

00368
3
24

UNIVERSIDAD NACIONAL AUTONOMA DE MEXICO

FACULTAD DE CIENCIAS

INVESTIGACIÓN Y DESARROLLO DE UN SISTEMA PARA SOLIDIFICACIÓN

SEMICONTÍNUA DE ALUMINIO

TESIS

QUE PARA OBTENER EL GRADO
DE MAESTRÍA EN CIENCIAS
EN FÍSICA DE MATERIALES.

PRESENTA

TOMÁS RANGEL ORTÍZ .

México, D.F.

1987.

**TESIS CON
FALLA DE ORIGEN**



Universidad Nacional
Autónoma de México



UNAM – Dirección General de Bibliotecas Tesis Digitales Restricciones de uso

DERECHOS RESERVADOS © PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL

Todo el material contenido en esta tesis está protegido por la Ley Federal del Derecho de Autor (LFDA) de los Estados Unidos Mexicanos (México).

El uso de imágenes, fragmentos de videos, y demás material que sea objeto de protección de los derechos de autor, será exclusivamente para fines educativos e informativos y deberá citar la fuente donde la obtuvo mencionando el autor o autores. Cualquier uso distinto como el lucro, reproducción, edición o modificación, será perseguido y sancionado por el respectivo titular de los Derechos de Autor.

RESUMEN

Las ventajas que presenta el proceso de solidificación con tínua nos lleva a afrontarlo en el laboratorio con gran entusiasmo, aunque esto implique una extensa labor que involucra tanto el análisis teórico como la experimentación.

El efecto de la solidificación por este método va a dar como resultado una serie de productos con las propiedades que el metalurgista desea, siempre que se logre un control estricto de los parámetros que lo rigen.

Dentro de los objetivos que persigue este trabajo se ha realizado una investigación del proceso de colada semicontinua. Para esto se ha desarrollado un sistema que permite obtener (a nivel de laboratorio) barras de aluminio de sección pequeña, aplicando el método Direct Chilled (D.C.) modificado con un ali mentador de material aislante (Hot Top) situado en la parte su perior de la lingotera.

Así, el desarrollo de este estudio cubre toda una gama de actividades que resultan en un análisis completo del proceso de solidificación continua. Para esto, hemos dividido el presente trabajo de la siguiente manera :

En la primera parte presentamos una introducción en la que se exponen los principios que fundamentan al proceso, las venta jas y desventajas que presentan el mismo, frente a otros métodos de solidificación y una revisión bibliográfica que nos muestra la evolución del proceso en Aluminio siempre basada en la atenuación de defectos externos e internos del producto obteni do. Dentro de este punto se menciona brevemente cada una de las innovaciones más relevantes hechas al proceso. También dentro

de la introducción se hace un bosquejo histórico incluyendo los primeros autores que idearon la manera de obtener barras de metal por colada continua. En la parte final de la introducción se presentan los objetivos que se persiguen al desarrollar este trabajo como un estudio de investigación a nivel de laboratorio.

En la segunda parte, se presenta un estudio analítico, que incluye un análisis matemático aplicando el método de perfil integral por métodos numéricos desarrollado por A. W. D. Hills⁶⁶ al cual fueron aplicados (en este caso), los parámetros específicos del aluminio, obteniéndose los parámetros que condicionan al proceso y dentro de los cuales se efectúa la experimentación. Posteriormente en este punto se hace una descripción de la máquina experimental, la cual se describe en tres secciones básicamente: Lingotera ó molde, sistema de enfriamiento y el sistema motriz.

El desarrollo experimental de la tesis se presenta en la Tercera parte. Aunque no se menciona, el desarrollo experimental también incluye la elaboración de la máquina experimental y la optimización aplicando colada directa y colada con "cabeza caliente" (hot top). También se describe un estudio analítico y caracterización de las muestras, que comprenden un estudio metalográfico (macroscópico y microscópico), un análisis metalográfico realizado con el KeveX y un análisis de los defectos más característicos en colada semicontinua.

Finalmente en la cuarta parte se presentan las conclusiones.

INDICE

	Pág.
CAPÍTULO I: ANTECEDENTES	1
I.1 Estudio Bibliográfico	1
Antecedentes Históricos	1
Innovaciones aplicadas al proceso	2
I.2 Generalidades	24
Solidificación y Fundición	24
Colada Continua de Metales	24
Colada Semicontinua de Metales	25
Ventajas y Desventajas	
I.3 Objetivos	28
CAPÍTULO II: DESCRIPCION DEL SISTEMA EXPERIMENTAL	29
II.1 Estudio Analítico de la lingotera	29
II.2 Descripción del Sistema	35
Lingotera ó molde	35
Sistema de enfriamiento	38
Sistema motriz	39
CAPÍTULO III: DESARROLLO EXPERIMENTAL	40
III.1 Optimización de la máquina	40
Colada directa y con "cabeza caliente"	43
III.2 Estudio Analítico y Caracterización de las muestras	46
Análisis Químico	46
Estudio Metalográfico Macroscópico	48
Morfología Granular	48
Perfiles de Solidificación	53
Análisis de los Perfiles de Solidificación	59

	Pág.
Estudio Metalográfico Microscópico	65
Análisis Químico Semicuantitativo (Aplicación del Kevex)	71
III.3 Defectos de Colada Semicontínua	79
Clasificación de los defectos	79
Distancia Característica Promedio Ocupada por las bandas de segregaciones	85
 CAPÍTULO IV: RESULTADOS Y CONCLUSIONES	 88
Discusión de los Resultados	88
Conclusiones	92
 LISTA DE REFERENCIA	 95
 ANEXO 1. CÁLCULO DE LA LINGOTERA	 103
ANEXO 2. LEY DE ENFRIAMIENTO DE NEWTON	112
ANEXO 3. CÁLCULO DE LA CANTIDAD DE CALOR DESPRENDIDO EN LA OBTENCIÓN DE UN LINGOTE	115
ANEXO 4. INFLUENCIA DE LOS ELEMENTOS PRESENTES EN EL ALUMINIO	117
ANEXO 5. PREPARACIÓN DE MUESTRAS PARA EL ANÁLISIS METALOGRAFICO	119

CAPÍTULO I: ANTECEDENTES

I.1 ESTUDIO BIBLIOGRÁFICO

Antecedentes Históricos

El estudio de la colada continua empieza a mediados del siglo pasado, con los trabajos desarrollados por Laing en 1884², y Bessemer³, aunque anteriormente G. E. Sellar en 1840⁴, obtuvo una patente del desarrollo de colada continua en tubos de plomo. Los ingleses W. Wilkinson y E. Taylor en 1872⁴ fueron los primeros en documentar la idea de colada continua con moldes móviles; más tarde B. Atha⁴ en 1886, creó una máquina de proceso intermitente. En 1889, el alemán M. Dealen⁴, diseñó una máquina vertical semejante a las que operan actualmente. El sueco A. H. Pearson⁴ observó las ventajas de la oscilación en dirección de la colada cuando ésta es horizontal. En 1915, G. Mellan⁴ consideró un control automático, para la alimentación del metal al molde, que depende del nivel del metal líquido.

En 1930 empezaron los estudios semiindustriales en Alemania y con ellos surge el padre de la colada continua moderna, S. Junghans⁴ que sugirió una oscilación no armónica, que no influye en la transferencia de calor entre la barra y el molde. En 1933 S. Junghans construye en Alemania la primer planta industrial de colada continua de bronce, aplicando el método vertical, usando un molde abierto alcanzando las 1,700 toneladas de producción - anualmente. Posteriormente surge la primer planta en Scoville Manufacturing Co., U.S.A., al mismo tiempo que en Alemania - surgen las primeras instalaciones de colada continua de aluminio, tales como la Vereinigte Leicht Metallwerke y la Wieland Werke⁵. En 1937 aparece en Francia la primera instalación de colada continua en la fábrica de Faremoutiere De la Cégédur (Société Du Duralumin).

El estudio sistemático de este proceso, lo realizó por primera vez, Roth⁶ en 1943.

INNOVACIONES APLICADAS AL PROCESO

Durante el desarrollo del proceso de colada continua se han ido aplicando modificaciones para mejorarlo y obtener productos de mayor calidad.

El proceso se puede utilizar en tres variantes : vertical, horizontal y de molde móvil. Cada uno tiene sus ventajas y - desventajas según las condiciones, limitaciones, propiedades y dimensiones del producto obtenido.

La versión de colada semicontinua más generalizado es la vertical después la horizontal y por último la de molde móvil. Dentro del proceso vertical (Fig. 2, pág. 5), la mayor parte - de lingotes de aluminio se han producido por el método Direct Chill (De enfriamiento directo o D.D.)⁸⁷, también denominado de doble nivel; aunque en los recientes años se ha ido reemplazando por un sistema de nivel sencillo. La distribución de segregaciones es más homogénea, comparado con el método estático de colada aunque estas se ordenan de manera periférica²¹ y radial.

El proceso de colada horizontal (Fig. 3, pág. 5) tiene la ventaja de obtener grandes masas y longitudes, las segregaciones tienden a concentrarse en la parte superior del lingote⁸⁹; por este proceso se obtiene una capa irregular en la superficie debido a la extracción periférica no uniforme de calor.

Cuando se cuegan dimensiones grandes, se generan corrientes convectivas creando un enfriamiento inadecuado de la cabeza (al inicio): Esto da lugar a configuraciones de cráter. Este -

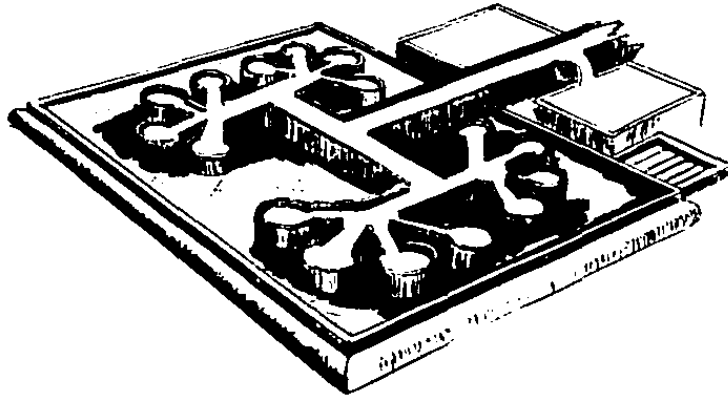


Fig. 1 Cabecal alimentador múltiple para varias lingoteras mediante el proceso de nivel de derrame controlado (Level Pouring), con alimentadores ("cabecal calientes") independientes entre sí.

problema implica el desarrollo de diseños sofisticados del sistema de alimentación, por ejemplo, la instalación de una sobreceja (Fig. 3, pág. 5), pero existen limitaciones impuestas por la gravedad⁸⁵.

En el proceso de colada continua con molde móvil⁹² se obtienen (a diferencia de los dos primeros) grandes velocidades de colada, con la inconveniencia de que las dimensiones volumétricas están limitadas a grandes longitudes y pequeñas dimensiones transversales; es decir, se usa para obtener barras de sección pequeña tal como varillas, alambre, etc. (Fig. 4, pág. 7).

Los sistemas de colada continua con molde móvil se agrupan en tipos diferentes: combinación de ruedas con banda metálica (máquina Properzi^{92,93}), combinación de ruedas con bandas metálicas gemelas (proceso Hazelett^{94,95,96}). Máquina de miembros enfriadores articulados (Regan⁹⁷) y rodillos coladores o solidificadores (Altenpohl⁹⁸).

Como se mencionó anteriormente este proceso se inició con la modalidad D.C. ó de doble nivel y se fué transformando a la más reciente denominada de nivel sencillo. Aquí, el acoplamiento de una cabeza alimentadora ó cabeza caliente, instalada en la parte superior del molde²⁸, mantiene el metal líquido al mismo nivel que el hoyo de colada del horno.

La presencia de esta sobrecabeza (Fig. 5, pág. 7) aumenta la velocidad de producción y mejora la calidad del lingote. Sin embargo una solidificación discontinua de la capa solidificada, en los lingotes colados por nivel simple, puede causar una cantidad indeseable de segregación sub-superficial. Esto trae consigo dificultades en la fabricación posterior. Como consecuencia, se puede afirmar que las características más importantes -

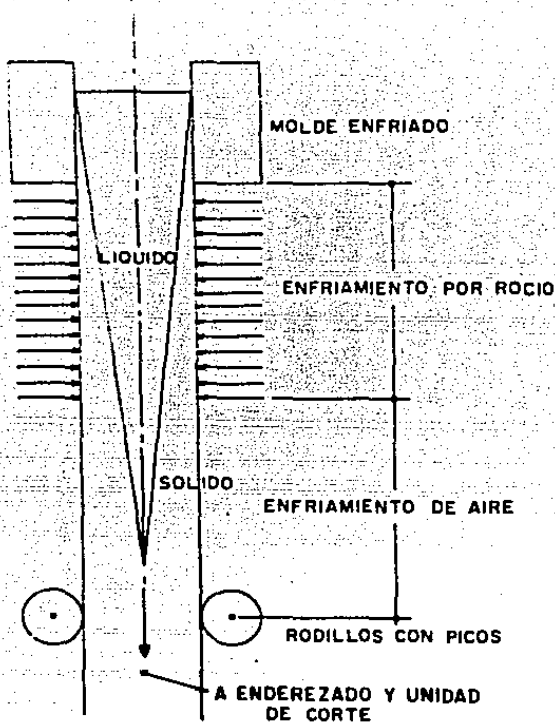
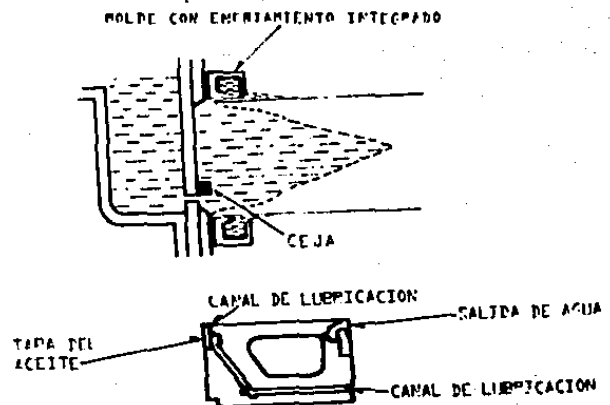


Fig. 2 Dibujo descriptivo del proceso de colada continua vertical.

- Fig. 3 Sistema de colada continua horizontal de Alcoa tipo D.C.
- Uso de una caja para el control de corrientes con vectivas (según Spear y Brondyke).
 - Método de introducción del lubricante a través de la caja con agua - (según Powers).



que se requieren para tener una elevada calidad en el producto - obtenido, son una presencia mínima de defectos externos e internos para abreviar procesos de decapado posterior".

