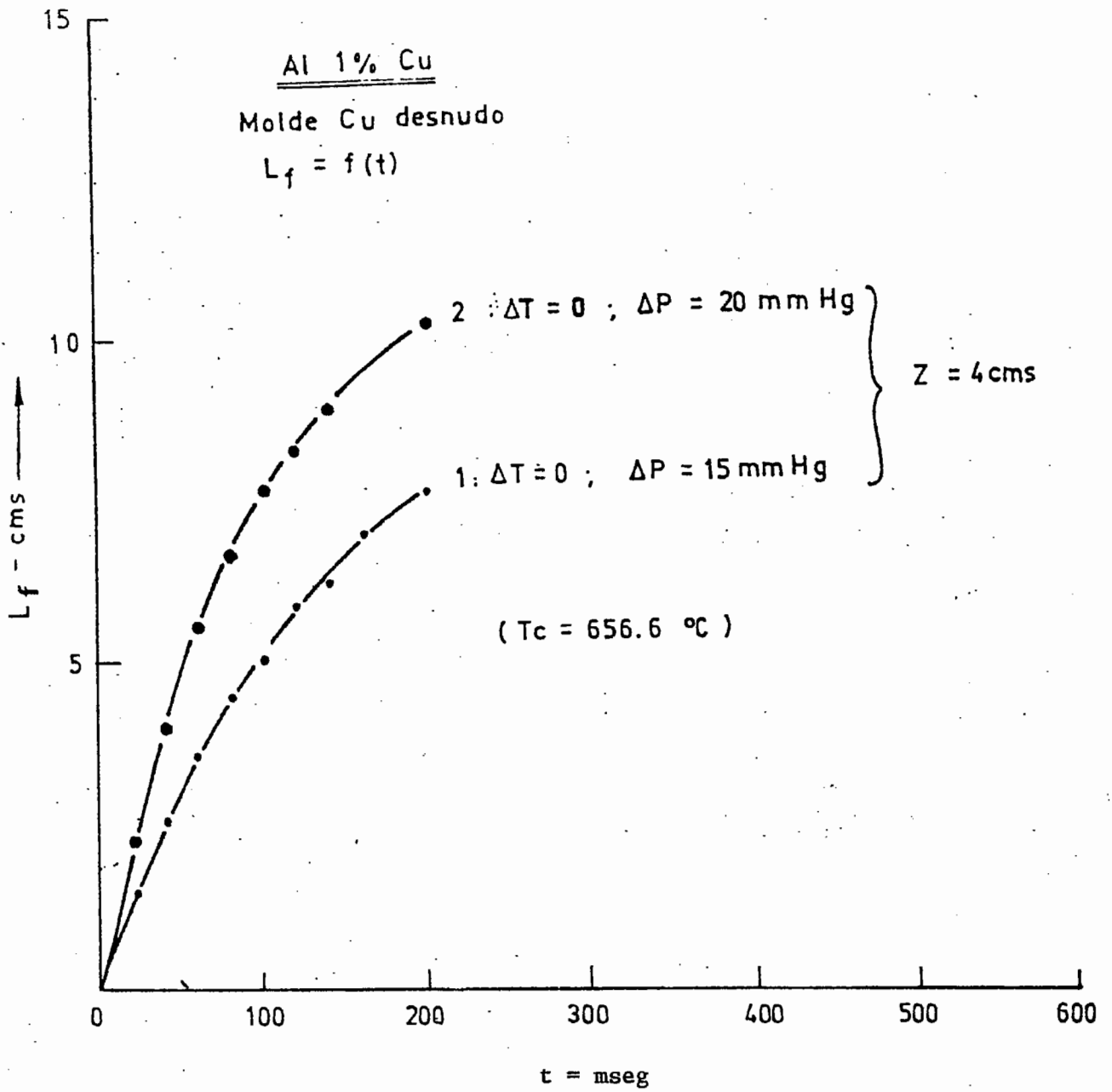


FIG. VI-9

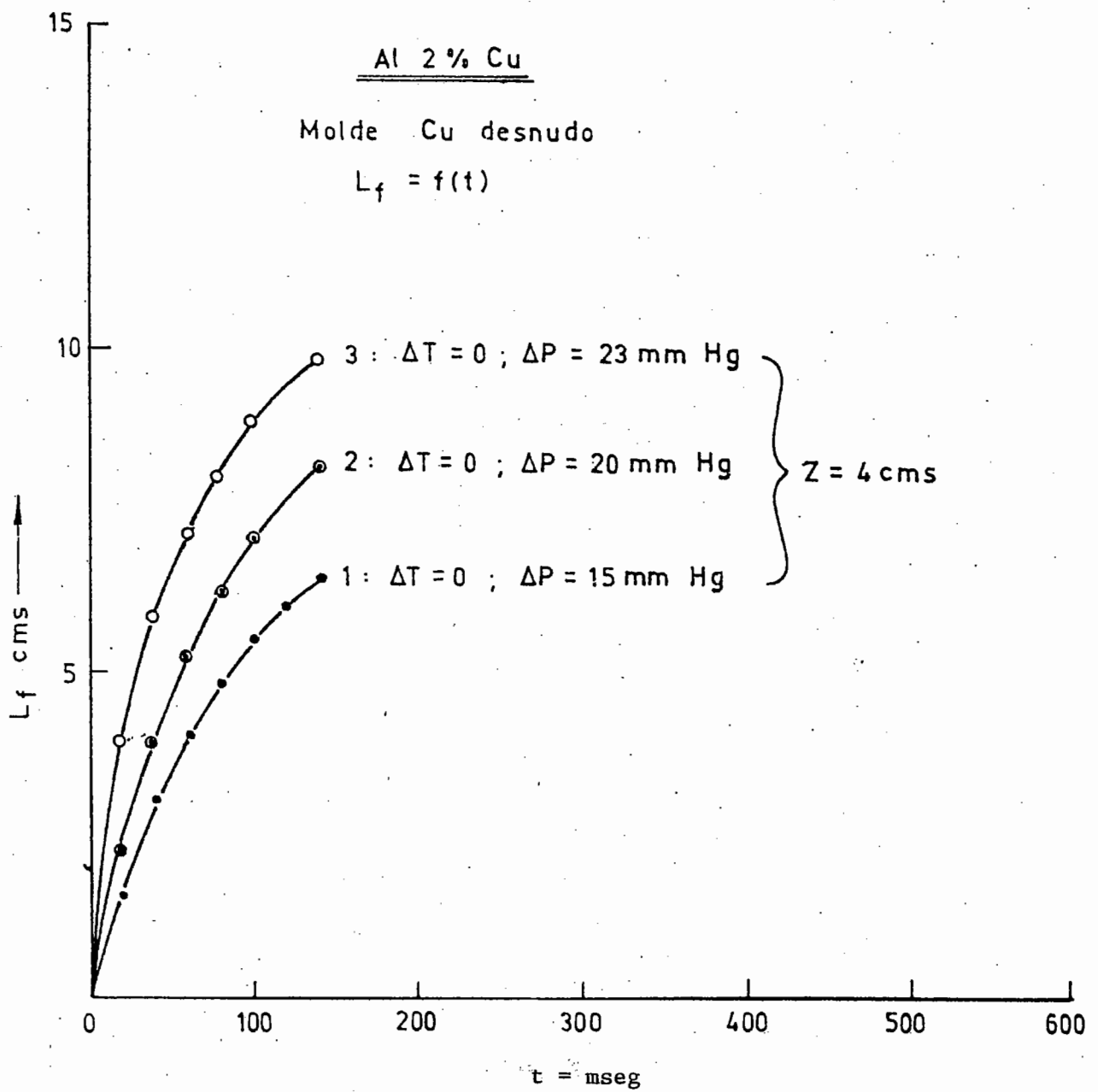
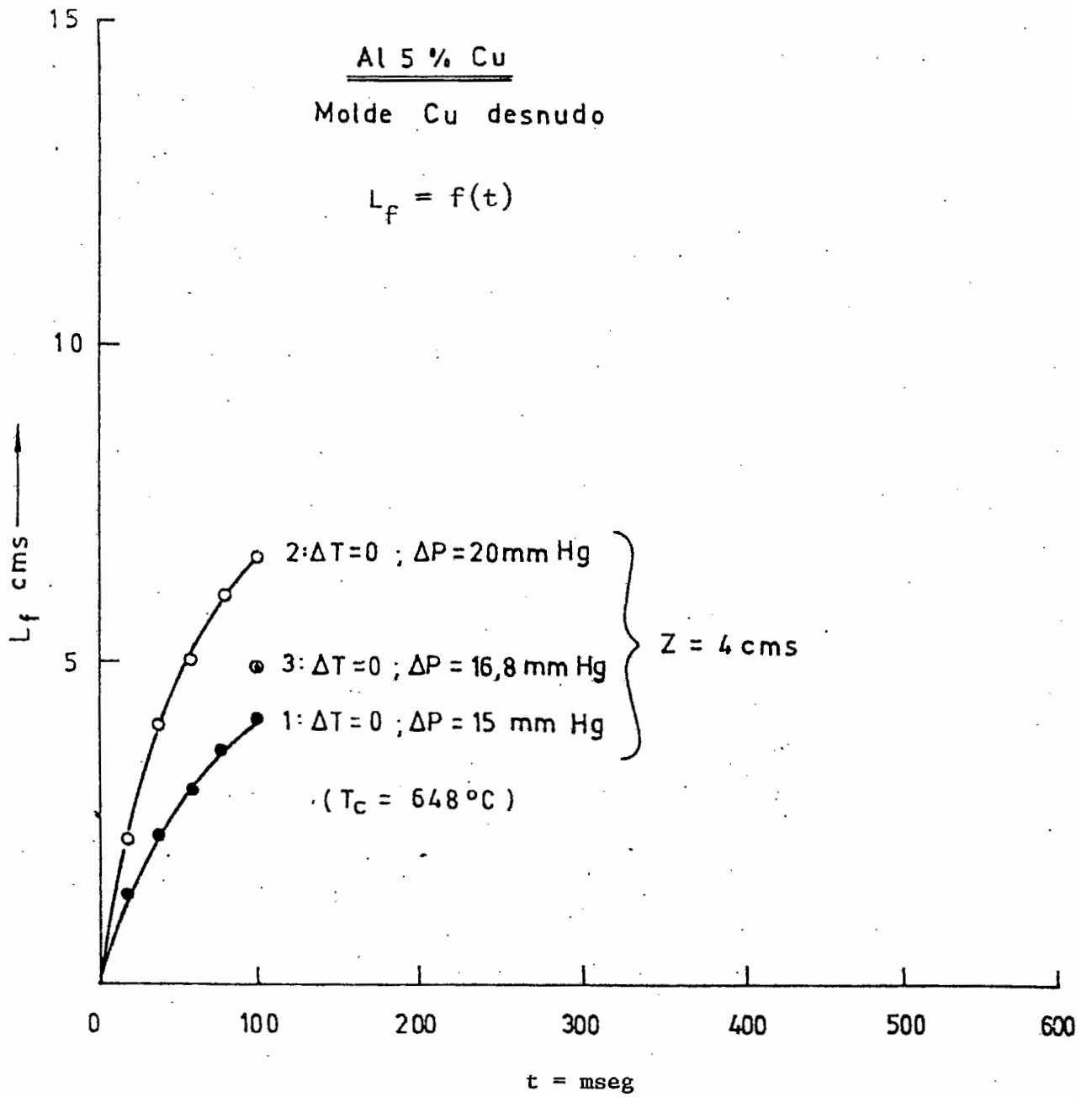
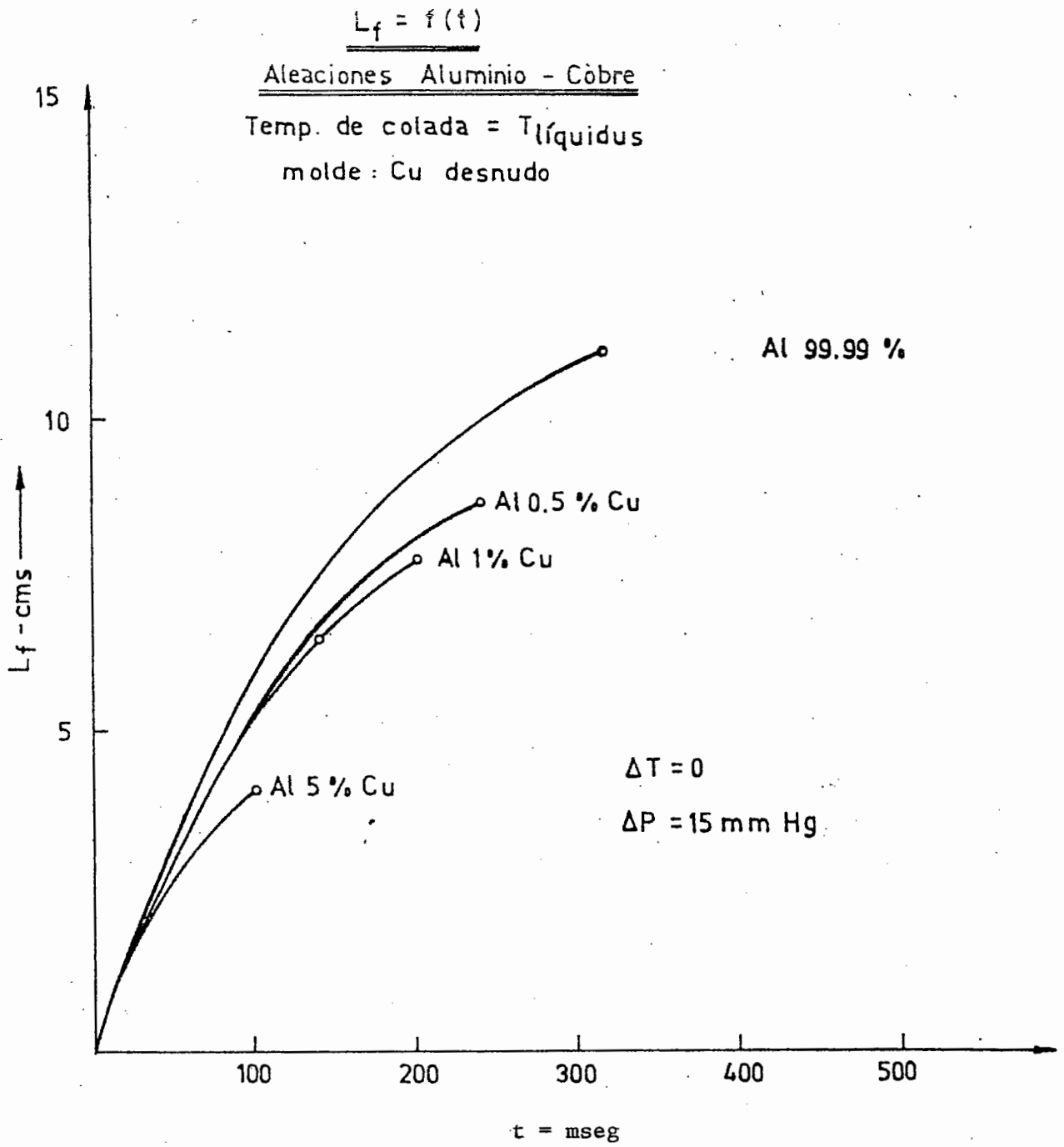