Dentro del proceso vertical siguen surgiendo nuevas innovaciones, aunque el principio se mantiene : toda modificación se orienta a disminuir la presencia de defectos. De tal manera que en los últimos sistemas desarrollados, estos han prácticamente desaparecido, a la vez que aumenta el costo del equipo. Dentro de estas máquinas se puede mencionar: El método de colada semicontinua aplicando un campo electromagnético ó sin lingotera⁹⁰, (Fig. 6, pág. 9). En este proceso, el metal es contenido por - fuerzas electromagnéticas y es refrigerado directamente por agua, lo que elimina la posibilidad de refusión superficial. De esta manera obtenemos superficies de alta calidad sin capas segregadas, con espaciado celular fino y sin necesidad de decapar las barras. El sistema presenta limitaciones en cuanto al tamaño de las barras y el costo de operación es elevada.

Otra innovación aplicada al proceso de colada semicontinua vertical, es la desarrollada por Showa Aluminum Industries K.K. denominada, " The New Hot Top Casting Process "¹⁸. El mecanismo funciona a través de aire a presión en la superficie interna - del molde, también se usa Nitrógeno o Argón (aunque es preferible el aire). Por la parte superior de la lingotera se agrega aceite de castor (Lube oil), mediante una bomba ó por gravedad. La altura del molde es alrededor de $\frac{1}{3}$ de la convencional en el proceso D.C., facilitando la obtención de altas velocidades de colada. Mitamura y colaboradores¹⁸ estimaron experimentalmente que la aplicación de aire a presión en el proceso Showa restringe los puntos de contacto del metal con la superficie del molde, reduciendo así el área de contacto y logrando que se obtenga una superficie de fundición lisa. Con este proceso no hay restric-

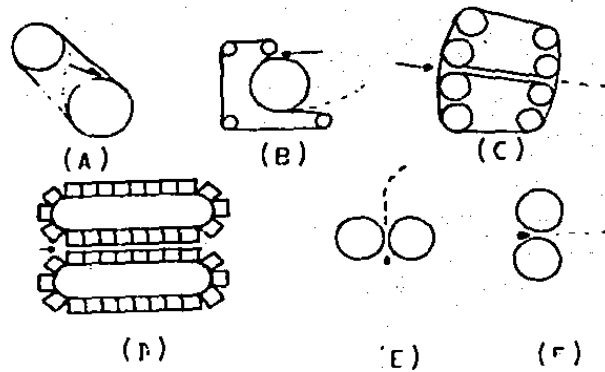


Fig. 4 Diferentes tipos de máquinas con molde en movimiento a y b, rueda y banda coladora (por ej. Properzi, Southwire y Mann); c) bandas gemelas coladoras (Hazelett); d) Miembros enfriadores articulados (por ej. Hunter-Douglas, Alusuisse, Caster II); e y f rodillos coladores (por ej. Hunter Engineering, Pechiney-Coquillard).

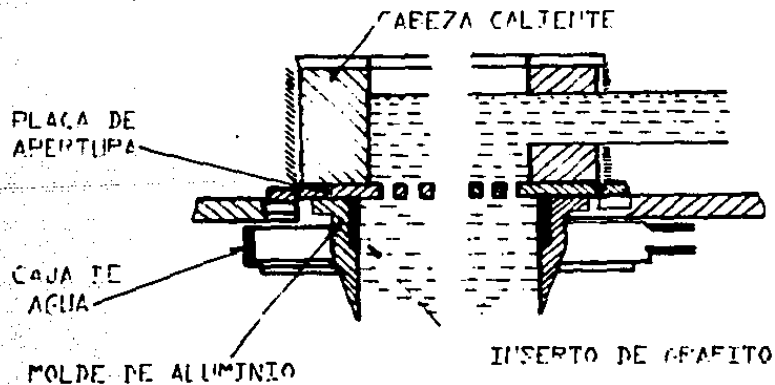


Fig. 5 Molde con "cabeza caliente" para colada de palanquillas.

ciones en el tamaño del lingote, como en el caso donde se aplica campo electromagnético.

El control de defectos externos e internos es fundamental en este proceso y en todas sus variantes, porque da la pauta - para fijar los parámetros de trabajo que a su vez determinan la calidad del producto al controlar las estructuras de colada, se ha observado un marcado aumento en la cantidad de barras o palanquillas coladas de manera simultánea en moldes múltiples y la tendencia a aplicar moldes cortos acoplados a una "cabeza caliente".

La mayoría de los defectos, que determinan el grado de calidad de las barras, se generan en la lingotera, por lo que debe tenerse un particular cuidado en el diseño de ésta. Principalmente la profundidad característica avanzada a través del molde, que al aumentar, tiende a formar un hueco periférico (gap) de mayor longitud ocupado por aire (Fig. 7, pág. 9).

Esto provoca una interrupción en la extracción de calor de la pared del molde y genera refusiones un poco antes que actúe el enfriamiento secundario. Si el molde es largo y el nivel del metal es alto, entonces el hueco periférico se extiende a través de una longitud del molde, llenando de defectos la superficie. El colapso local de la cáscara tiende así a incrementarse (Fig. 8, pág. 11).

En un corte longitudinal de fundiciones D.C. pulidas y anodizadas posteriormente para revelar la estructura de red celular, se muestran normalmente zonas periféricas conspicuas que difieren claramente del corazón del material. Dichas zonas presentan a menudo una demarcación clara entre una zona externa enfriada, de espesor variable y una banda interior de estructura celular

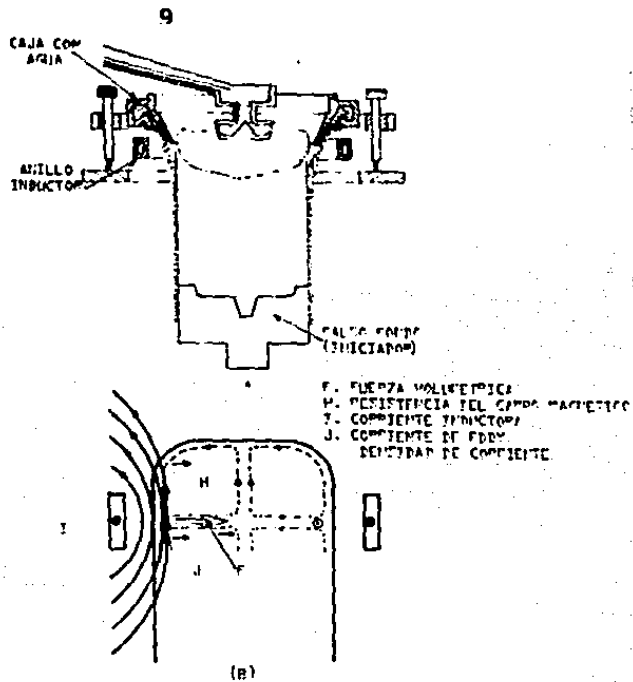


Fig. 6 Colada semicontinua aplicando un campo electromagnético.
 a) Vista esquemática del equipo (según Getselev).
 b) Variables físicas involucradas (Alusuisse).

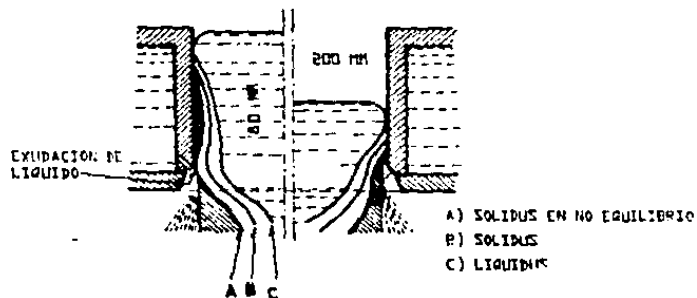


Fig. 7 Efecto del nivel del metal en el molde sobre la forma de las isothermas; note el efecto del recalentamiento cuando la extracción de calor a través del molde se interrumpe debido a la formación de un hueco con aire (Según Altenpohl).

gruesa. Esta banda (de soluciones diluidas), varía generalmente de manera periódica a partir de la superficie.

Las bandas de estructura celular gruesa resultan durante la solidificación en el período en el cual el hueco periférico con aire está presente y la cresta de las ondulaciones aumenta con la altura del metal en el molde²⁰.

Los lingotes rolados de aleaciones diluidas, muestran a menudo bandas de sangrado superficial (bordes generados por re-fusión superficial), con una separación que corresponde a las crestas de las ondulaciones subsuperficiales (Fig. 9, pág. 13).

En el estudio del proceso D.C. la forma de la piletta líquida puede dar mucha información²². Esta puede revelarse después de añadir una aleación endurecedora de cobre líquido²³, que se alimenta al metal al final de la colada. La forma de la piletta refleja el proceso de la solidificación en términos térmicos indicando las cantidades relativas de calor removido a través del molde a lo largo de la barra sólida. Al mismo tiempo determina la rapidez de solidificación de la masa en cada punto a través de la sección; esto permite un estudio de la uniformidad del enfriamiento alrededor de la periferia de la fundición y del sistema usado para producir enfriamiento. Constituyendo esto, el primer reto que tendrá el modelador matemático del proceso para reproducirlo.

Como se dijo anteriormente, es económicamente bueno obtener una buena superficie directamente de la colada y por lo tanto es muy apreciable que una altura corta del metal en el molde favorezca una buena calidad superficial²⁴ y reduzca el espesor de la zona periférica. Además sería muy deseable que el enfriamiento secundario se aplicara inmediatamente después de formado

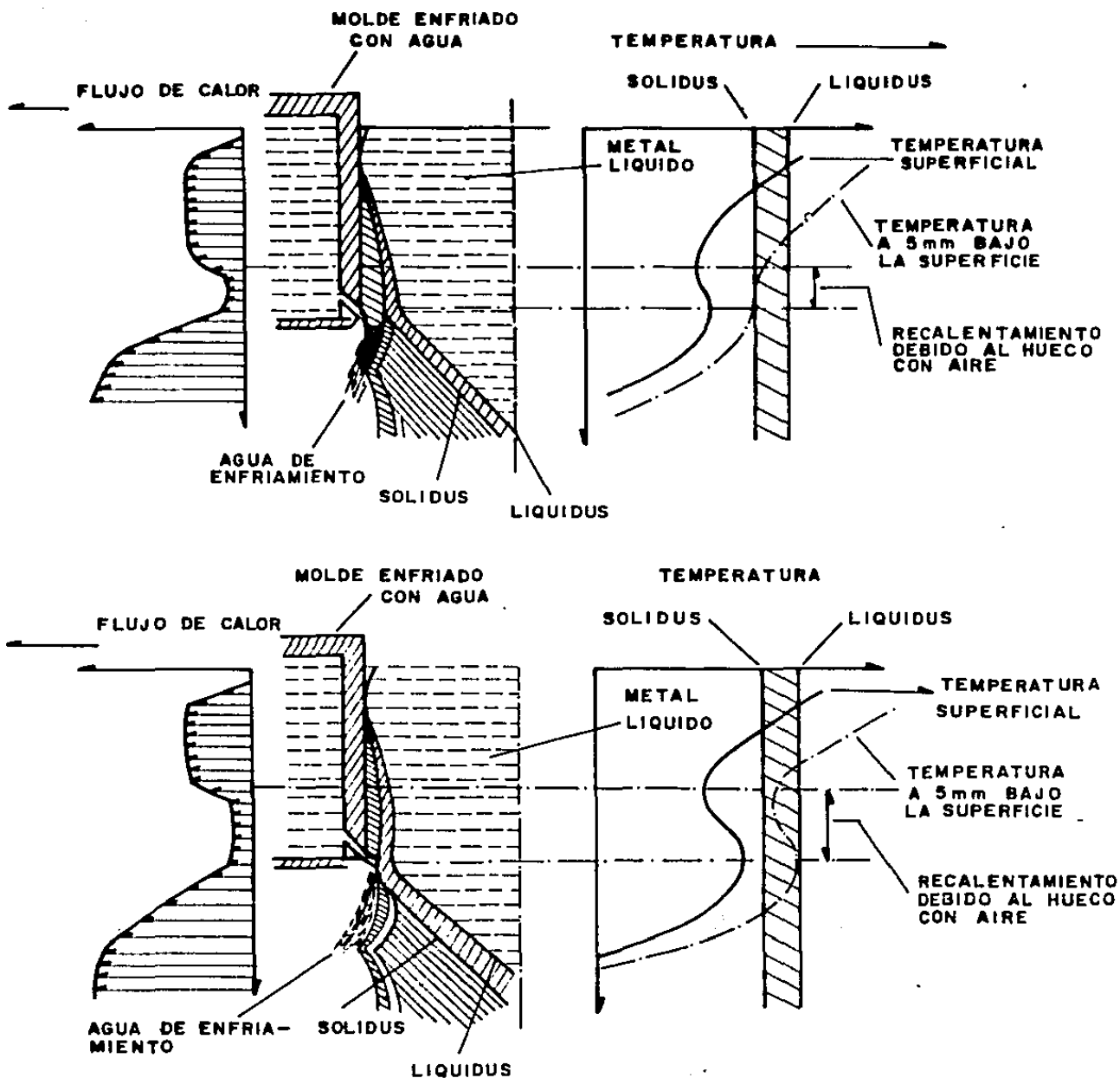


Fig. 8 FORMACION DE ZONAS ONDULADAS PERIFERICAS CON NIVEL ELEVADO EN EL MOLDE (SEGUN ALTENPOHL 20)

el hueco periférico de aire. Desafortunadamente hay muchos problemas prácticos con moldes cortos del tipo "abierto" normal, pues se requiere de más cuidado para el control del nivel del metal. Evitando así paros y arranques del mismo en el molde ó coladas - alternadas por flotación del distribuidor del metal en el lingote.

El arranque de la colada requiere de una habilidad particular para lograr las características de operación con moldes cortos y altura corta en el nivel del metal, por lo que se han adoptado varias aproximaciones :

- 1) Confianza en un operador hábil con moldes cortos.
- 2) Mesa de molde elevada (Proceso Isocast).
- 3) Molde con el nivel de vertedero y "cabeza caliente"
- 4) Anillo de Fiberfrax alrededor de la cabeza del molde

El primero requiere claramente de una fuerza de trabajo hábil y estable, para encontrar las áreas aisladas más probables del molde para mantener constante la altura del metal.

La mesa de molde elevada^{25/26}, se aplica en la fabricación de bloques para rolado (en Suiza, U.S.A. y Reino Unido). Esto involucra el uso de un molde de altura ordinaria (~125 mm), que se mantiene al inicio de la colada. Poco después del arranque, la mesa del molde se eleva unos cuantos centímetros, de tal manera que la superficie del líquido permanezca inalterada. Así la profundidad del metal se reduce, obteniendo de esta manera las ventajas de los moldes lisos sin las dificultades prácticas comunes.

Los moldes con "cabeza caliente" para producir barras, en los cuales la parte superior de los mismos es alineada mediante el uso de un material aislante resistente, tal como la Marinita,



Fig. 9 Zona celular gruesa ondulada de una aleación 1200 asociada con las bandas de "sangrado" superficiales (la aleación 1200 es la que tiene: - 99.35% Al min).

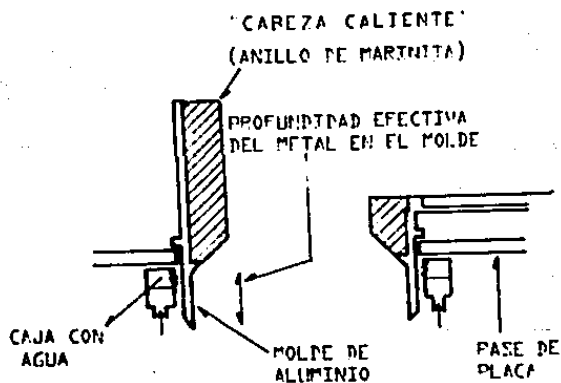


Fig. 10 Molde con "cabeza caliente" para colada de planquillas.

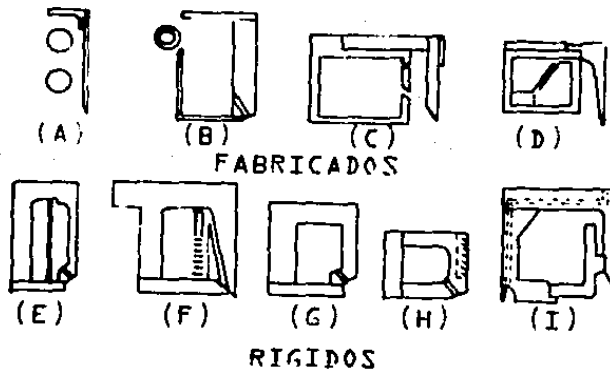


Fig. 11 Algunos tipos de moldes abiertos para fundición D.C.; media sección vertical con la pared del contenedor a la derecha; a-d fabricados, e-i rígidos.

- a) Molde profundo con anillos rociadores;
- b) Molde estriado con anillos rociadores y chaqueta de agua.
- c) Molde estriado con caja de agua y alineador de Fiberfrax para el molde.
- d) Molde con la superficie externa curvada para asegurar contacto con el agua de enfriamiento.
- e y f) Moldes profundos con deflectores controlados a presión⁹⁹
- g) Molde estriado
- h) Molde estriado con inserto de grafito; molde con canal de lubricación interno y deflector de agua integrado.

han sido descritos por Moritz^{17, 27}. En dichos moldes la altura efectiva del metal en el molde es la correspondiente a la pared desnuda del molde en contacto con el metal (aluminio) ~20 - 30 mm.

Obteniéndose los beneficios de una altura efectiva corta para cada uno de los moldes lisos ensamblados ó para tener un control estricto de la altura efectiva del metal en la lingotera (Fig. 10, pág.). Este principio de "cabeza caliente", se ha aplicado en diversos lugares y su uso ha llevado ventajas adicionales que se discutirán posteriormente.

La adaptación de la "cabeza caliente" en la colada de bloques ha sido lenta. En varios procesos se ha desarrollado para alcanzar el punto de una producción experimental^{29, 30}: con un simple movimiento en la misma dirección, se alinea la cabeza del molde convencional con papel Fiberfrax u otro material similar³¹. Esta idea se ha usado con frecuencia para trabajar con grados puros en composición.

La Fig. 11, Pág. 14 ilustra esquemáticamente algunos conjuntos de moldes para bloques usados comunmente. La mayoría de estos moldes son fabricados con placa ó con sección extruida y (los más costosos) los rígidos con canal integrada para refrigeración con agua.

Para obtener una mejor calidad superficial se requiere moldes lisos con poca altura efectiva del metal; controlada de manera que resulte menor que la mitad del espesor de la zona periférica del bloque obtenido con moldes antiguos (ej. 6 mm en la zona del espesor comparado con 15 mm).

Por lo tanto es importante hacer notar, que cuando se cueban varios bloques a la vez, deberán alcanzarse y mantenerse las condiciones deseadas de nivel bajo de metal en cada lingotera, para obtener resultados de alta calidad. Esto puede presentar

problemas con el tiempo, ya que los alimentadores se pueden -
combar, los vertederos se acortan, los protectores contra sal-
picaduras se pueden gastar, los distribuidores por flotación se
distorsionan y como consecuencia la atención de los operadores
se distrae.

Varias ideas están en uso, ó bajo consideración para faci-
litar los problemas de control en la alimentación de metal. Por
ejemplo, control electrónico entre la posición del flotador del
distribuidor y el mecanismo de inclinación en casos en los que
se usa un horno de balanceo: Aunque en términos generales sería
más deseable controlar la sensibilidad de la calidad de la cola-
da con la profundidad del metal, por medio de técnicas convenien-
tes de cabeza caliente.

Para la colada de bloques en grado puro (en los que es de-
seable un rodillo descortezador), se usa frecuentemente un -
acanalado longitudinal de moldes similar al descrito por Irmann³².

La adición de un poco de refinador de grano para mejorar la
superficie de fundición, cuando no se requiere un control de la
estructura misma, es de gran ayuda.

Una mejor aproximación para elevar la calidad de la super-
ficie en colada muy lenta se sugiere en la literatura de patentes³³,
el aumento del aislamiento (no chilling), introduciendo en la
masa fundida un dispositivo desplazador, para reducir el tamaño
y mantener el espesor de la capa emergente de metal. Aunque se
espera que lleve beneficios, en varios aspectos, el dispositi-
vo está aún en uso de producción.

Colada Multialimentadora de barras

El problema del control de nivel en el vaciado simultáneo de varias docenas de moldes para barras, ha conducido a algunos juegos de sistemas de cabeza caliente para barras :

- 1) Aquellos en los que todos ó algunos de los moldes tienen una cabeza caliente común, alimentada por transferencia de nivel desde el horno. Algunos ejemplos son el Proceso Mattamould de Reynolds (Fig. 12, pág. 19), en el cual el "piso" de la gran cabeza caliente está conformado para reducir la cantidad de metal líquido por encima del hueco de colada en cualquier momento y es similar al descrito por Ogle³⁴. Los últimos emplean una artesa vaciadora - enfriada por agua de 2200 x 1400 mm con 24 moldes en - cuatro filas de seis. El nivel del metal por encima de la parte superior de los moldes es de 200 - 280 mm, pero el hoyo de colada ha sido diseñado cuidadosamente para evitar cualquier contingencia. En el sistema Reynolds, los moldes originales de grafito han sido reemplazados - por moldes de aluminio con insertos de grafito aplicándo les una lubricación continua (pueden colarse 18 barras de 355 mm de diámetro a la vez).

- 2) Aquellos en los cuales cada molde para barras tienen su propia "cabeza caliente" y alimentación por una rama vertical de nivel (Level Pouring;^{35,36}), desarrollado por Furness y colaboradores, puesto en operación comercial - alrededor de los setentas. Este sistema incorpora varios hechos interesantes (Fig. 5, pág. 7). Como son : Un - alineador de grafito al molde de aluminio y una abertura (de placa), la cual está integrada con forro de la "cabeza caliente", hecha con un material resistente al calor y baja conductividad térmica.

La separación de la capa solidificada de la pared del molde sucede a la altura del inserto de grafito. Ciertas ventajas se pueden obtener como resultado de esos hechos :

El peso total del metal líquido sobre el hoyo de colada es reducido, debido a la alimentación independiente de cada cabezal. Sin embargo esto último, no previene el llenado simultáneo de muchas cabezas (24 de 150 mm de diámetro por ejemplo). Cuando es necesario, se pueden colar fácilmente varias palanquillas de diferentes tamaños a la vez.

Dentro del diseño de sistemas para la alimentación del metal a varios cabezales, se aplica comunmente un modelo basado en las propiedades del agua. Esto puede hacerse, debido a la similitud que existe, en la relación de viscosidad-densidad, entre agua y aluminio.

La rapidez de solidificación de bloques por el proceso Chill Cast es considerablemente baja comparada con la colada D.C. de los mismos y esto se refleja en el promedio del tamaño de celda: típicamente 100 μm 200 μm para el block Chill y 40-70 μm para el block D.C. También, en el proceso D.C., el nivel de sobresaturación de soluto es relativamente bajo y con logro de bajos niveles de cascarado en la lámina recocida el proceso presenta pocos problemas. El advenimiento de la colada D.C., con rolado en caliente de bandas, ha cambiado el requerimiento de una temperatura elevada de homogenización o un precalentamiento prolongado previo al rolado.

La posibilidad atractiva de producir bloques para rolado por fundición D.C. en los que el tamaño de celda dendrítica sea como en la fundición Chill (Chill cast) y respetando además el comportamiento de cascarado, lleva al inventor francés Isomet³⁸ (Fig. 13,

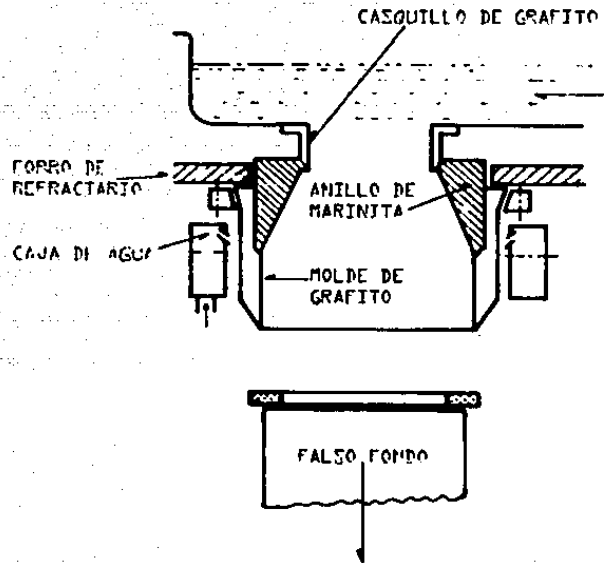


Fig. 12 Ensamble Reynolds Mattamould (dibujo esquemático).

2'
pág. 21). En este la cortina de agua de enfriamiento secundario normal, se reemplaza por inyectores de agua con aire (Jets) y la temperatura superficial del bloque emergente es de aproximadamente 500°C. Esto en contraste con la colada D.C. en la cual el bloque emergente se enfría mucho (~50°C).

El proceso Isomet ha estado en operación en Francia durante 22 años, es de pensarse que está limitado en la práctica sólo a bloques delgados (de alrededor de 400 mm de espesor). Otra aproximación para solidificación lenta de metal emplea un inyector pulsante, formado por esparado de aire y agua para efectuar el enfriamiento secundario^{40,41}. En este invento se aplica una capa de agua muy caliente al aluminio y la rapidez de extracción de calor es normalmente baja como resultado de una "película hirviente". Un tiempo muy corto después de la aplicación del agua, la rapidez de extracción de calor es mucho mayor, debido a la ocurrencia del "núcleo hirviente" después de que el régimen de película hirviente se ha establecido convenientemente. El agua pulsante por lo tanto aumenta el tiempo promedio de solidificación. La rapidez de extracción de calor es controlada a un valor bajo, usando el efecto del "régimen nucleado" el bloque emerge caliente del molde. Esta aplicación también es ventajosa en el arranque de fundiciones D.C.⁴².

La compañía British Aluminium Co., ha obtenido resultados similares con la operación continua de rociadores de agua Lechler, el grado de enfriamiento requerido ha sido determinado por un modelo computarizado del proceso de colada.

Este proceso puede aplicarse a aluminio puro y a aleaciones de Al-Mn, que junto con un paso de doble homogenización⁴³ es más ampliamente aplicable para producir hojas para embutido profundo.

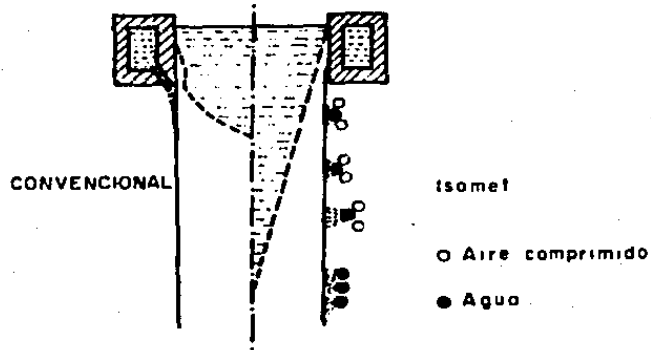


Fig. 13 Comparación de los procesos Isomet y el convencional D.C. mostrando la profundidad de la pileta (según - Trapied).

Se ha mostrado gran interés en diversos aspectos de la solidificación en moldes redondos con cabeza caliente, combinados con un molde de altura efectiva corta. Moritz¹⁷ trabajando con la aleación 2024 (4.0 Cu, 0.6 Mg, 2.0 Ni), obtiene datos que muestran las ventajas de la cabeza caliente para obtener las características que se mencionan a continuación.

- a) Conformación plana
- b) Un tamaño uniforme de celda en todo el interior
- c) Mayor calidad superficial con menor segregación inversa.
- d) Amplio intervalo de velocidad de colada.
- e) Una respuesta favorable del tamaño celular en colada rápida.

Para cada profundidad efectiva en el molde, se tiene una velocidad óptima de colada, la cual es tal que el flujo lateral de calor a través del molde es un mínimo. Esta velocidad se incrementa conforme se reduce la profundidad efectiva del molde.¹⁷

Un tamaño de celda dendrítica muy fino se podrá obtener con una altura efectiva (profundidad efectiva) muy corta y una velocidad rápida; cada una de estas variables favorecen celdas pequeñas. Al contrario de cuando se usan velocidades bajas de colada (que son practicables en moldes con cabeza de Marinita acoplados con reducción del enfriamiento secundario), una masa relativamente profunda produce celdas gruesas de tamaño uniforme en la sección transversal de la barra.

Bergmann^{13, 14} ha enfocado su atención en los efectos sobre la estructura subsuperficial, de las pequeñas variaciones en el traslape de la "cabeza caliente" en relación con la pared del molde de aluminio. De manera más reciente, ha estudiado las ventajas de la inclusión de un anillo elaborado con un material conveniente, entre la cabeza caliente y el aluminio.

Variando la posición, el espesor y la conductividad térmica del anillo, se introduce un elemento adicional de control en el sistema el cual ayuda a la optimización para su uso con diferentes aleaciones.

En el sistema de Cabezal cerrado y cabeza caliente, se emplea una apertura hecha de placa situada encima del molde, con el fin de controlar la entrada del metal, esto significa un traspase muy largo de la cabeza caliente y como consecuencia se ha observado que los moldes de aluminio no conforman muy a diferencia con los de grafito que han dado muy buenos resultados.

Se han hecho mediciones continuas del peso de la barra con una celda de carga durante la colada y se ha encontrado que mientras la fuerza de unión entre la barra y el grafito está por debajo de 1.3 kg de peso, la misma con molde de aluminio excede 14 kg de peso. Esto condujo al uso de insertos de grafito en los moldes de aluminio en las versiones de producción del sistema.