FIG. VI-10







Efecto de la presión de colada en los ensayos de fluidez a cero sobrecalentamiento cuando varía la cantidad de soluto en aleación Aluminio - cobre

molde: Cu desnudo

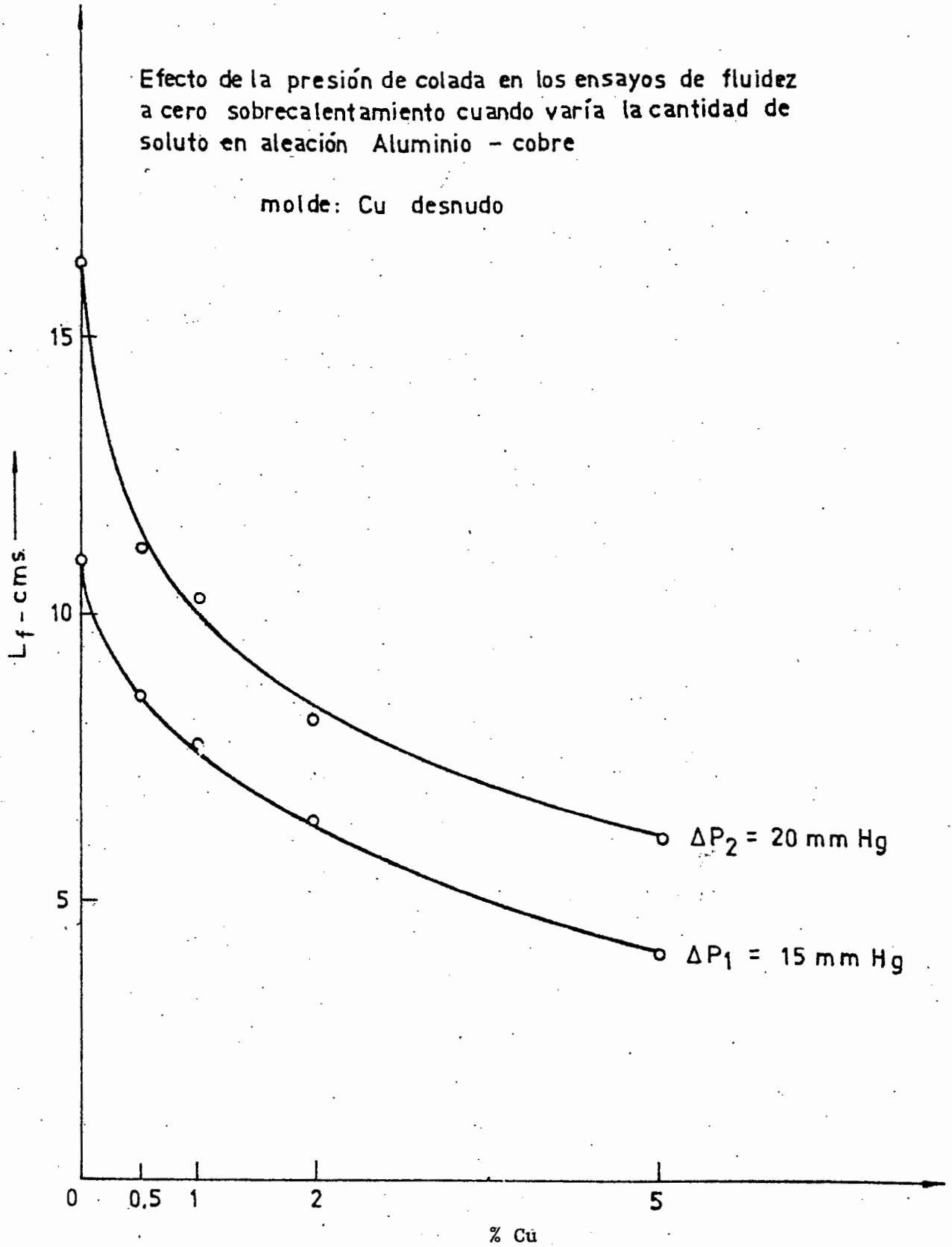
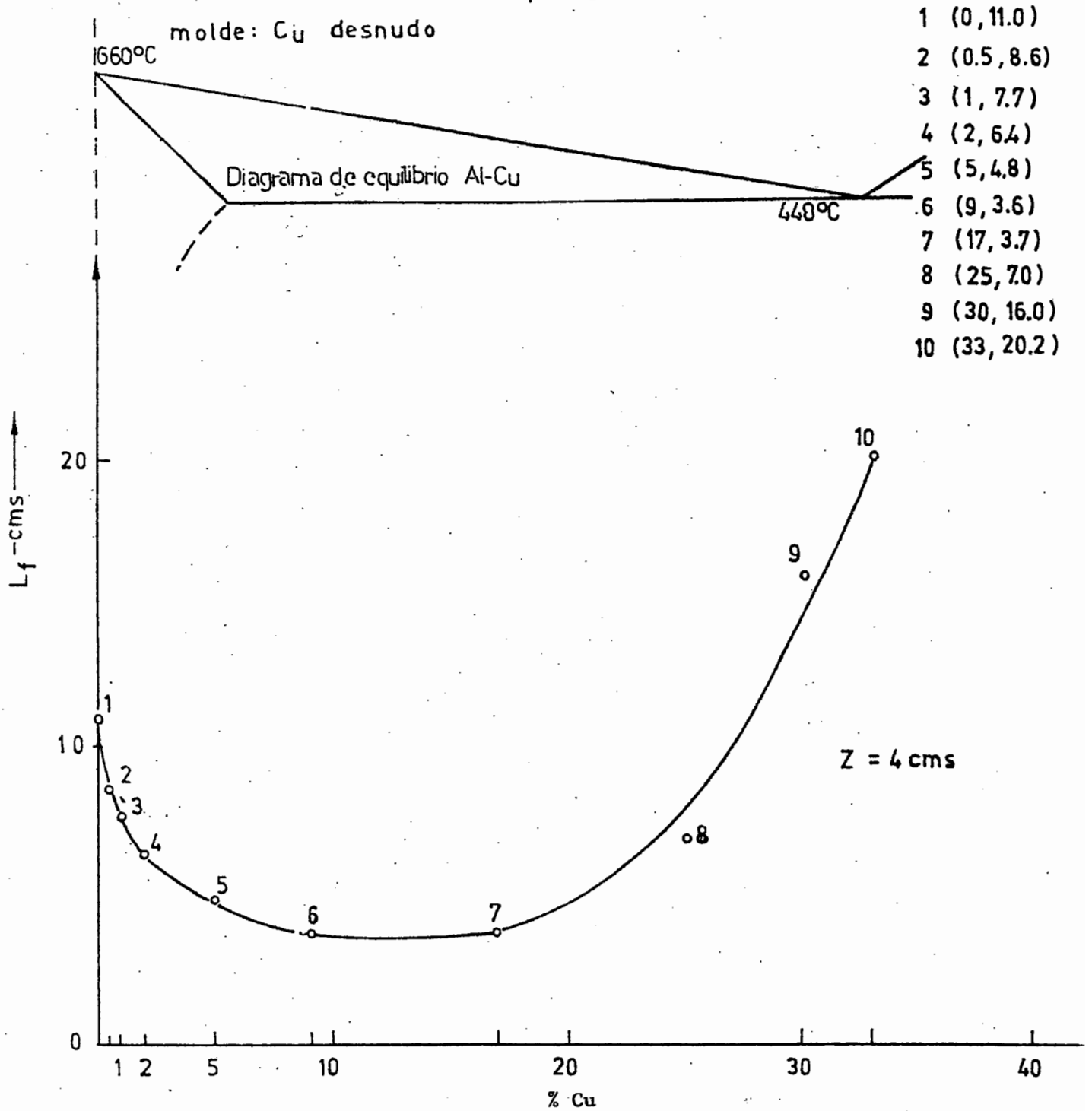


FIG. VI-13

Variación de "L<sub>f</sub>" en función de la cantidad de soluto de las aleaciones aluminio - cobre

Temperatura de colada = T<sub>líquidus</sub>

molde: Cu desnudo

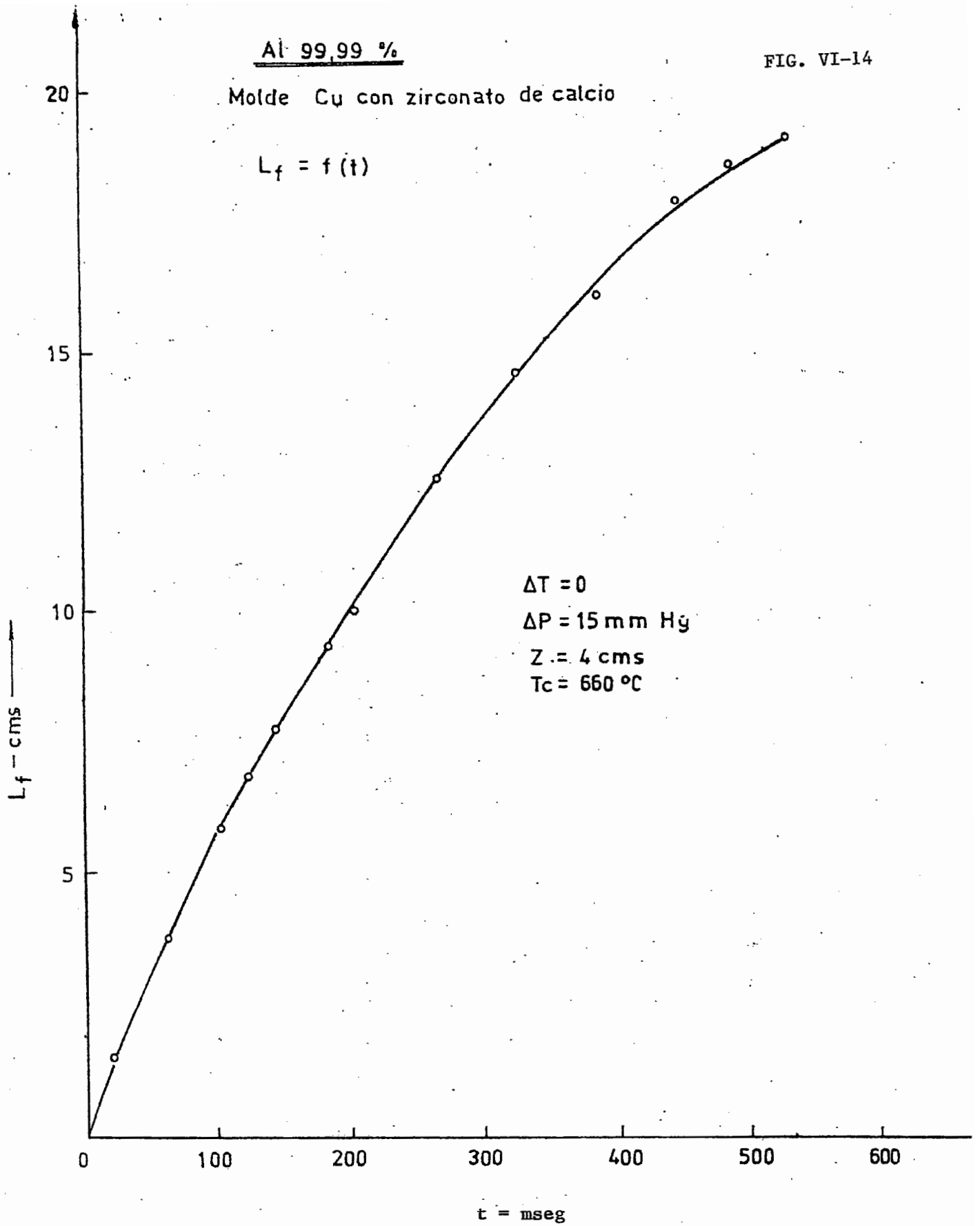


Al 99.99 %

FIG. VI-14