Altempohl²² y otros han enfocado su atención en la presencia de dendritas gruesas formando una microestructura con geometría de roseta ("margaritas") en las estructuras de colada y la conveniencia de evitar su presencia en las barras utilizadas en la fabricación de extrusiones anodizadas. Estas "margaritas" representan cristales que han estado flotando en la masa líquida y que fueron solidificando lentamente. Su geometría esta adaptada para crecer durante los procesos de colada con cabeza caliente, produciendo "colas de cometa" cortas, antes de haberse solidificado en una matriz general de celdas finas, formadas por el líquido remanente. Una abertura de placa tipo cáscara de pimienta (peper pot) combinada con el sistema de cabezal cerrado, es efectiva ya que restringe la incidencia de tales margaritas, tal vez porque el metal entra lentamente, evitando la rotura de las ramas dendríticas a la vez que la apertura de placa divide la masa en dos porciones restringiendo los efectos de convección y ciclado térmico.

I.2 GENERALIDADES

SOLIDIFICACION Y FUNDICION

El proceso de solidificación es el fenómeno que sufre un metal cuando pasa del estado líquido al sólido como consecuencia de una variación de la temperatura del medio. Las piezas obtenidas de esta manera adquieren cohesión y características estructurales, que son consecuencia directa de las condiciones térmicas del molde y del metal en proceso.

El término "Fundición" se aplica a cualquier proceso de solidificación de los metales que han sido fundidos y vaciados en moldes, donde solidifican produciendo piezas metálicas con las características requeridas.

El análisis de la solidificación de los metales es muy amplio y no se considera en este trabajo, aquí sólo se toman los conceptos particulares que definen la colada semicontinua y se parte de ellos para el desarrollo del estudio.

COLADA CONTINUA DE METALES

El proceso para obtención de piezas metálicas, se efectúa en moldes sin fondo o con fondo móvil para solidificar barras, planchones, placas metálicas, etc. Esto presenta mayores ventajas sobre la obtención de lingotes, evitando procesos de conformación intermedia, ahorrando tiempo y energía: Los productos obtenidos tienen propiedades más uniformes y mejor calidad.

El proceso de colada continua, se basa fundamentalmente en el colado de un metal en estado líquido (generalmente sobrecalen

tado), a través de una lingotera metálica refrigerada con agua.

La sección transversal de la lingotera (hueco) dá la forma deseada a la barra; esta saldrá aún con el centro pastoso, solidificando totalmente bajo un rociado directo a la base de la lingotera. El rociado se suministra por el sistema de enfriamiento secundario, situado en la parte inferior de la lingotera. La barra es removida por un sistema de tracción que la transporta al sistema de corte, que se mueve con la misma velocidad de la barra.

COLADA SEMICONTINUA DE METALES

La colada semicontinua es aún más reciente que el sistema - descrito anteriormente. Aunque muy semejante difiere de aquel en que prescinde del sistema de corte; simplificándose, pero manteniendo la misma calidad y eficiencia en la obtención de productos. El proceso en sí es intermitente debido a que se detiene cada vez que se alcanza la longitud máxima de las barras. Aunque hay esta limitante, no es de mucha transcendencia en el producto obtenido, ya que se siguen manteniendo las mismas propiedades de las barras que se obtienen mediante colada continua. Una ventaja de la colada semicontinua es la facilidad de obtener en una sola colada varias barras al mismo tiempo en igual número de lingoteras¹, aprovechando un sólo sistema motriz (Fig. 1, pág. 5).

VENTAJAS DEL PROCESO DE COLADA CONTINUA Y DESVENTAJAS DEL PROCESO DE COLADA TRADICIONAL

Dentro del proceso de colada continua se mencionan las siguientes ventajas :

- a) Eliminación de operaciones de formado basto, tales como

desbaste y laminación preparatoria.

- b) Mejor acabado en la superficie, comparado con el obtenido por colada estática.
- c) Mejor calidad como consecuencia de la reducción de segregaciones.
- d) Mayor control de la estructura metalográfica y tamaño de grano, al variar las velocidades de enfriamiento.
- e) Economía en la obtención del producto terminado.

Que comparadas con las desventajas del proceso de colada tradicional enumeradas a continuación :

- a) Baja producción unitaria debido a la existencia de "tiempos muertos" importantes, por la permanencia y la alimentación del metal al molde.
- b) Velocidad de enfriamiento limitada por la capa de aire que se forma en la interfase metal-molde, debida a la contracción del metal aislándolo parcialmente de las paredes del molde.
- c) La velocidad media de solidificación del metal para las lingoteras refrigeradas con agua no sobrepasa de 1.5 a 2.0 cm/seg., provocando el aumento de fenómenos de segregación y la obtención de estructura metalográfica heterogéneas.
- d) Con el método de disipación de calor por la pared de la lingotera, se favorece la formación de una zona más o menos porosa en la región central debido a la presencia de gases disueltos eventualmente en el metal; desarrollando así la formación de compuestos intermetálicos,

que aumentan la fragilidad y favorecen la generación de sopladuras en el metal laminado y recocido.

Queda claro de estas comparaciones, las ventajas que tiene el proceso de colada semicontinua en calidad y economía.

I.3 OBJETIVOS

Los objetivos que persigue este trabajo se resumen básicamente en cuatro actividades :

- Diseñar, construir y optimizar un sistema para obtener barras de aluminio de sección delgada.
- Estudiar la relación existente entre los parámetros que rigen al proceso con las características de los lingotes.
- Hacer un análisis de la influencia de los elementos químicos sobre la estructura metalográfica de los lingotes.
- Estudiar los diferentes defectos que surgen durante el proceso.

El estudio aplicado a barras de sección pequeña, afronta el problema de la presencia muy acentuada de los defectos comparada con diámetros de mayores dimensiones, ya que, conforme se disminuyen las dimensiones de la sección transversal, aumenta la dificultad para obtener barras sanas y más aún, los defectos (internos y externos) ocupan un porcentaje mayor de volumen de la barra obtenida (dentro de los objetivos que se persiguen es obtener barras cilíndricas sanas de dimensiones pequeñas).

Otro punto muy importante de este trabajo, es el estudio de la relación parámetros del proceso vs características de los lingotes, puesto que el control estricto de aquellos generan las propiedades que se desean.

CAPÍTULO II : DESCRIPCIÓN DEL SISTEMA EXPERIMENTAL

II.1 ESTUDIO ANALÍTICO DE LA LINGOTERA

En el análisis de parámetros de colada continua, es necesario relacionar la rapidez de solidificación a otras variables operantes como: la velocidad de colada, tamaño y forma de la colada y las propiedades térmicas del metal. El problema de la solidificación en el molde fué formulado por A. W. D. Hills⁵⁶, considerando los siguientes puntos :

1. El metal de la pileta líquida está perfectamente mezclado, por lo tanto, no hay gradientes de temperatura en el líquido.
2. La transferencia de calor por conducción en el metal solidificación es despreciable en dirección del movimiento de colada; por lo tanto, la conducción de calor sólo ocurre en dirección normal a la cara del molde.
3. El coeficiente de transferencia de calor entre las superficie externa de la capa solidificada y el molde, es constante a lo largo de la dirección del movimiento (X), - Fig. 16, pág. 30.

Esta última consideración no está justificada completamente, ya que los metales al solidificar sufren una contracción significativa y por lo tanto se origina un espacio en la interface molde-metal que se llena de aire. Este efecto disminuye el coeficiente de transferencia de calor (debido al carácter aislante del aire). Como consecuencia el coeficiente de transferencia de calor variará a lo largo del molde.

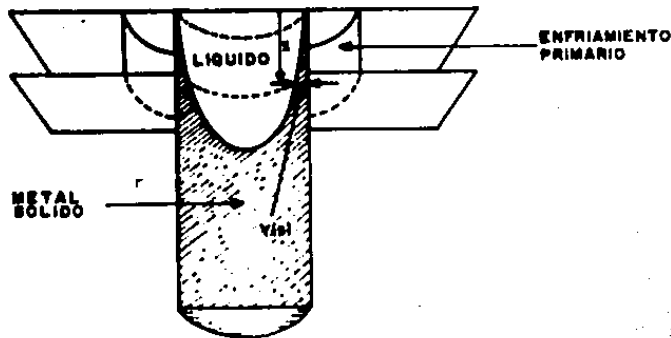


Fig. 16 Formación de la capa solidificada $Y(X)$, a la distancia X , avanzada a través del molde.

El "tiempo de residencia" del metal se define como el tiempo necesario para que el metal solidificado pase de la parte superior de la lingotera hasta la salida de la misma :

$$t_c = \frac{L_m}{V_c}$$

V_c - Velocidad de Colada
 t_c - Tiempo de Residencia
 L_m - Longitud del molde (lingotera)
 (distancia avanzada, X)

La predicción teórica del coeficiente de transferencia de calor al molde es prácticamente imposible, por lo tanto este término se representa por la suma de las contribuciones a la transferencia de calor por :

- Conducción a través del hueco ocupado con aire.
- Conducción a través de cualquiera de los puntos de contacto metal-metal, entre el molde y el lingote.
- Radiación a la superficie del molde.

Hills establece para la capa de aire un coeficiente de transferencia de calor efectivo, el cual permanece constante en el molde. Las operaciones resultantes de este análisis, pueden usarse para determinar el valor de este coeficiente mediante un balance de calor en el molde enfriado por agua.

De acuerdo con la ecuación de transporte, la transferencia de calor por conducción, a través de la capa solidificada, se pueden expresar como :

$$\alpha_s \frac{\delta T_s}{\delta y^2} = \frac{\delta T_s}{\delta t} = Vc \frac{\delta T_s}{\delta x} \text{ cuando } 0 \leq y \leq Y(x); \text{ (Hills}^{66}\text{)}$$

donde :

Vc = Velocidad de colada = cte

$Y(X)$ = Espesor de la capa solidificada a la distancia X

t = Tiempo

T_s = Temperatura del sólido

α_s = Difusividad térmica en el sólido

Las condiciones de frontera para esta ecuación son :

$T_s = T_f$, cuando : $y = Y(X)$

T_f = temperatura de fusión

El balance de calor en la interfase sólido - líquido será:

$$-K_s \frac{\delta T_s}{\delta y} = \rho \Delta H_T \frac{\delta Y(X)}{\delta x} \text{ en } \nabla T = \nabla Y(X)$$

Donde :

ΔH_T = Calor latente más sobre calentamiento en el líquido por unidad de volumen

$\Delta H_T = \Delta H + C_p (T_f - T_l)$.

T_l = Temperatura en el líquido

C_p = Calor específico del metal líquido

ΔH = Calor latente de la transformación de fase líquido-sólido (por unidad de volumen).

ρ = Densidad

K_s = Conductividad térmica del sólido

también tenemos :

$$K_s \frac{\delta T_s}{\delta y} = hm(T_s - T_m); \text{ en } y = 0$$

Donde :

hm = Coeficiente de transferencia de calor efectivo entre la superficie externa de la capa solidificada y el molde.

T_m = Temperatura de la superficie interna del molde.

La solución de este problema fué obtenida por Hills^{66, 68} en términos de los siguientes parámetros :

Distancia adimensional en dirección del movimiento :

$$\zeta = \frac{xh^2}{Vc\rho C_p K_s}$$

Espesor adimensional de la capa solidificada :

$$\bar{Y} = \frac{hmY(X)}{K_S}$$

Calor latente adimensional + sobrecalentamiento :

$$\overline{\Delta H_T} = \frac{\Delta H_T}{C_p T_f}$$

De las expresiones anteriores obtiene una representación gráfica de \bar{Y} como función de ζ y H_T (Fig. 17, pág.34).

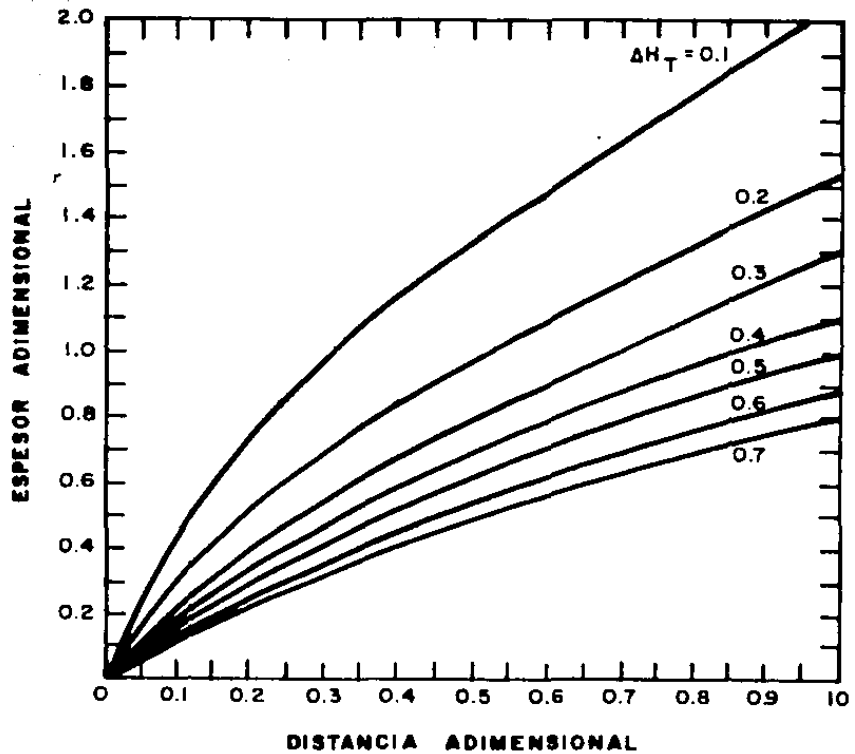


Fig. 17 Espesor adimensional solidificado contra distancia adimensional para diferentes calores latentes adimensionales⁶⁶. El valor $\Delta H_T = 0.512$ es el correspondiente al cálculo de la lingotera usada en este trabajo, a partir del cual se desarrolló una tabulación de espesor $Y(X)$, espesor adimensional (\bar{Y}) distancia adimensional (ζ) y distancia avanzada a través del molde (X) ver Anexo 1.

II.2 DESCRIPCIÓN DEL SISTEMA

La máquina experimental desarrollada en el laboratorio (Figs. 18, 19, pág. 36), consta básicamente de tres secciones :

Lingotera ó molde
 Sistema de enfriamiento
 Sistema motriz

Todos estos a su vez, están fijos en una estructura metálica que los soporta.

LINGOTERA O MOLDE (Fig. 20, pág. 37)

Como se indicó anteriormente la parte fundamental del sistema es la lingotera y en ella se hace mayor énfasis. Está formada por dos cilindros concéntricos entre los cuales circula agua bañando las paredes, el material usado es cobre, debido a su alta conductividad térmica. El diámetro de los cilindros 0.8 cm. y 3.92 cm respectivamente. Los diámetros de entrada y salida del agua de enfriamiento tienen las mismas dimensiones (1.1 cm). El volumen - dinámico que ocupa el agua de enfriamiento primario es de 42.3 cm³. En la figura 20, pág.37 , se observa un croquis con sus dimensiones.