Molde Cu con zirconato de calcio

$$L_f = f(t)$$



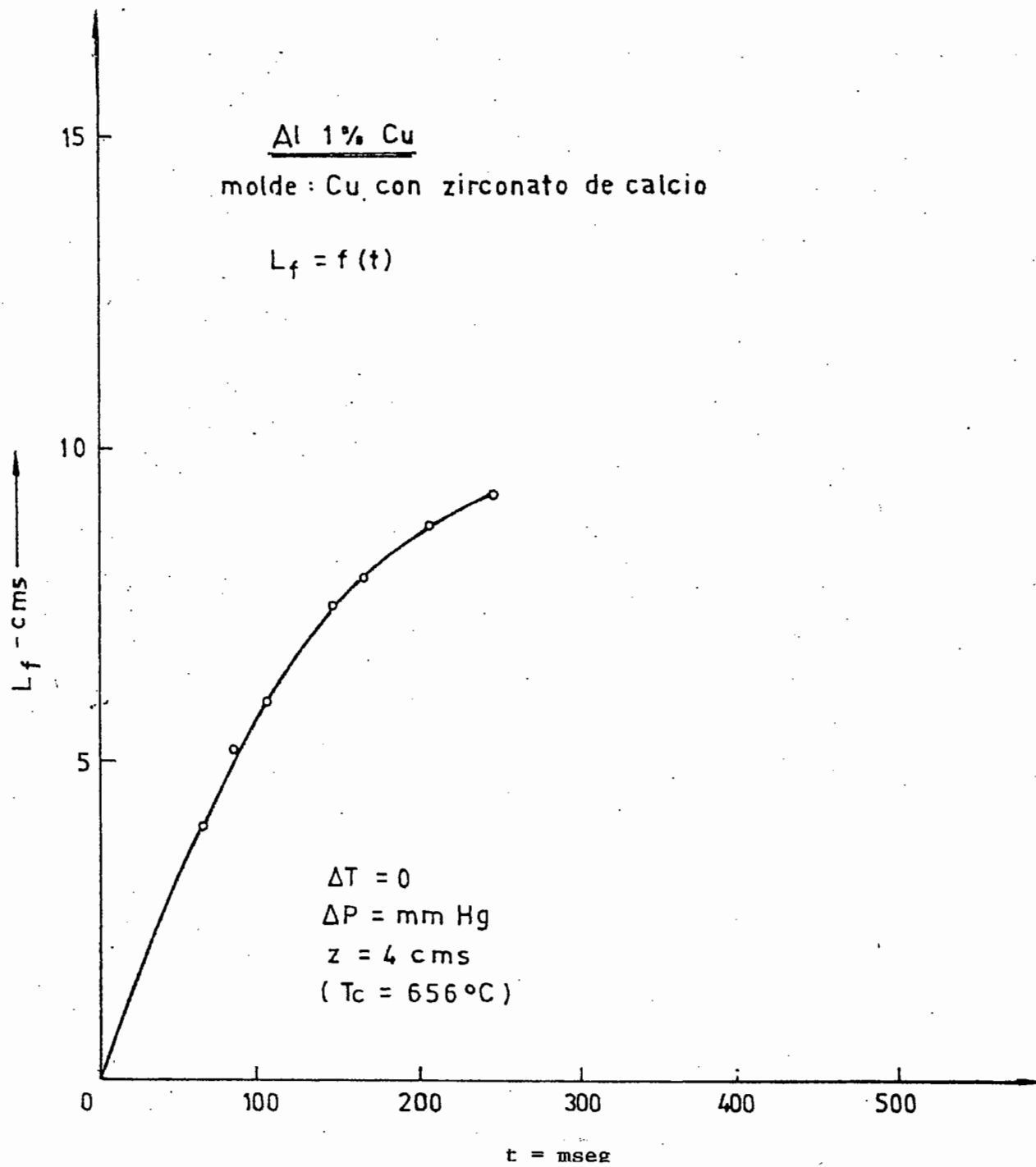


FIG. VI-16

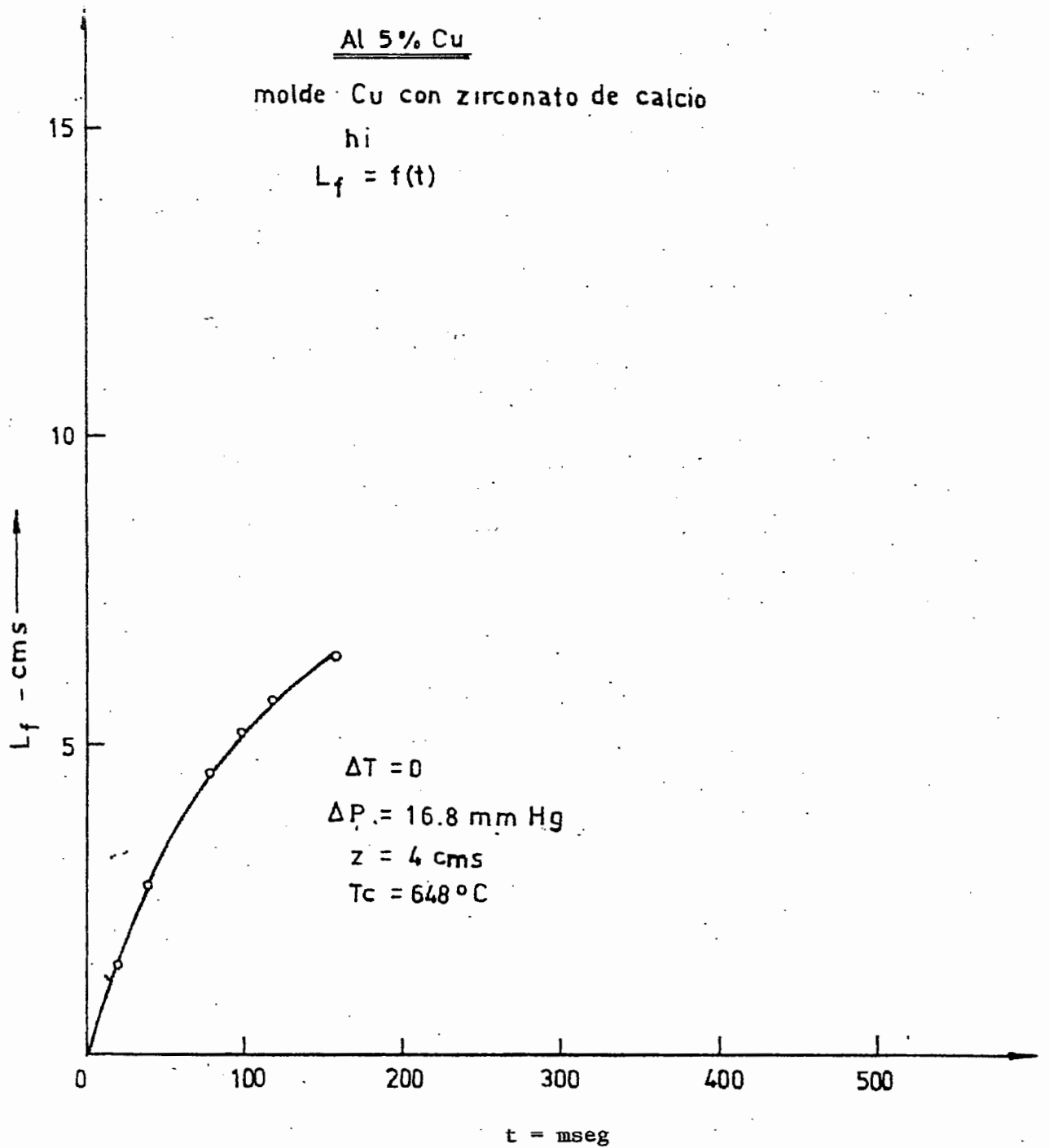


FIG. VI-17

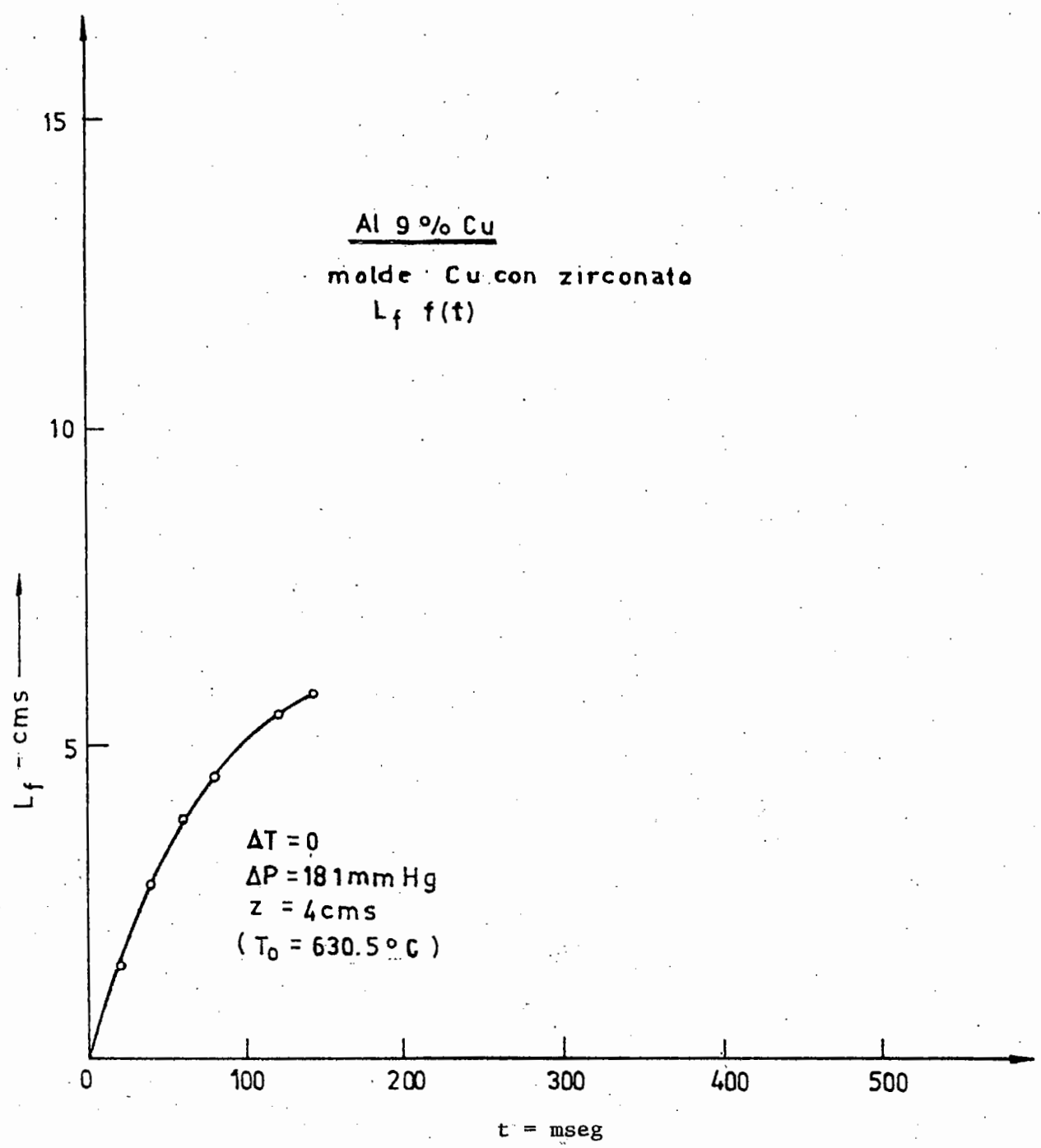


FIG. VI-18

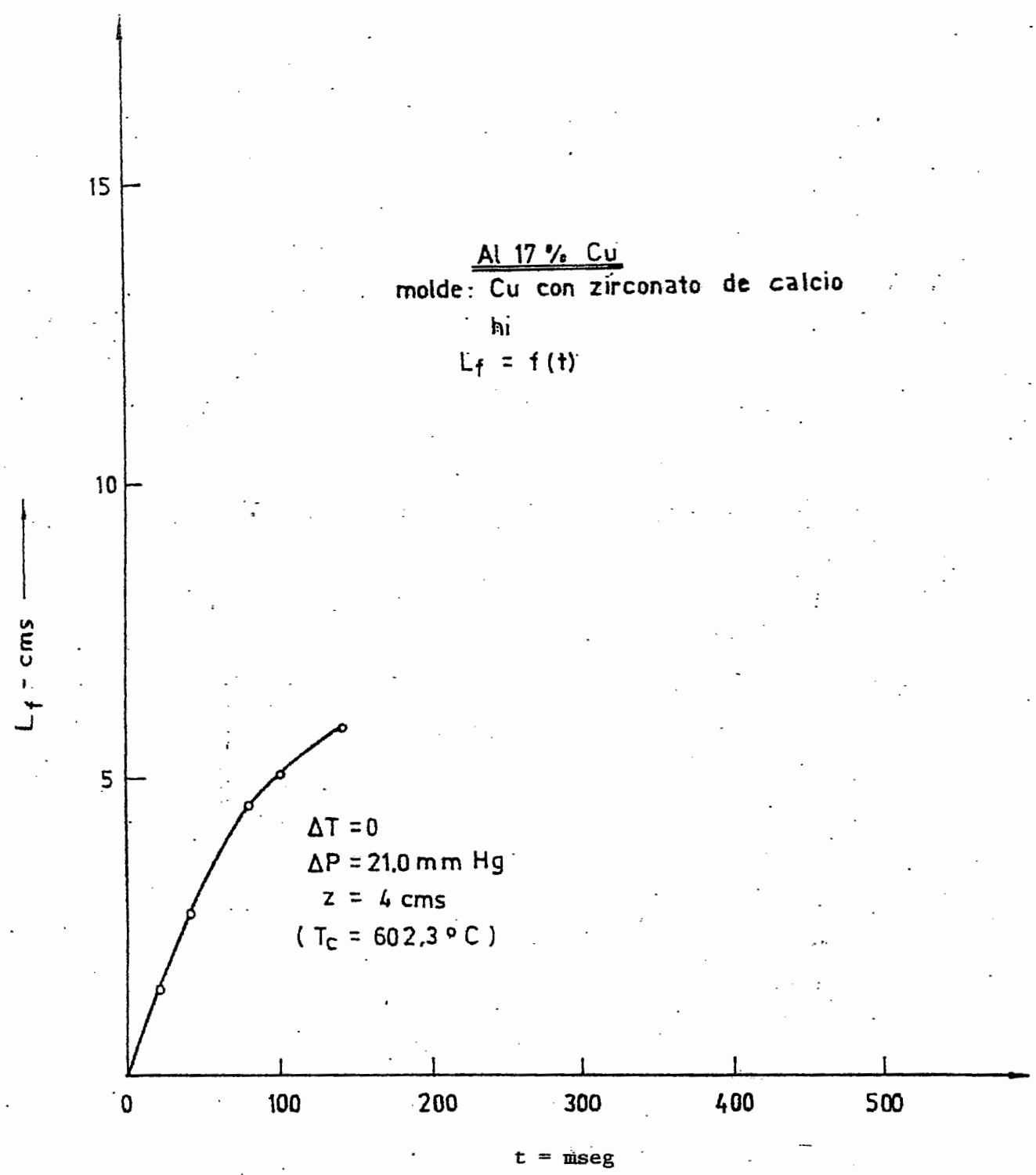