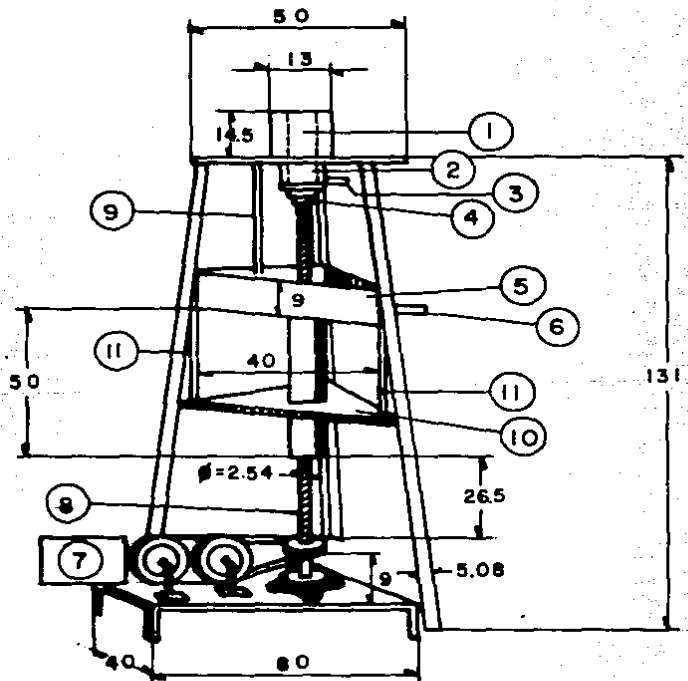
La lingotera se puede considerar como un molde enfriado por convección forzada del calor a través de la pared, con el tubo central conteniendo al metal al inicio del proceso de solidificación. Cuando se ha logrado una capa sólida de metal, este baja a una velocidad constante generando un cilindro de metal sólido con el diámetro aproximado de la lingotera.



Fig. 18 Máquina Experimental para colada continua, desarrollada en el laboratorio.

Fig. 19 Descripción de la máquina de colada de colada semicon-tinua.

1. Cabeza caliente o sobrecabeza
2. lingotera
3. Entrada del agua a la lingotera
4. Falso fondo
5. Receptor de agua de enfriamiento
6. Salida de agua
7. Motoreductor y sistema motriz.
8. Tornillo sin fin, elevador del falso fondo.
9. Salida de agua del enfriamiento primario
10. Guía
11. Barras guías



DIMENSIONES EN cm

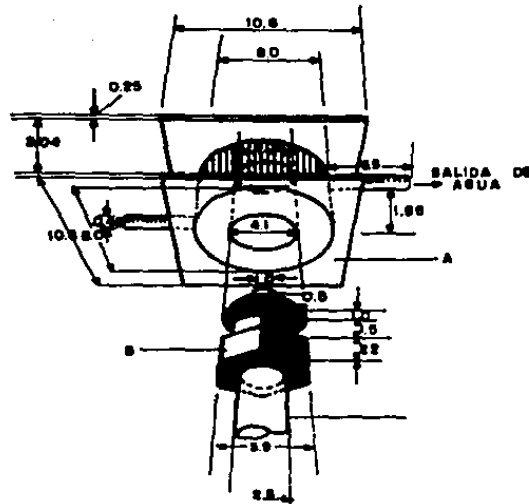


Fig. 20 Dimensiones de la lingotera y el falso fondo de la máquina de colada semicontinua (dimensiones en cm).

El pistón ó falso fondo (Fig. 20, pág. 37) también funciona como tractor para tirar de la barra que va solidificando. En este sistema puede variarse la velocidad de colada con ayuda de un motoreductor.

El cálculo del Apéndice 1 se aplica directamente en el diseño de la lingotera, fijando el diámetro (4.0 cm) y con altura regulada de manera que la profundidad efectiva pueda someterse a variaciones mediante la aplicación de una capa aislante periférica. Se obtuvo así un molde de altura semejante al diámetro de manera que a la velocidad de $0.4 \frac{\text{cm}}{\text{seg}}$ asegure una capa de metal solidificado cuyo espesor mínimo calculado $Y(X)$ sea 0.3 cm (Tabla Apéndice 1) que corresponde al 15% del radio de la lingotera.

Se puso en el interior de la lingotera una película de grasa grafitada* para disminuir la fricción del metal en la pared de la lingotera, para mejorar la transferencia de calor de la interfase molde-metal y sellar la unión del falso fondo con la lingotera.

Sistema de Enfriamiento

Consta de dos etapas :

- a) Enfriamiento primario, producido por la lingotera. Aquí se desprende la mayor cantidad de calor del proceso (Anexo 3).

- b) Enfriamiento secundario que se produce por un rociado directo a la base de la lingotera con agua a temperatura ambiente, la que resbala envolviendo en una cortina al lingote se desliza a través de la lingotera. Aunque aparentemente se observa un choque térmico elevado, la cantidad de calor que se desprende en esta etapa del proceso es menor que en el enfriamiento primario, pues sólo contribuye a bajar la temperatura del lingote obtenido de 710° C a temperatura ambiente.

* La grasa grafitada resiste temperaturas elevadas sin descomponerse. (~400°C).



Fig. 21 Sistema motriz de la máquina.

Sistema Motriz (Fig. 21, pág. 39)

El sistema que induce movimiento a la máquina, es muy sencillo, consta de un motoreductor (0.25 HP), que transmite a través de poleas y bandas la rotación al tornillo "sin fin". Este a su vez, se mueve verticalmente de manera que el extremo superior coincide con la base de la lingotera. La velocidad con que se mueve verticalmente de manera que el extremo superior coincide con la base de la lingotera. La velocidad con que se mueve se puede mantener constante ó variar entre 0 y 100 RPM. Esto hace que el pistón suba ó baje a la velocidad requerida y puede establecerse experimentalmente la velocidad de colada óptima para obtener barras sanas.

CAPÍTULO III : DESAROLLO EXPERIMENTAL

La experimentación se efectuó en varias fases :

- a) Optimización de la máquina
- b) Obtención, estudio analítico y caracterización de las muestras

A continuación se describe cada una de ellas :

III.1 OPTIMIZACIÓN DE LA MÁQUINA

Se realizó utilizando diferentes velocidades y temperaturas de colada; modificando la técnica de colada del metal y del sistema de enfriamiento secundario, hasta que se obtuvieron barras metálicas. Encontrándose que se requiere de un sobrecalentamiento de aproximadamente 50°C (Ver Ley de Enfriamiento de Newton : Anexo 2) y un intervalo de velocidades comprendido de 0.222 a 0.4 $\frac{\text{cm}}{\text{seg}}$. Fuera del cual no se obtuvieron barras debido a que sufrieron rotura ó solidificación prematura (en la parte superior de la lingotera, produciendo derrames de metal ó entrampamiento del pistón (Figs. 22, 23, pág. 42).

TABLA No. 1 RELACIÓN DE REVOLUCIONES POR MINUTO Y VELOCIDAD DE COLADA DEL FALSO FONDO.

RPM MOTORREDUCTOR	TIEMPO seg.	DISTANCIA AVANZADA EN Cm	VELOCIDAD FALSO FONDO Cm/seg.	OBSERVACIONES
10	123.0	20	0.162	El intervalo de velocidades en que se obtuvo las barras osciló entre $0.222 \frac{\text{cm}}{\text{seg}}$ a $0.274 \frac{\text{cm}}{\text{seg}}$. Con este último valor se obtuvo la mayor parte de las muestras.
20	96.0	20	0.208	
30	88.0	20	0.236	
40	73.0	20	0.274	
50	65.0	20	0.308	
60	57.0	20	0.352	
70	48.0	20	0.416	
80	43.0	20	0.463	
90	38.0	20	0.520	
100	37.0	20	0.540	



Fig. 22 Rotura de la barra debido a un entrapamiento de la misma.

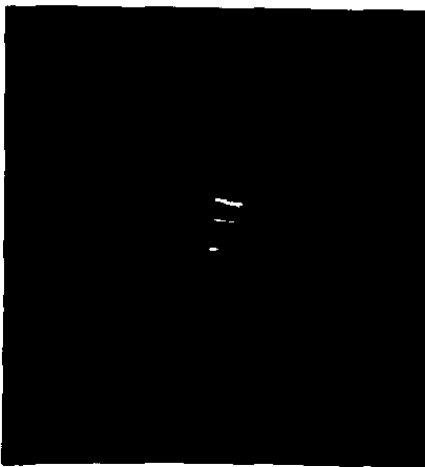


Fig. 23 Rotura de la barra debido a la elevada temperatura de colada y baja extracción de calor. (720°C , $45 \frac{\text{cm}}{\text{seg}}$).

La colada del metal se hizo de dos maneras diferentes :

a) COLADA DIRECTA

Se coló en una lingotera directamente, obteniéndose sólo dos muestras, las demás no dieron resultado, - debido a varios factores entre los cuales se pueden mencionar :

La distancia que avanza el metal a través de la lingotera es muy corta y el inicio del proceso necesita varias manipulaciones que sumadas al problema de sincronización en el arranque de la máquina, hacen muy difícil su control. Esto provoca rotura ó entrapamiento de la barra.

b) COLADA CON CONTENEDOR Ó "CABEZA CALIENTE"

A diferencia del anterior se instaló un contenedor de material aislante en la parte superior de la lingotera. Esto dió mayor libertad en la alimentación del metal al molde, porque se produjo una columna de metal líquido sobre la lingotera y se estableció un flujo constante, manteniendo entonces una profundidad efectiva controlada. De esta manera se lograron obtener los lingotes, aunque se generaron defectos superficiales cuya naturaleza y densidad variaron en función de la temperatura y de la velocidad de colada. Además se produjo segregación superficial (en la periferia del lingote a 20.3 mm de profundidad) alcanzando esta cierta periodicidad (Figs. 32 y 33, pág. 57).

TABLA No. 2 OPTIMIZACIÓN DE LA MÁQUINA DE COLADA SEMICONTÍNUA. (EXPERIMENTACIÓN)

MUESTRA No.	VEL. DE COLADA	TEMP. DE COLADA	OBSERVACIONES	
1	0.430 $\frac{\text{cm}}{\text{seg}}$	760°C	se rompió	En todos los casos se fundió aproximadamente 420 g se coló directamente a la lingotera (sin "cabeza caliente").
2	0.27 $\frac{\text{cm}}{\text{seg}}$	700°C	se rompió	Faltó enfriamiento en la lingotera, no se usó sistema de enfriamiento secundario (se usó "cabeza caliente").
3	0.276 $\frac{\text{cm}}{\text{seg}}$	690°C	se entrapó	Se obtuvo lingote, solidificando parte del mismo encima de la lingotera, el sistema de enfriamiento secundario funcionó parcialmente.
4	0.22 $\frac{\text{cm}}{\text{seg}}$	690°C	se obtuvo lingote	Se obtuvo un lingote, con colado directo, sin enfriamiento secundario.
5	0.22 $\frac{\text{cm}}{\text{seg}}$	700°C	"	Se obtuvo un lingote con cabeza caliente de asbesto y enfriamiento secundario en la base de la lingotera.
6	0.222 $\frac{\text{cm}}{\text{seg}}$	700°C	"	Se obtuvo lingote, usando contenedor de asbesto en la parte superior y con enfriamiento secundario.
7	0.236 $\frac{\text{cm}}{\text{seg}}$	700°C	"	Semejante a los anteriores, sólo que el metal se coló enfriando.
8	0.236 $\frac{\text{cm}}{\text{seg}}$	700°C	"	Se coló el metal cuando se elevaba la temperatura.
9	0.258 $\frac{\text{cm}}{\text{seg}}$	710°C	"	Se coló el metal de manera semejante al anterior.

MUESTRA No.	VEL. DE COLADA	TEM. DE COLADA	OBSERVACIONES	
10	0.274 $\frac{\text{cm}}{\text{seg}}$	700°C	se obtuvo lingote	Se coló el metal de manera semejante al anterior.
11	0.274 $\frac{\text{cm}}{\text{seg}}$	710°C	"	Se coló el metal de manera semejante al anterior.
12	0.274 $\frac{\text{cm}}{\text{seg}}$	720°C	"	Se modificó el sistema secundario de enfriamiento.
13	0.274 $\frac{\text{cm}}{\text{seg}}$	700°C	"	Se coló directamente a la lingotera.
14	0.258 $\frac{\text{cm}}{\text{seg}}$	710°C	"	Se usó "cabeza caliente" de asbesto, con el nuevo enfriamiento secundario.
15	0.274 $\frac{\text{cm}}{\text{seg}}$	715°C	"	Se usó "cabeza caliente" de asbesto, con el nuevo enfriamiento secundario.
16	0.274 $\frac{\text{cm}}{\text{seg}}$	720°C	"	Se usó "cabeza caliente" de asbesto, con el nuevo enfriamiento secundario.
17	0.208 $\frac{\text{cm}}{\text{seg}}$	710°C	SOLIDIFICARON PREVIAMENTE EN LA LINGOTERA	Todas las muestras siguientes incluyendo ésta, fallaron.
18	0.193 $\frac{\text{cm}}{\text{seg}}$	710°C		Todas las muestras siguientes incluyendo ésta, fallaron.
19	0.180 $\frac{\text{cm}}{\text{seg}}$	715°C		Todas las muestras siguientes incluyendo ésta, fallaron.
20	0.162 $\frac{\text{cm}}{\text{seg}}$	720°C		Todas las muestras siguientes incluyendo ésta, fallaron.
21	0.150 $\frac{\text{cm}}{\text{seg}}$	725°C		Todas las muestras siguientes incluyendo ésta, fallaron.

NOTA* Los experimentos realizados fuera de los límites marcados en la tabla, no dieron resultados satisfactorios.

III.2 ESTUDIO ANALÍTICO Y CARACTERIZACIÓN DE LAS MUESTRAS

En este punto se determina cual es la influencia de parámetros tales como : composición química, velocidad de colada, temperatura de colada, enfriamiento secundario y aplicación de la "cabeza caliente" en la obtención de estructuras metalográficas, defectos superficiales, segregaciones de elementos químicos y propiedades del producto obtenido.

Para desarrollar dicho estudio se efectuaron las siguientes pruebas :

- . Análisis químico de las muestras
- . Estudio metalográfico
- . Estudio analítico
- . Defectos superficiales
- . Defectos internos
- . Forma de la pileta líquida

ANÁLISIS QUÍMICO

El análisis químico es una parte fundamental del estudio y se efectuó con dos finalidades.

- a) Obtener una composición química promedio representativa de la masa total que interviene en el proceso.
- b) Conocer la variación de la composición a través de las barras, para determinar la influencia de los elementos que intervienen como soluto en el aluminio.