FIG. VI-19

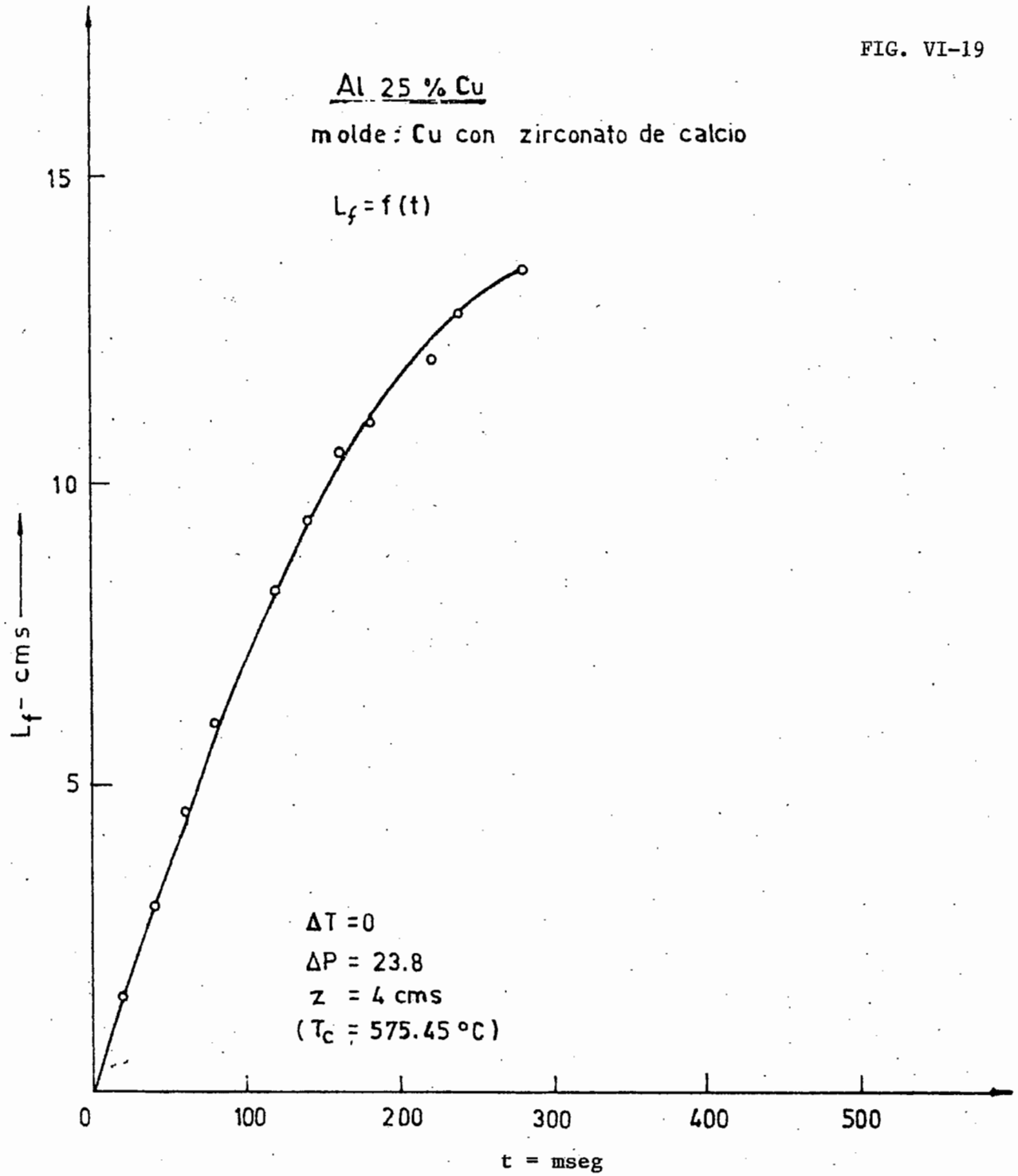




FIG. VI-20

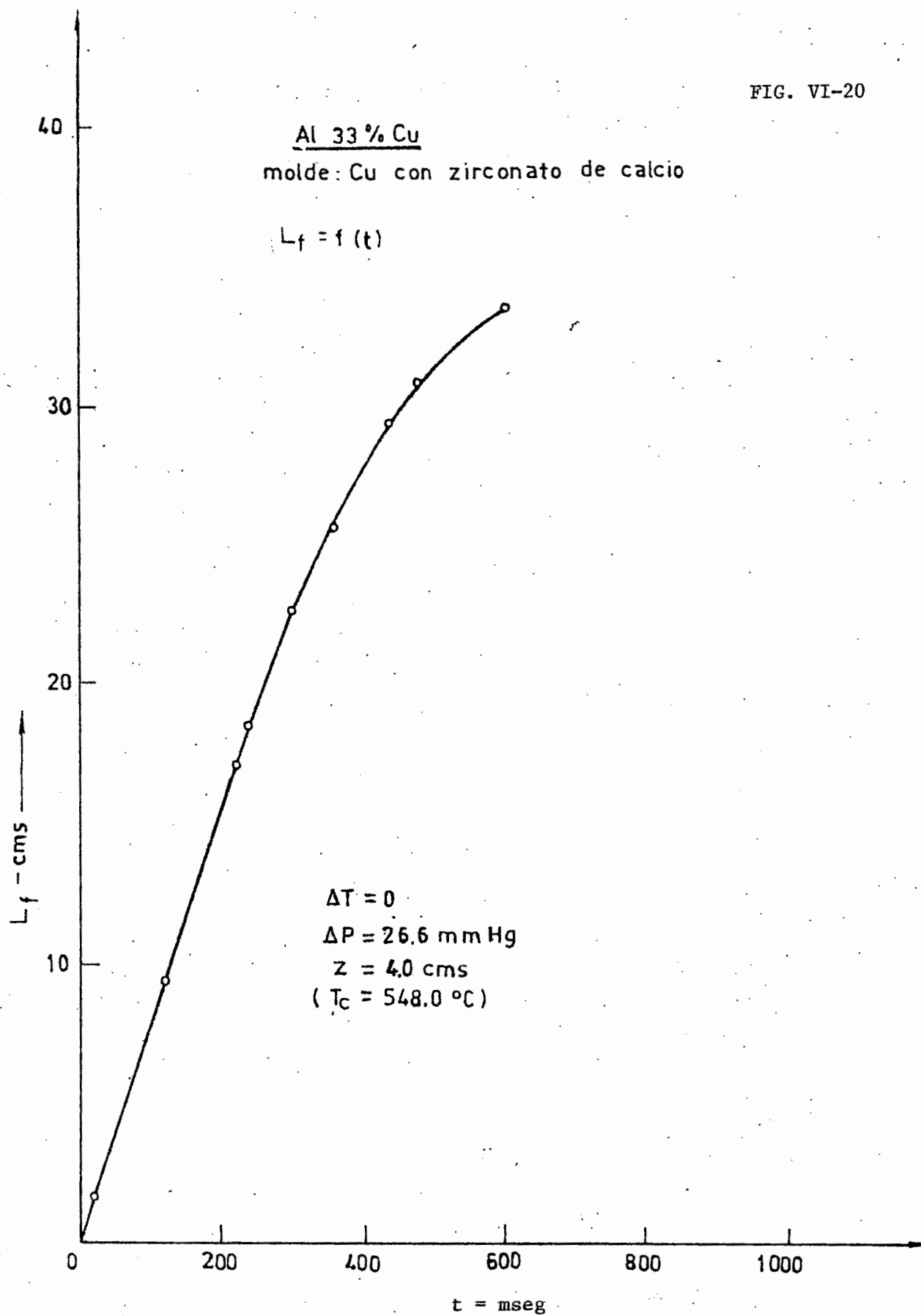


FIG. VI-21

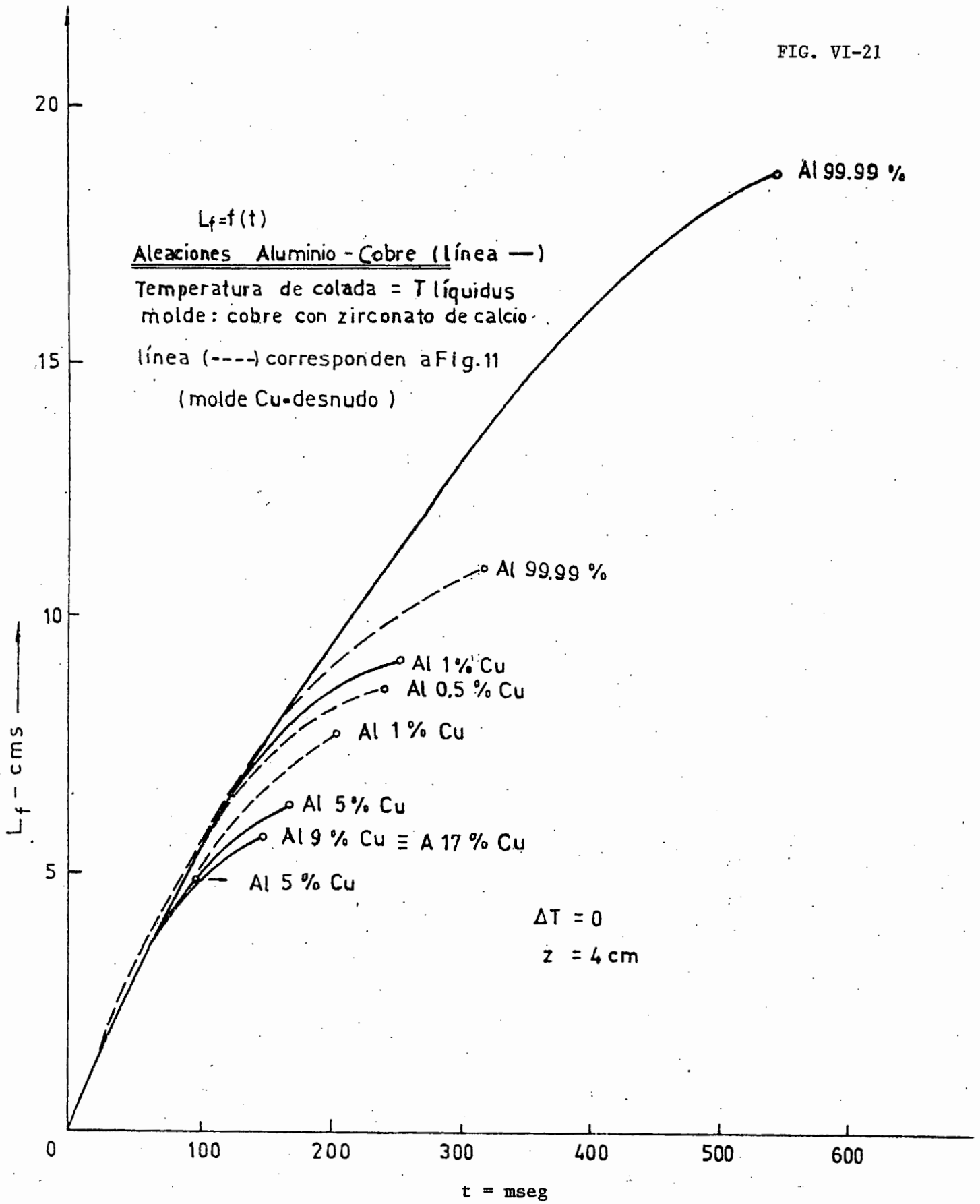


FIG. VI-22

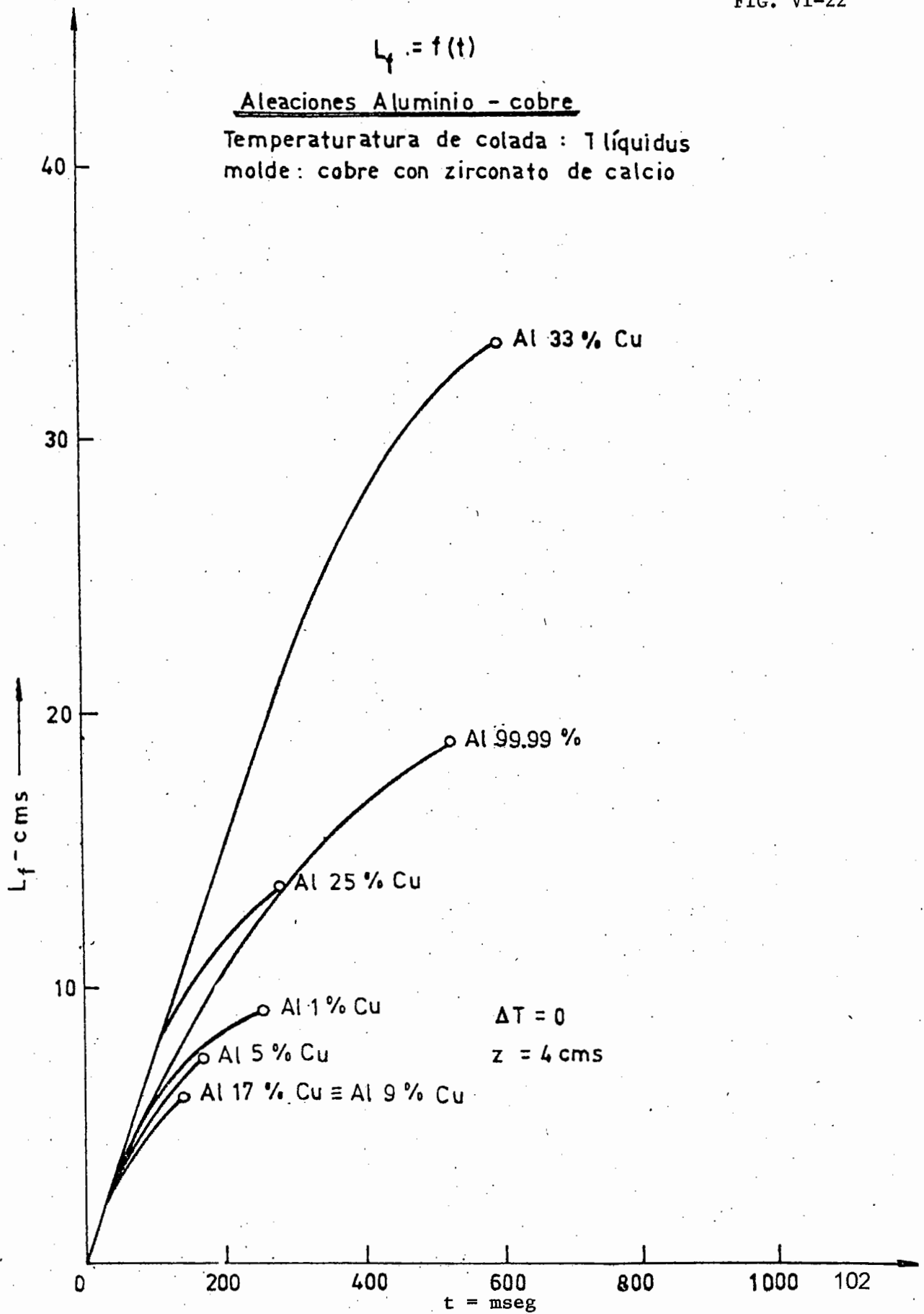
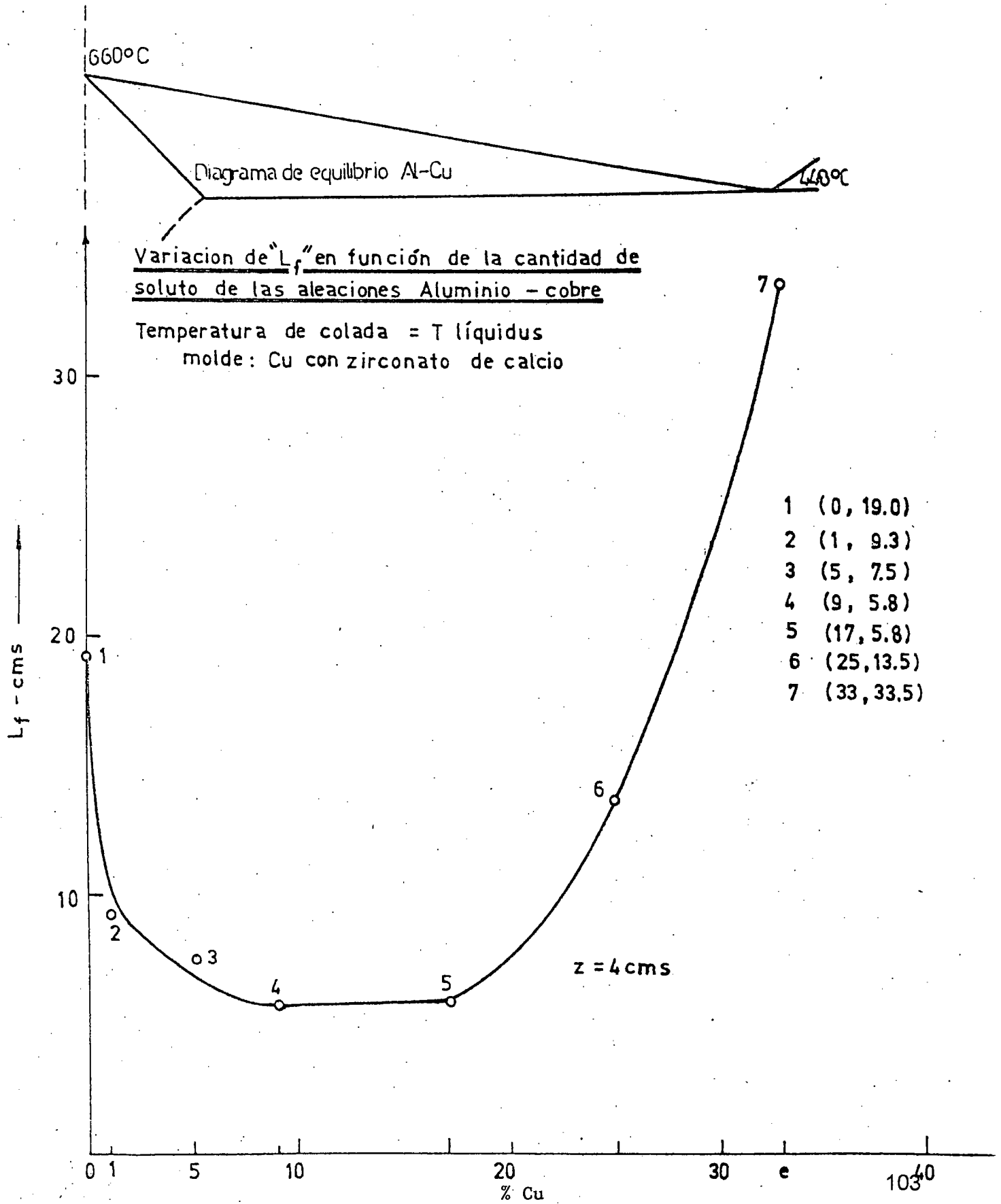


FIG. VI-23



660°C

Diagrama de equilibrio Al-Cu

640°C

Comparación de la variación de  $L_f$  en función de la cantidad de soluto de aleaciones Aluminio - cobre con diferentes coeficientes de transferencia calórica en la interfaz metal - molde (hi)