El análisis químico promedio obtenido, se realizó por triplicado a diez muestras aplicando el Kevex (Tabla No. 6), y de estos resultados se calculó la composición promedio de la aleación, que a continuación se presenta :

COMPOSICIÓN QUÍMICA DEL METAL
(% en peso \pm 0.05)

Al = 96.47	Ca = 0.52
Cu = 1.24	Mn = 0.22
Fe = 1.27	Si = 0.23
Ni = 0.23	Mg = 0.02
Suma = 100%	

Debido al número y porcentaje de elementos presentes en el metal, éste no se pudo clasificar según las normas existentes. Sin embargo el análisis nos da una idea del tipo de aluminio - usado en la experimentación. Los datos pueden ser aplicados en el estudio de defectos, estructura metalográfica y segregación de solutos. Así el análisis químico nos da un criterio para - estimar la influencia de los elementos presentes en el aluminio: De acuerdo con la composición se les puede considerar como de aleación (Fe y Cu) ó impurezas (Mg, Si, Ni, etc). La aleación es evidentemente compleja y la poca o mucha influencia de cada elemento depende de su porcentaje en la composición.

Existe una forma de evaluar la influencia de los elementos presentes como solutos en el aluminio⁷³ pero de manera individual y ésta se detalla en el Anexo No. 4. En él se describen tres - criterios, que combinados nos ayudan a comprender el comportamiento de cada elemento presente en el aluminio.

ESTUDIO METALOGRAFICO

Este estudio se hizo en las muestras obtenidas por fundición (en colada continua). Observándose de manera sistemática primero la macroestructura metalográfica y posteriormente la microestructura. La técnica desarrollada se presenta en el Anexo No. 5.

ESTUDIO METALOGRAFICO MACROSCOPICO

Después de efectuar el ataque químico con el reactivo de Keller, se reveló en la superficie una estructura dendrítica de fundición (Figs. 24, 25 y 26, págs. 50 y 51), que al aplicarle iluminación indirecta presenta cambios de densidad que implican una variación de la composición química de las muestras.

Este análisis se consideró como preliminar con él se revelaron las zonas de mayor interés, para un análisis detallado posterior.

Los resultados del análisis macroscópico permitieron determinar las siguientes características :

- a) Morfología Granular
- b) Perfiles de solidificación
- c) Segregaciones de los elementos de aleación (solutos)
- d) Las áreas donde se efectuó el análisis metalográfico microscópico.

Mismas que se detallan a continuación :

a) MORFOLOGIA GRANULAR

Con la observación microscópica se encontró la presencia de granos equiaxiados (Figs. 27, 28, pág. 52) formados por colonias de dendritas ó dominios de dendritas (Figs. 24-29, págs. 50-53) - con diferente orientación de crecimiento y tamaño homogéneo, que al aplicar iluminación con luz polarizada, se observan con mayor nitidez, presentando diferentes intensidades, esto se explica - por la orientación particular de cada uno. Ahora bien, si se le

TABLA No. 3 DESCRIPCIÓN DEL ANCHO PROMEDIO DE LA CELDA DENDRÍTICA, NO. DE CELDAS POR cm^2 Y FORMA DE LOS GRANOS, SEGÚN LA VELOCIDAD Y TEMPERATURA DE COLADA.

No. DE PROBETA	SECCION DE LA PROBETA	No. DE AUMENTOS	No. DE CELDAS POR cm^2	No. DE CELDAS POR cm	ANCHO DE LA CELDA (cm)	FORMA DEL GRANO	VELOCIDAD DE COLADA $\text{Uc} \frac{\text{cm}}{\text{seg}}$	TEMPERATURA DE COLADA $T_c(^{\circ}\text{C})$
1	Periferia	100X	94	9.69	0.104	Equiaxiado	0.236	690
	parte media	"	135	11.61	0.086	"		
	centro	"	182	13.49	0.074	"		
2	Periferia	"	78	8.83	0.113	"	0.236	700
	Parte media	"	83	9.11	0.109	"		
	centro	"	90	9.48	0.105	"		
3	Periferia	"	78	8.83	0.113	"	0.258	710
	Parte media	"	32	5.65	0.177	"		
	centro	"	40	6.32	0.158	"		
4	Periferia	"	41	6.40	0.156	"	0.274	700
	parte media	"	38	6.164	0.162	"		
	centro	"	44	6.633	0.150	"		
5	Periferia	"	102	10.099	0.099	"	0.274	700
	parte media	"	147	12.124	0.082	"		
	centro	"	144	12.00	0.083	"		
6	Periferia	"	166	12.88	0.077	"	0.274	710
	parte media	"	72	8.48	0.118	"		
	centro	"	166	12.88	0.077	"		
7	Periferia	"	153	12.37	0.080	"	0.274	710
	parte media	"	224	14.96	0.067	"		
	centro	"	135	11.61	0.086	"		
8	Periferia	"	172	13.115	0.076	"	0.274	715
	parte media	"	72	8.48	0.118	"		
	centro	"	125	11.18	0.089	"		
9	Periferia	"	81	9.00	0.111	"	0.274	720
	parte media	"	165	12.845	0.078	"		
	centro	"	145	12.04	0.083	"		

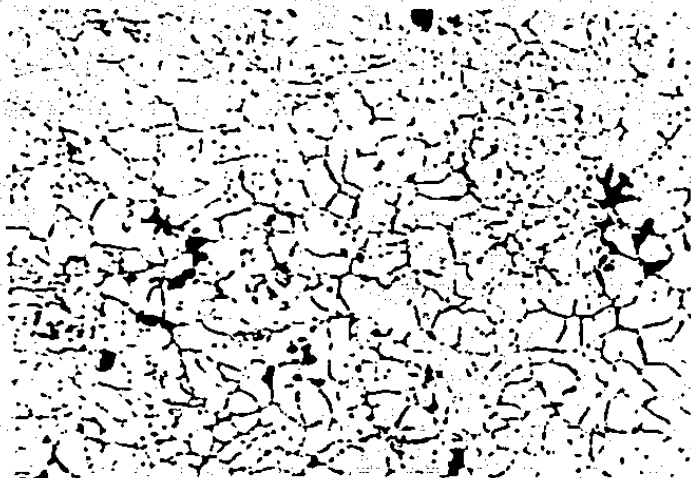


Fig. 24 Metalografía del centro axial de una barra
($T_c = 720^\circ\text{C}$, $V_c = 0.274 \frac{\text{cm}}{\text{seg}}$, 100X).

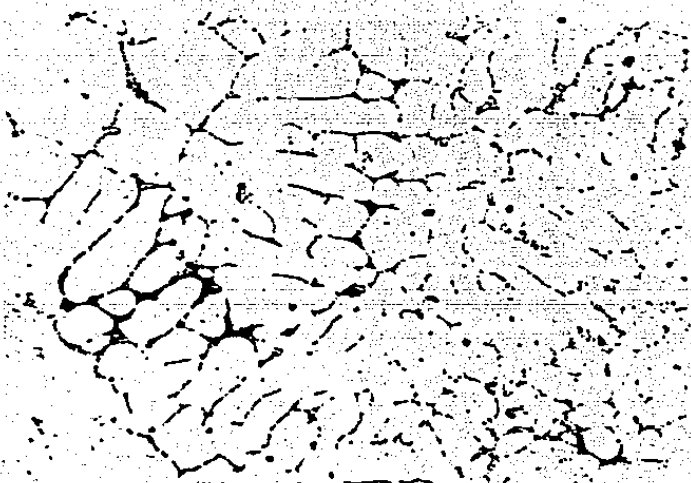


Fig. 25 Estructura metalográfica dendrítica de -
fundición observada en el centro de la barra.
($V_c = 0.214 \frac{\text{cm}}{\text{seg}}$, $T_c = 710^\circ\text{C}$, 250X).



Fig. 26 Estructura metalográfica dendrítica de fundición observada en el centro de la barra.

($V_c = 0.258 \frac{\text{cm}}{\text{seg}}$, $T_c = 710^\circ \text{C}$, 250X).

observa con luz directa, prevalece un campo dendrítico en el que no se definen las fronteras de grano.

La presencia de la estructura equiaxiada se debe a dos causas fundamentales :

1. Los elementos presentes en el aluminio se deben considerar como aleantes (y no como impurezas), pues se observa una nucleación heterogénea de toda la masa.
2. La elevada extracción calórica por convección forzada evita el crecimiento de los granos (Figs. 27-28, pág. 52).

Dirección de Movimiento de la barra —>

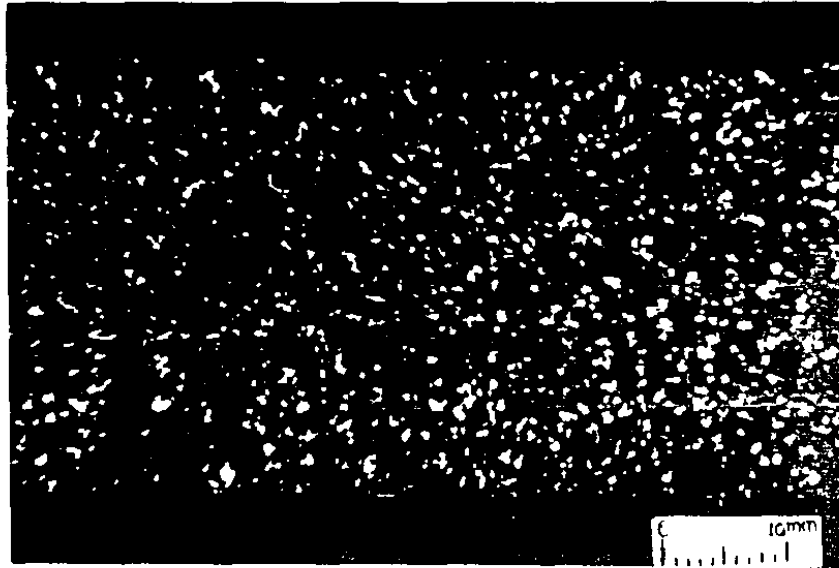


Fig. 27 Granos equiaxiados revelados mediante un corte longitudinal a una barra obtenida a $0.273 \frac{\text{cm}}{\text{seg}}$ y 700°C de temperatura de colada.



Fig. 28 Corte transversal de la misma, aquí se observa cierta direccionalidad de la extracción de calor en la periferia.

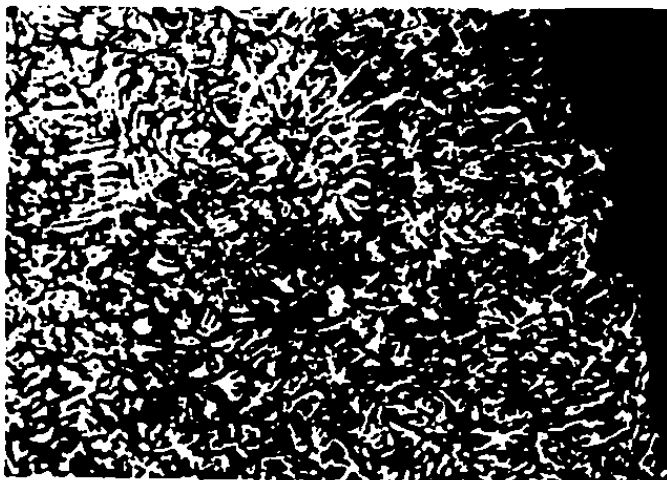


Fig. 29 Metalografía de la periferia de una barra, mostrando la estructura dendrítica en un corte transversal (100X).

Mediante el estudio metalográfico macroscópico, no se puede discernir ampliamente las características microestructurales de las barras; pero puede usarse como auxiliar cuando se hace el estudio metalográfico microscópico.

b) PERFILES DE SOLIDIFICACION

Mediante el uso de la macrografía y con la aplicación de iluminación directa, se encontró a través de la superficie un efecto de bandeo periódico, cuya curvatura es muy próxima a una parábola (Fig. 31, pág. 56) con el vértice en dirección del movimiento de colada (Figs. 32 y 33, pág. 57). Este fenómeno se considera como representativo del perfil que sigue la solidificación del metal durante el proceso.

La forma del perfil registrada en el lingote se debe principalmente a tres efectos :

1. Extracción de calor orientada hacia la periferia de la barra, esto es, solidifica primero una capa periférica que va engrosando conforme avanza a través de la lingotera.
2. Los cambios de velocidad inducidos por el movimiento mecánico del sistema tractor que genera acumulación de elementos segregados debido al cambio de velocidad de solidificación en el frente.
3. La presencia de la "cabeza caliente" o alimentador del metal líquido en la parte superior de la lingotera⁶⁵, que forma un escalón respecto a la lingotera produciéndose segregación inversa (según Collins).

Se ha encontrado que la influencia de cada uno de estos tres efectos, da lugar a variaciones de la composición química⁷¹ y este fenómeno se observa como cambio de brillo en el producto (en las partes más brillantes se encuentra aluminio de menos pureza que en las opacas). Tabla No. 6.

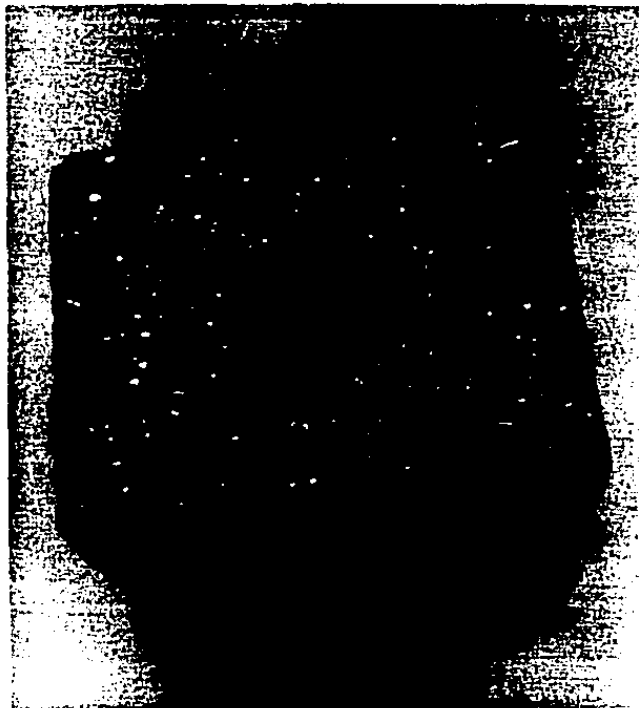


Fig. 30 Corte longitudinal de una barra mostrando granos equiaxiados (familias dendríticas) con tamaño - casi homogéneo.

En el proceso de colada continua se presenta dicha variación de composición de manera periódica (Figs. 31-33 , págs.56-57 Explicando de ésta manera la presencia de las bandas.

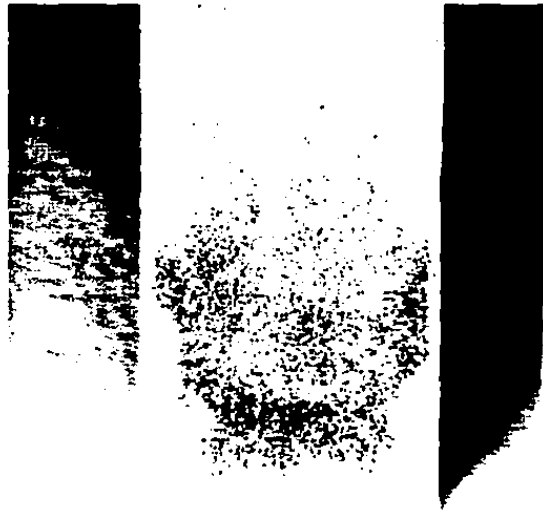
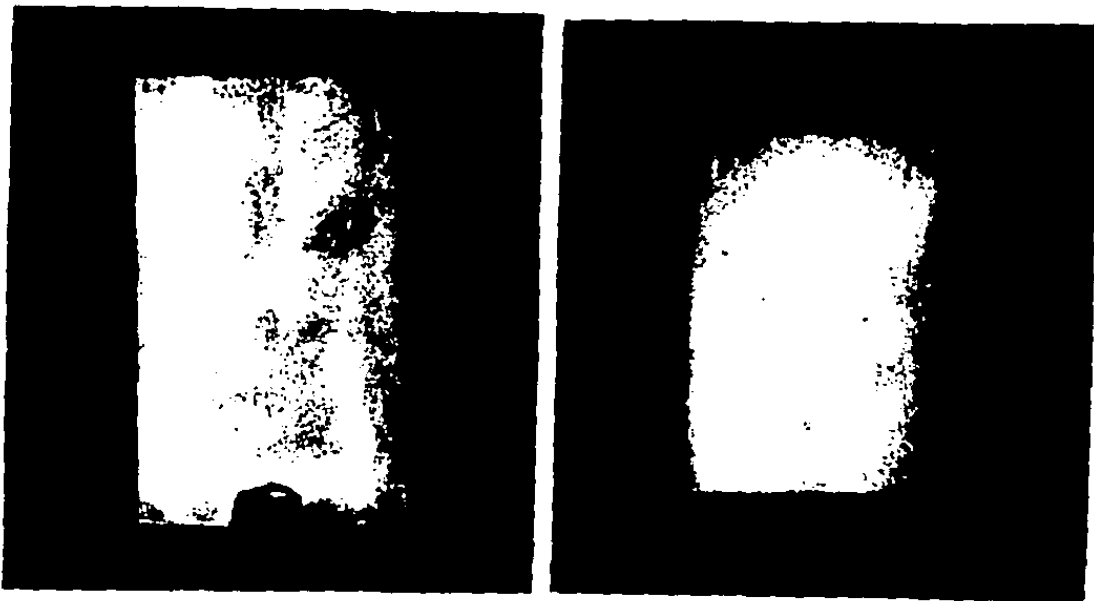


Fig. 31 Periodicidad de los perfiles de solidificación en un corte longitudinal de una barra obtenida con una $V_c = 0.274 \frac{\text{cm}}{\text{seg}}$ y $T_c = 700 \text{ }^\circ\text{C}$.



Figs. 32 y 33 Mostrando la forma de la piletta ya solidificada, presentando bandas alternas brillantes y opacas y revelando la segregación de soluto.



Fig. 34 Perfil de solidificación ó piletta líquida en el momento de solidificar. (Esta foto se obtuvo de un corte longitudinal efectuado a una barra que rompió a la salida de la lingotera quedando el hueco que ocupaba el metal líquido).



Fig. 35 Coincidencia de los defectos externos con las bandas de soluto segregadas.

Los perfiles de solidificación son producidos por la segregación de los elementos que se reyectan en el frente de solidificación⁷¹ disminuyendo su presencia con el aumento de diámetro de las barras, por lo tanto, tiene gran importancia su estudio cuando la sección de las barras es pequeña porque tiende a modificar la composición y esto a la vez produce cambios en las propiedades del producto obtenido.

c) ANÁLISIS DE LOS PERFILES DE SOLIDIFICACION

En el análisis de los perfiles de solidificación se encontró que la concavidad de los paraboloides se hace más pronunciada con forme aumentan la velocidad y la temperatura de colada.

En las gráficas de la Fig. 36, pág.61 se observa el cambio de curvatura en función de la velocidad y temperatura de colada.

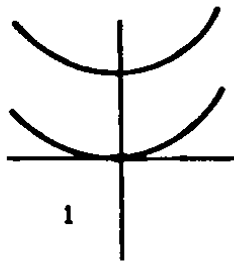
El perfil de solidificación (también denominado "pileta líquida") es en realidad el frente de solidificación del metal y se torna tangencial a la superficie de la barra, generando una capa de segregación de elementos que tienen una composición química diferente a la de la masa total de la barra, debido al mecanismo de segregación inversa que se efectúa en la periferia de la barra⁵⁵ al inició de la solidificación (Fig. 35, pág. 58). Esta "piel" se somete a decapado cuando se desea eliminar y obtener de esta manera la superficie externa más uniforme.

Se observó que los defectos externos de las barras (sobre todo los desgarres en caliente y los rebordes en frío, coinciden con el bandeado paraboloides de las segregaciones. Esto pone de manifiesto un origen muy semejante⁸⁰, pues ambas son función de la temperatura y de la velocidad de colada (Figs. 34 y 35, pág. - 57-58).

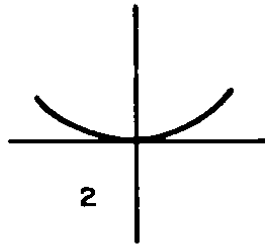
TABLA No. 4 VARIACIÓN DE LA CURVATURA DEL FRENTE DE SOLIDIFICACIÓN COMO UNA FUNCIÓN DE LA VELOCIDAD DE COLADA (U_c) Y TEMPERATURA DE COLADA (T_c).

EXPERIMENTO	U_c $\frac{\text{cm}}{\text{seg}}$	T_c ($^{\circ}\text{C}$)	4P (curvatura)	Ecuación Aproxim.
1	0.236	690	24.024	$X^2 = 24.02Y$
2	0.236	700	28.65	$X^2 = 28.65Y$
3	0.258	710	31.42	$X^2 = 31.42Y$
4	0.274	700	24.17	$X^2 = 24.17Y$
5	0.274	700	15.55	$X^2 = 15.55Y$
6	0.274	710	13.63	$X^2 = 13.63Y$
7	0.274	710	11.57	$X^2 = 11.57Y$
8	0.274	715	10.99	$X^2 = 10.99Y$
9	0.274	720	14.44	$X^2 = 14.44Y$

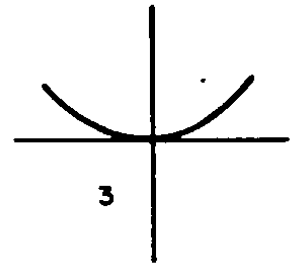
Los datos anteriores se obtuvieron a partir de mediciones hechas directamente sobre las curvas de la Fig. 36, pág. 61 que a su vez fueron obtenidas de las barras, al marcar sobre ellas la curva aproximada seguida por el cambio de la intensidad de brillo producido por la segregación de soluto. La curvatura es el valor de 4P de la ecuación parabólica, aquí se presenta en dos dimensiones y corresponde al corte longitudinal efectuado sobre la muestra. X es la variación del espesor y Y la distancia avanzada en dirección de colada.



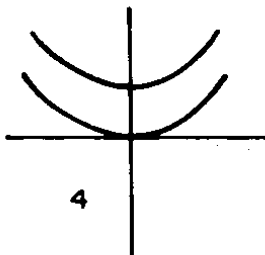
1
 $U_c = 0.236 \text{ cm/s}$
 $T_c = 690 \text{ }^\circ\text{C}$



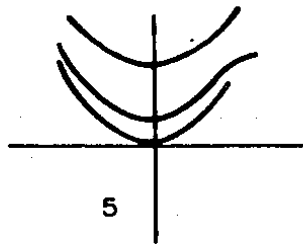
2
 $U_c = 0.236 \text{ cm/s}$
 $T_c = 700 \text{ }^\circ\text{C}$



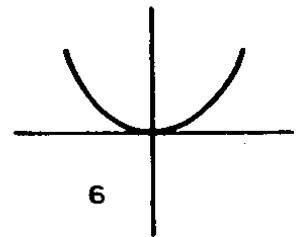
3
 $U_c = 0.258 \text{ cm/s}$
 $T_c = 710 \text{ }^\circ\text{C}$



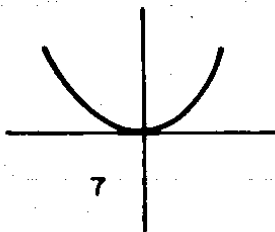
4
 $U_c = 0.274 \text{ cm/s}$
 $T_c = 700 \text{ }^\circ\text{C}$



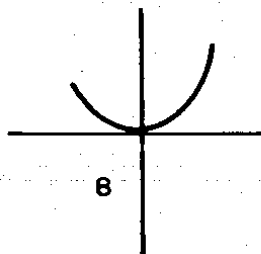
5
 $U_c = 0.274 \text{ cm/s}$
 $T_c = 700 \text{ }^\circ\text{C}$



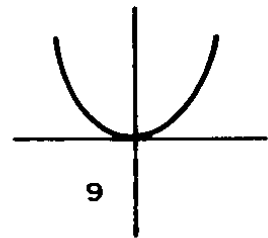
6
 $U_c = 0.274 \text{ cm/s}$
 $T_c = 710 \text{ }^\circ\text{C}$



7
 $U_c = 0.274 \text{ cm/s}$
 $T_c = 710 \text{ }^\circ\text{C}$



8
 $U_c = 0.274 \text{ cm/s}$
 $T_c = 715 \text{ }^\circ\text{C}$



9
 $U_c = 0.274 \text{ cm/s}$
 $T_c = 720 \text{ }^\circ\text{C}$

Fig. 36 Forma de la pileta líquida al solidificar y su variación con la velocidad y temperatura de -colada. (las curvas se obtuvieron directamente de la muestra marcándose sobre ella la variación de intensidad de brillo).

TABLA No. 5 CÁLCULO APROXIMADO DEL GRADIENTE DE TEMPERATURA Y RAPIDEZ DE CRECIMIENTO EN EL FRENTE DE SOLIDIFICACIÓN (TOMADO DE LAS GRÁFICAS DE LA FIG. 35)

Nuestra No.	Sección	Velocidad de colada U_c ($\frac{cm}{seg}$)	Temperatura de colada T_c ($^{\circ}C$)	Espacioso in terdentífico d ($\frac{cm}{seg}$)		radio dendrítico r (μm)	Distancia Prom. avanzada antes de solidificar ΔX (cm)	Tiempo de solidificación t_s (seg)	Gradiente de temperatura G ($\frac{^{\circ}C}{cm}$)	Rapidez de crecimiento R ($\frac{cm}{seg}$)	Rapidez de enfriamiento \dot{T} ($\frac{^{\circ}C}{seg}$)
1	centro	0.236	690	4.59	2.036	10.74	1.2	5.08	$\frac{\Delta T_c}{\Delta X} = 36.66$	0.2361	8.657
1	parte media	0.236	690	3.76	1.668	7.77	1.2	5.08	36.66	0.2362	8.659
1	periferia	0.236	690	2.79	1.238	5.78	1.2	5.08	36.66	0.2363	8.663
2	centro	0.236	700	7.667	3.47	9.5	1.15	4.87	38.26	0.2359	9.029
2	parte media	0.236	700	4.553	2.06	6.85	1.15	4.87	38.26	0.2357	9.019
2	periferia	0.236	700	4.085	1.85	7.75	1.15	4.87	38.26	0.2354	9.006
3	centro	0.258	710	6.5	2.92	10.5	1.28	4.96	34.375	0.2583	8.879
3	parte media	0.258	710	5.45	2.447	7.7	1.28	4.96	34.375	0.2580	8.870
3	periferia	0.258	710	4.7	2.11	7.5	1.28	4.96	34.375	0.2579	8.868
4	centro	0.274	700	4.035	1.82	13.79	1.35	4.92	32.59	0.2746	8.951
4	parte media	0.274	700	3.78	1.71	12.41	1.35	4.92	32.59	0.2743	9.004
4	periferia	0.274	700	4.39	1.98	10.0	1.35	4.92	32.59	0.2746	8.950
5	centro	0.274	700	6.35	2.29	7.25	2.1	7.66	20.95	0.2731	5.722
5	parte media	0.274	700	5.70	2.05	6.35	2.1	7.66	20.95	0.2716	5.691
5	periferia	0.274	700	5.07	1.83	7.25	2.1	7.66	20.95	0.2734	5.732
6	centro	0.274	710	6.518	2.26	7.5	2.27	8.28	19.38	0.2657	5.150
6	parte media	0.274	710	5.357	1.86	4.25	2.27	8.28	19.38	0.2737	5.304
6	periferia	0.274	710	6.07	2.11	6.64	2.27	8.28	19.38	0.2740	5.31
7	centro	0.274	710	4.71	1.59	7.59	2.4	8.76	18.33	0.2735	5.014
7	parte media	0.274	710	5.78	1.946	7.5	2.4	8.76	18.33	0.274	5.022
7	periferia	0.274	710	4.75	1.60	6.42	2.4	8.76	18.33	0.2722	4.99
8	periferia	0.274	715	7.5	2.53	6.38	2.4	8.75	18.33	0.2731	5.007
8	parte media	0.274	715	6.785	2.29	7.85	2.4	8.75	18.33	0.2734	5.012
8	centro	0.274	715	6.9	2.33	7.47	2.4	8.75	18.33	0.2737	5.017
9	centro	0.274	720	10.32	3.14	19.44	2.95	10.80	14.91	0.2732	4.073
9	parte media	0.274	720	9.22	2.80	10.25	2.95	10.80	14.91	0.2731	4.057
9	periferia	0.274	720	14.65	4.45	8.055	2.95	10.80	14.91	0.2722	4.059

$$d = \frac{r^2}{U_c} \rightarrow$$

$$r = \frac{d}{2} \text{ para celdas dendríticas secundarias } \frac{1}{2} r \leq \frac{d}{2}$$

Promedio

NOTA* La velocidad de colada, temperatura de colada y la distancia avanzada antes de solidificar fueron medidas durante la experimentación. El tiempo de solidificación se calculó aplicando $t_s = \frac{r}{U_c}$ y considerando que el ΔT_s para una aleación cuya composición de Cu es 74, es de $\Delta T_s = T_L - T_s = 644 - 600 = 44^{\circ}C$. (según el Diagrama de Fases Al-Cu. M. Hansen loc. cit., 1958, p 85). ($cm = 10^{-2} cm = 10^{-4} m$ así el $\dot{T} = \frac{\Delta T}{\Delta X}$)

Descripción de la Tabla No. 5

Datos obtenidos de la experimentación

Velocidad de colada	Se aproximó tomando como criterio algunos datos experimentales de la literatura ⁶⁹ .
Temperatura de colada	Se fijó en función del punto de fusión del metal ocupado dando un sobrecalentamiento de 50°C
Espaciado Interdendrítico y Radio dendrítico	Se midieron directamente de las fotografías tomadas por el Kevex que presentan una escala al pie.
Distancia promedio avanzada antes de solidificar (Δx).	Se determinó directamente sobre las muestras al medir la distancia perpendicular desde la tangente al vertice del paraboloide a los puntos donde la curva toca la superficie externa de la muestra.