molde: Cobre con zirconato de calcio

molde: Cu desnudo

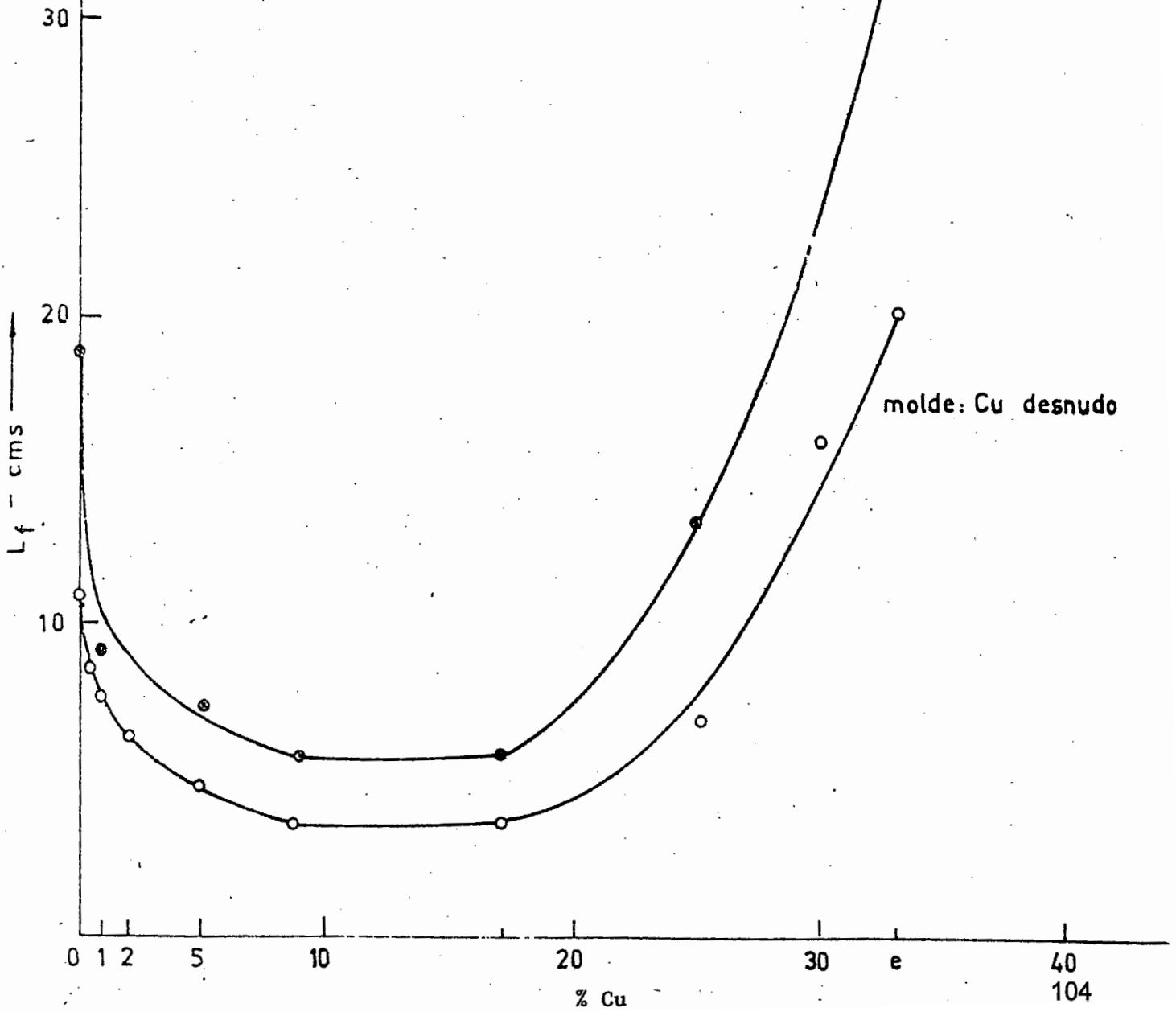


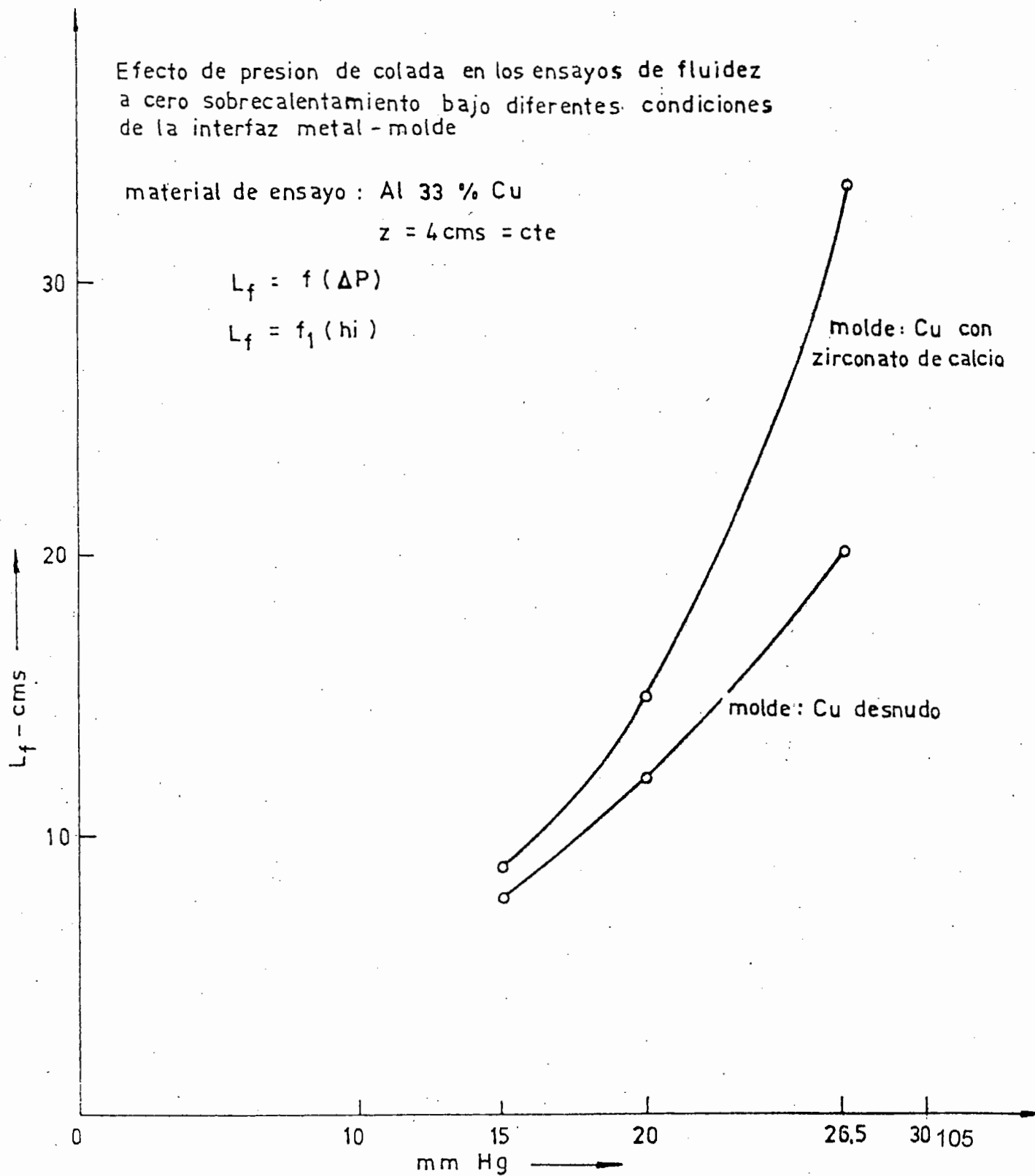
FIG. VI-25

Efecto de presión de colada en los ensayos de fluidez a cero sobrecalentamiento bajo diferentes condiciones de la interfaz metal - molde

material de ensayo : Al 33 % Cu  
 $z = 4 \text{ cms} = \text{cte}$

$$L_f = f(\Delta P)$$

$$L_f = f_1(h_i)$$



## CAPITULO VII

### CONCLUSIONES GENERALES Y RECOMENDACIONES

#### CONCLUSIONES

1. Como ha podido analizarse a través del presente trabajo, pocos han sido los esfuerzos que se han realizado tratando de unificar los criterios adquiridos mediante los resultados de las diversas pruebas de fluidez que, como se ha discutido ampliamente, es una propiedad metalúrgica de la que dependen una gran cantidad de factores que intervienen en los procesos clásicos de fundición, y, por consiguiente, de la calidad de una gran variedad de productos industriales que sustentan un amplio renglón de la economía mundial.

Feliu y coautores (10) (21) (22) y Morales y coautores (33), han hecho quizá los mayores esfuerzos tendentes a poder racionalizar los referidos criterios.

Al tratar de contribuir al conocimiento de la real capacidad de fluir de los metales y aleaciones, mediante los métodos de investigación expuestos en los capítulos V y VI y el análisis de los resultados existentes en la literatura, reunidos en los capítulos II, III y IV, el autor ha hecho una separación de criterios mediante la clasificación de los ensayos en la forma propuesta en el Capítulo II, tratando de llegar a la unificación de los conceptos más importantes en cuanto a la propiedad fluidez y que se concretan a lo siguiente:

a) El conocimiento de los parámetros que intervienen en las pruebas de "fluidez lineal" y que tienen que ver básicamente con la capacidad del metal de fluir en un canal de magnitudes definidas intercambiando energía en contacto con un medio, también de características y magnitudes definidas. En este método puede afirmarse, con bastante aproximación, que las características del ensayo permanecen constantes, en función de: i) durante todo el ensayo hay una renovación de la superficie de contacto metal-molde, por consiguiente la capacidad de extracción calórica del mismo, en el instante de la prueba, permanece constante, debido a la rapidez con que se realizan los ensayos y su efecto sobre la vena fluida puede evaluarse independientemente. ii) Los fenómenos que intervienen durante el proceso de solidificación son fácilmente observables, si se sigue la metodología adecuada, tal como se ha manifestado en el capítulo V, y, proporcionan amplia información de las propiedades cristalográficas del metal que se manifiestan durante dicho proceso.

b) El conocimiento de las variables que intervienen en los ensayos de “capacidad de llenado”, que se representan mediante “Gráficas de Flujo”, y que indican el volumen de líquido metálico que es capaz de cruzar a través de un canal corto, llenando un recipiente específico. La magnitud del canal, así como sus características generales son previamente definidas. En este método, los parámetros del ensayo no pueden considerarse constantes, ya que se observan los siguientes aspectos: i) La capacidad de extracción calórica del canal durante el ensayo no permanece constante ya que por su tamaño, dependiendo del volumen que se ensaya, puede llegar a calentarse y por consiguiente cambia su capacidad de extracción calórica, tendiéndose al equilibrio térmico metal-molde, mediante lo cual la capacidad de llenado en esas características tendería al infinito cuando el metal tuviere suficiente sobrecalentamiento. ii) Para canales muy cortos, no es posible realizar análisis metalográficos, ya que no se puede extrapolar las características de canales largos debido a que el efecto del sustrato sobre los mecanismos de solidificación depende también de las dimensiones de la superficie de contacto metal-molde.

2. Al analizar las diferencias de los procedimientos referidos, tomando en cuenta que ninguno de los dos métodos llega a representar esencialmente las características de la fundición, en que, tanto los alimentadores como las cavidades a llenar son totalmente heterogéneas, se puede concluir en que ambos procedimientos, independientemente de las características generales analizadas, proporcionan información suficiente sobre las variables que intervienen en el proceso, lo cual se complementa con los resultados experimentales y los análisis metalográficos realizados por el autor, tanto en trabajos precedentes (1)(2)(3), cuanto en el presente, en que se ha complementado la información, con mayor amplitud, en función de los análisis metalográficos de diferentes aleaciones que van desde el aluminio 99.99%, pasando por las aleaciones diluidas, hasta la aleación Al5%Cu, así como los ensayos de fluidez lineal que llegan hasta la aleación eutéctica. Esto se puede resumir de la siguiente forma, confirmando los conceptos planteados en la hipótesis propuesta:

a) Las variables externamente controlables que actúan directamente sobre el ensayo, cuando se ha considerado en el diseño del equipo el efecto de la viscosidad y de la tensión superficial, son esencialmente: i) El sobrecalentamiento de colada cuyo efecto



sobre la fluidez es directamente, proporcional a su magnitud, y ii) La presión metalostática que actúa imprimiendo al ensayo la energía cinética que se traduce también en mayor longitud de Lf.

b) Las propiedades intrínsecas del material que se ensaya y que se resumen en i) La composición química y, ii) El modo de solidificación. Ambas propiedades directamente relacionadas a través del calor latente de solidificación.

c) El coeficiente de transferencia calórica en la interfaz metal-molde característico de la interacción entre las propiedades intrínsecas del metal y las del sustrato en contacto con el mismo y dependiente también de las variables externamente controlables.

## RECOMENDACIONES

El análisis de las variables que entran en juego durante los ensayos de fluidez sugiere que, mediante el manejo adecuado de las mismas, es posible no sólo predecir la capacidad de llenado de un recipiente y la utilidad de un canal de medidas específicas para dicho llenado, sino también influir directamente sobre las características Metalográficas de las piezas obtenidas por el proceso de fundición, esto es, tratando de controlar los mecanismos de nucleación y solidificación por el efecto de las diferentes variables que intervienen en el proceso.

De sobra es sabido, como se mencionó en el inicio de este trabajo, que la estructura cristalina de las piezas obtenidas, es parcialmente responsable de la respuesta de las mismas a las sollicitaciones mecánicas a que se someten, por consiguiente, se puede actuar mediante el manejo de los parámetros referidos, sobre la consecución de las estructuras deseadas. Por ejemplo, tratando de aumentar el tamaño de la zona equiaxial por el efecto de la convección forzada, o actuando sobre la zona chill mediante un adecuado control sobre el coeficiente de transferencia calórica en la interfaz metal-molde.

La realización de experiencias controlando el efecto de la convección forzada y el del coeficiente de transferencia calórica en la interfaz metal-molde, podría arrojar resultados de suma importancia en los procesos de fundición, extrapolables, incluso, hasta el

beneficio de la práctica artesanal, al tratar de obtener las macro y microestructuras más adecuadas en cada caso particular.

En Guatemala, como en el resto de países del istmo, se emplea una considerable cantidad de productos de fundición artesanal, que van, entre otros, desde la fabricación de molinos de "Nixtamal" (maíz cocido), para la producción de tortillas – consumo y sustento diario de un alto porcentaje de familias de escasos recursos –, la construcción de trapiches para la molienda artesanal de la caña de azúcar, hasta la colada de grandes masas de fundición gris para su utilización en los ingenios azucareros. Por consiguiente, el manejo de técnicas que tiendan a mejorar las calidades de los referidos productos, constituye un beneficio fundamental en las variables socioeconómicas que sustentan el desarrollo de la región.

## BIBLIOGRAFÍA

1. Aguilar Rivas R. A. y Biloni H., Fluidez de Aleaciones Al-Cu con Sobrecalentamiento Nulo. PMM, OEA-CNEA, (1977), Argentina.
2. Aguilar Rivas R. A. and Biloni H., Fluidity of Al-Cu Alloys with Zero Superheat. Zeitschrift für Metalkunde, Bd. 71 (1980) H.4 P. 264-268. Germany.
3. Aguilar Rivas R. A. and Biloni H., Vein Closing Mechanism in Fluidity Tests of Dilute Al-Cu Alloys. Zeitschrift für Metalkunde, Bd. 71 (1980) H.5 P. 309-311. Germany.
4. Aguilar Rivas R. A., El Proceso de Solidificación de Metales y Aleaciones Durante los Ensayos de Fluidez Lineal. Pendiente de Publicación.
5. Biloni H. and Chalmers B., Origin of the Equiaxed Zone in Small Ingots. Harvard University, (1966).
6. Biloni H., Di Bella R., Morando R. Kiss F. J., Relationship Between Segregation Substructures and Casting Structures. CNEA, (1967), Argentina,
7. Biloni H., Relación Entre Las Estructuras de Segregación y las Estructuras de Fundición. PMM/R-66, OEA-CNEA, (1971), Argentina.
8. Cahn R. W. and Haasen P., Physical Metallurgy. Third Edition, North Holland Physics Publishing, (1983).
9. Calvo C. y Biloni H., Segregación Celular Dendrítica en Aleaciones Al-1%Cu. PMM, CNEA-OEA, C-25, Argentina, (1970).
10. Carslaw H. S. and Jaeger J. C., Heat Conduction Solids. 2nd. Ed., Oxford University Press. (1959), Oxford.
11. Chalmers B., Principles of Solidification. J. Wiley and Sons, (1964), N. Y.
12. Di Sabatino Marisa, Fluidity of Aluminum Foundry Alloys. Ph. D. Tesis, Norwegian University Of Science and Thecnology, (NTNU), Set. (2005). Trondheim.
13. Di Sabatino M., Syvertsen F., Amberg I., And Nordmark A., An Improved Method for Fluidity Measurement by Gravity of Spirals in Sand Molds. Int. J. Cast Metals Res. V. 18, (2005), 59-62,
14. Di Sabatino M., Shankar S., Apelian D., Amberg L., Influence of Temperature and Alloying Elements on Fluidity of Al-Si Alloys. TMS (2005), Casting: The John Campbell Symposium. 193, 202-205.

15. Di Sabatino M., Amberg L., Effect of Grain Refinement and Dissolved Hydrogen on the Fluidity of A356 Alloy. *Int. J. Cast Met. Res.* 18 (2005) 181-186.
16. Di Sabatino M., Amberg L., Brusethaug S. and Apelian D., The Influence of Oxide Inclusions on the Fluidity of Al-7Wt.%Si Alloy. *Int. J. of Cast Metals Res. Aug.* (2005).
17. Di Sabatino M., Amberg L., Brusethaug S., Apelian D., Fluidity Evaluation Methods for Al-Mg-Si Alloys. *International Journal of Cast Metals Research.* 19 (2006) 94.
18. Di Sabatino M., Amberg L., Bonillo F., Simulation of Fluidity in Al-Si Alloys *Met. Sc. and Tech.*, Ed. by Tecsid (2006).
19. Di Sabatino Marisa and Lars Amberg., Castability of Aluminum Alloys. *Transactions of the Indian Institute of Metals.* V. 62, Issues 4-5, August-October (2009), P. 321-325.
20. Feliu Sebastián, Luis Leandro, Siguin Dionisio and Alvarez José, Graphs of Flow. A New Method for Determining the Ability of Metals and Alloys to Flow. *AFS Trans.*, Vol. 70, (1962), P. 838,
21. Feliu Sebastián and Siguin Dionisio, Flowing Possibilities in Aluminum in permanent molds. *AFS Trans.*, Vol. 71,(1963), P. 145
22. Feliu Sebastián y Luis Leandro, Posibilidades de Flujo de Metales dentro de Moldes y su Relación con el Proceso de Solidificación. *Rev. Metal. CENIM*, Vol. 2, (1966), Num. 1.
23. Fisolo J. S., Gino V., Biloni H., Flujo de Aluminio a través de Canales Cerrados. *PMM, OEA-CNEA*, (1974), Argentina.
24. Flemings M. C., *Solidification Processing.* Mc Graw-Hill, 1974. N. Y.
25. Flemings M. C., Conrad H. F. and Taylor H. F., Aluminum Alloys Fluidity Test. *AFS Trans.*, Vol. 67, (1959), P. 496.
26. Flemings M. C., Mollard R. F. and Taylor H. F., Mold Variables Influence on Fluidity of Aluminum. *AFS Trans.*, Vol. 69, (1961), P. 566.
27. Floreen S., and Ragone D. V., The Fluidity of Some Aluminum Alloys. *AFS. Transactions*, Vol. 65, (1957), P. 391.
28. Jackson K. A., *Liquid Metals and Solidification.* ASM Seminar, (1958), P. 174. Cleveland.
29. Jackson K. A., Hunt J. D., Hulman D. R. and Seward T. P., On the Origin of the Equiaxed Zone in Castings. *Trans. AIME*, Vol. 236 (1966), P. 149.

30. Kiss Francisco José, Estudio de las Morfologías de Crecimiento Cristalino en Diferentes Procesos de Solidificación en Aluminio y sus Aleaciones. Tesis Doctoral, U. N. de Cuyo, (1974), Argentina
31. Kondic V., Experimenting with the Measurement of Fluidity in the Casting of Metals. Metals and Materials, Vol. 6, No. 10, Oct. (1972), P. 440.
32. Morales Torres Álvaro, Efecto de la Naturaleza de la Superficie del Molde Sobre la Transferencia Calórica en el sistema Metal-Molde y las Estructuras Resultantes. Tesis Doctoral, Universidad Nacional de Rosario, (1975), PMM/T-187. Argentina.
33. Morales Álvaro, Fisolo Jorge J. y Biloni Heraldo, On the Nature of the Fluidity Property Z. für Metalkunde, Bd 68 (1977), H.3.
34. Morales A., Gliksman M. y Biloni H., The Influence of mold wall Microgeometry on Casting Structure. Proceedings of the Solidification Conference, (1977), Sheffield.
35. Niesse J. E., Flemings M. C. and Taylor H. F., Application Theory in Understanding Fluidity of Metals. AFS Transactions, Vol. 67 (1959), P. 685.
36. O'Hara S., and Tiller W. A., On the Mechanisms of Crystal Multiplicación During Solidification in the Presence of Fluid Motion. Trans. AIME, Vol. 239 (1967), P. 276.
37. Pires O. S., Prates M. y Biloni H., Solidificación Unidireccional de Metales Puros en Sistemas Metal-Molde Semiinfinitos y Sobrecalentamiento Nulo. Aplicación al Caso del Molde Refrigerado. PMM/I-220, CNEA (1972), Argentina
38. Prates Mauricio, Influencia de la Capacidad de Extracción Calórica del Sistema Metal-Molde Sobre el Proceso de Solidificación. Tesis Doctoral, Universidad Nacional del Sur, Argentina, (1971), PMM/T78.
39. Prates M. and H. Biloni, Variables Affecting the Nature of the Chill Zone. Met. Trans. V. 3(1972), P. 1501.
40. Prates M., y Biloni H., Zona Chill de los Lingotes. Parámetros que Controlan la Estructura de Solidificación. PMM/CNEA-OEA (1972), Argentina.
41. Pucher Philip, Effect of Compositional Variations on Mechanical and Fluidity Performance of the Aluminun Cast Alloy AlSi9Cu3 (A226). International PhD Foundry Conference. June (2009).
42. Pucher P., Antrekowitsch H., Boettcher H., Kaufman H. And Huggo Witzer P. J., Influence of Compositional Variations on Microstructural Evolution Properties and Fluidity of Secondary Foundry Alloy AlSi9Cu3. Int. J. of Cast Metals Res. V. 23, 6(2010) 375-383.

43. Rabinovich R., Inicial Metal-Mould Heat Exchange. Russian Casting Productions, (1967), P. 276.
44. Rabinovich R., Comparability of Fluidity Test Results. Russian Casting Production. Oct. (1971), P. 436.
45. Ragone D. V., Adams C. M. and Taylor H. F., Some Factor Affecting Fluidity of Metals. AFS Transactions, Vol. 64 (1956), P. 640.
46. Ragone D. V., Adams C. M. and Taylor H. F., A New Method for Determining the Effect of Solidification Range in Fluidity. AFS Transactions Vol. 64 (1956), P. 653.
47. Rigmire G. and Taylor H. F., The Fluidity of the Molten Steel. Journal of the Iron and Steel Institute, 175, Oct. (1953), P. 167
48. Román J. F., Solari M. y Biloni H., Estructuras en Colada Semicontínua de Aleaciones de Aluminio. PMM CNEA-OEA, I-228, (1977), Argentina.
49. Solari M. y H. Biloni, Microsegregación en Aleaciones. PMM, CNEA-OEA, I-232. (1977), Argentina.
50. Taghaddos E., Hejazi M. M., Taghiabadi R., Shabestary S. G., Effect of Iron Intermetallics on the Fluidity of 413 Aluminum Alloy. Journal of Alloys and Compounds, Vol. 468(2009) 539-545.

## OTRAS CONSULTAS

1. AIU, Curso y Conferencias: Metodología de la Investigación. Mtro. Daniel Miguel Juárez.
2. AIU, Guía del Estudiante, Programa de Doctorado: Contorno o plan de Tesis.
3. Álvarez Mejía W., Guía para la presentación de Informes Científicos, USAC (2008). Internet.
4. Hernández Sampieri R., Fernández Collado C., Baptista Lucio M del P., Metodología de la Investigación. V Ed. (2010). McGraw- Hill, México.
5. Saravia Gallardo M. C., Metodología de la Investigación Científica. Ene. (2006). Web. [www.comacyt.gov.bo](http://www.comacyt.gov.bo)
6. Murillo Hernández W. J., La Investigación Científica. Internet.
7. Roger Riviere J., Metodología de la Documentación Científica. (1975). Confederación Española de Cajas de Ahorros. Madrid. España.