Datos calculados a partir de los datos obtenidos de la experimentación

Tiempo de solidificación Se calculó considerando que : $U_c = \frac{\Delta x}{t_f}$

donde : U_c = Velocidad de colada

Δx = Distancia promedio avanzada antes de solidificar.

t_f = Tiempo de solidificación

Rápidez de enfriamiento en el frente de solidificación

Se determinó a partir de la relación propuesta por Flemings⁷¹, donde :

$$t_f = \frac{\Delta T_s}{GR} \longrightarrow GR = \frac{\Delta T_s}{t_f} \quad y$$

$$t_f = \left(\frac{d}{a}\right)^{\frac{1}{n}} \longrightarrow de \quad d = at_f^n \quad \text{fué necesario calcular } \underline{a} \text{ para obtener GR.}$$

Considerando el diagrama de fases - correspondiente al Al-Cu (Se hace sólo una aproximación ya que se tiene varios elementos). Se tiene un $\Delta T_s = T_1 - T_s = 644^\circ\text{C} - 600^\circ\text{C} = 44^\circ\text{C}$. (M. Hansen Loc. Cit; 1950 p. 86).

Gradiente de temperatura : Se obtuvo de $\frac{\Delta T_s}{\Delta x}$

Rápidez de crecimiento : Se dividió GR entre G.

ESTUDIO METALOGRAFICO MICROSCOPICO

La estructura metalográfica tiene gran importancia, ya que se encuentra íntimamente ligada al tipo y grado de segregación - así como con las propiedades mecánicas.

La estructura metalográfica se reveló mediante un ataque químico con un reactivo compuesto por 0.5 ml de HF y 99.5 ml de H₂O. Posteriormente se observaron las muestras a diferentes aumentos - en el microscopio óptico (50x, 100x, 250x) para determinar la naturaleza. Encontrándose mediante este análisis una estructura dendrítica de fundición (Figs. 37-42)

Variando ligeramente el tamaño de las celdas dendríticas desde la periferia hacia el centro (Tabla No. 5 esto se puede explicar - mediante dos mecanismos que posteriormente se describen; su fundamento se basa en la variación de la velocidad de solidificación - en el frente combinada con la presencia del espacio intermedio - entre el metal y la lingotera ocupado con aire que se forma inmediatamente después del inicio de la solidificación del metal que esta en contacto con la superficie fría del molde.

El primero de los mecanismos⁸¹ propone una variación de la rapidez de solidificación en el frente como función de la curvatura del perfil de solidificación de la pileta líquida (Fig. 41, - pág.68), es decir la velocidad de solidificación varía desde el valle de la concavidad hacia la periferia conforme va cambiando la pendiente. Por lo tanto si se considera que la velocidad de la solidificación tiene componentes iguales paralelas al eje del lingote que al descomponerse en vectores perpendiculares a la - tangente de la superficie cóncava, (estos vectores que representan la velocidad de solidificación local, son diferentes). La explicación más lógica a este fenómeno se basa en la variación de transferencia de calor a través de la barra hacia la superficie externa debido a que es mayor en esta parte por estar en contacto directo con el sistema de enfriamiento, mientras que en el -

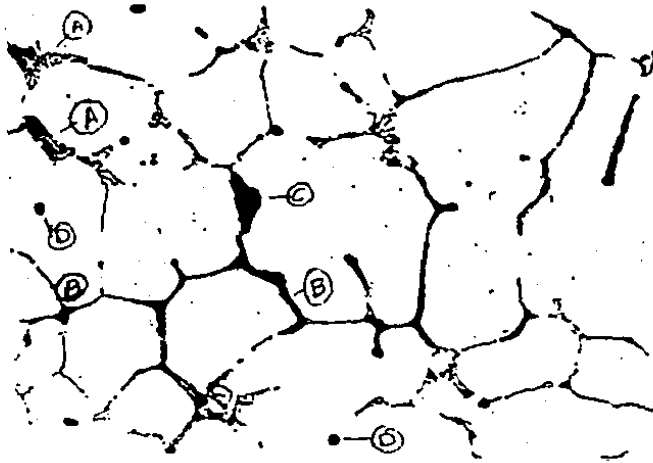


Fig. 37. Reactivo (0.5HF, 99.5 H₂O) 250X
 Estructura metalográfica de una muestra obtenida a 720°C y 0.274 $\frac{\text{cm}}{\text{seg}}$. En ella se observan los siguientes microconstituyentes: Una red interdendrítica de CuAl₂ conteniendo láminas de Cu₂FeAl₇, también se observan poros producidos por hidrógeno y una microporosidad intersticial.

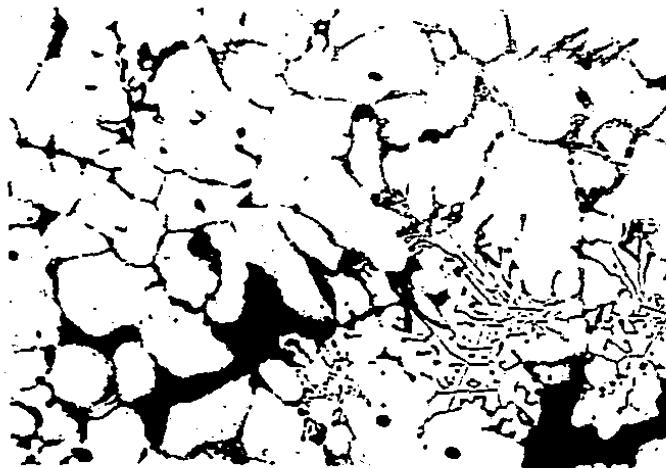


Fig. 38. Reactivo : 0.5HF, 99.5 H₂O 250X
 Estructura metalográfica de una muestra obtenida a 700°C y 0.274 $\frac{\text{cm}}{\text{seg}}$. A diferencia de la anterior las celdas dendríticas son más angostas y uniformes presentando los mismos microconstituyentes. Se observan algunos poros y la red interdendrítica de CuAl₂.

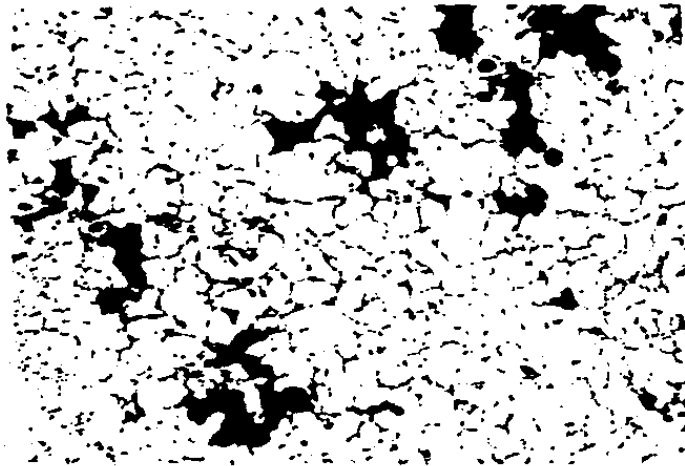


Fig. 39

Reactivo : 0.5 HF, 99.5 H₂O 250X
 Estructura metalográfica mostrando microporosidad intersticial, en el extremo final de la barra debido a un enfriamiento elevado, provocando la formación del eutectico rico en Silicio ($\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6\text{Al}_5$) angulado en la zonas interdendríticas de la parte superior se observa una red de partículas de silicio menos anguladas (se obtuvo a 710°C y 0.274 $\frac{\text{cm}}{\text{seg}}$).

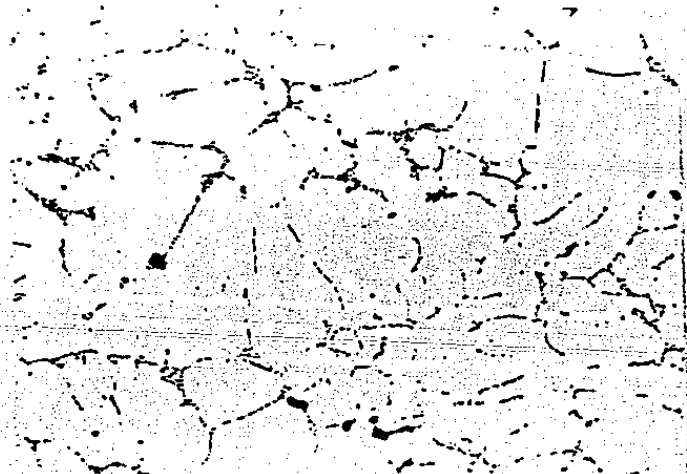


Fig. 40

Reactivo : 0.5 HF, 99.5 H₂O 250X
 Estructura Metalográfica correspondiente al centro axial de la barra (obtenida con las mismas condiciones de la anterior). Sólo que ésta representa los microconstituyentes más finos (una red interdendrítica de CuAl_2 conteniendo láminas de Cu_2FeAl_7).

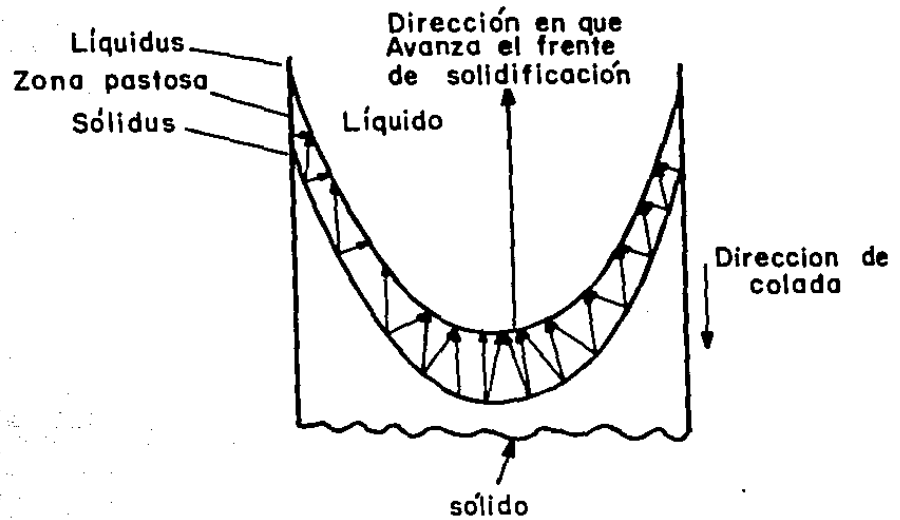


Fig. 41 Modelo que explica la variación de la solidificación local⁸¹. Obsérvese que los vectores normales a las líneas tangentes en un punto de la parábola van variando la magnitud de la periferia hacia el centro mientras que los que son paralelos a la dirección de colada mantienen su tamaño.

Parte media entre
superficie y
centro

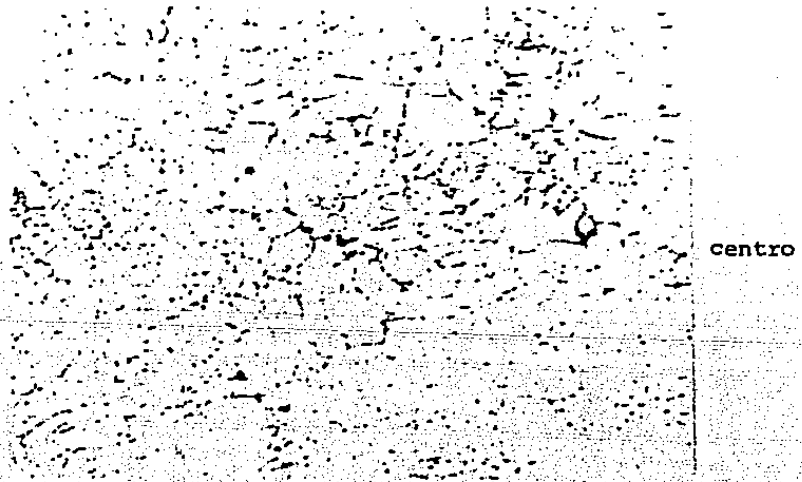


Fig. 42 Espaciado celular dendrítico ligeramente diferente debido a la variación en la velocidad de solidificación en el frente (100X). $U_c = 0.274 \frac{\text{cm}}{\text{seg}}$. $T_c = 710^\circ\text{C}$.

interior disminuye: favoreciendo en esta última región el crecimiento de las celdas dendríticas.

El segundo mecanismo, que explica la variación del espaciado dendrítico, considera el inicio de la solidificación que se realiza en la pared de la lingotera creándose un efecto de coquilla con estructura metalográfica fina. Sin embargo a cierta distancia avanzada a través de la lingotera, la capa sólida formada se contrae dando lugar a un hueco que se llena de aire y que aumenta la resistencia al flujo de calor (Coeficiente de transferencia (hi muy bajo) en la interfase molde-metal. Esto puede producir refusiones parciales de la capa solidificada que se reflejan en variaciones de la estructura antes que el enfriamiento secundario tenga efecto.

En la experimentación se observó y se realizó la medición del espaciado interdendrítico (Tabla No. 5) y como consecuencia se obtuvo la rapidez de enfriamiento local, aplicando el criterio desarrollado por M. C. Flemings⁷¹. Se encontró que la rapidez de enfriamiento varía ligeramente desde la periferia, hacia el centro de las barras al momento de solidificar.

El cálculo de la rapidez de enfriamiento es muy importante, ya que ésta influye sobre la forma y tamaño de grano, tamaño de la celda dendrítica, segregación primaria y microporosidad. Por la refusión de la cáscara del bloque, cuando más inclinado es el frente de solidificación a la superficie de corte transversal de colado, tanto más se nota la desviación del resto fundido.

En la Tabla No. 5 se presentan los resultados del estudio de la variación del espaciado interdendrítico y que pueden explicarse mediante los mecanismos expuestos anteriormente.

En el caso particular de colada continua de metales se produce una elevada extracción de calor comparada con los procesos tradicionales de colada en fundición. Esto es debido a la convección forzada inducida por el agua que circula a través de la lingotera, así como por el enfriamiento secundario situado en la parte inferior del molde, produciendo como consecuencia una estructura metalográfica fina que a la vez eleva las propiedades mecánicas de las barras. Se encontró una presencia mínima de microporosidades (Fig. 37, pág. 66) ó ausencia completa de porosidades, considerándose por este hecho que las barras eran sanas interiormente.

Las muestras se observaron al microscopio metalográfico, haciendo un barrido metódico desde el centro hacia la periferia de las muestras (Figs. 27 y 28, pág. 52). Se hizo una comparación con las estructuras reportadas en el Metals Handbook de la ASM¹⁰², para aleaciones con composiciones químicas parecidas a la del metal usado en este trabajo, encontrándose las siguientes componentes (ver Figs. 37, 38, 39 y 40, pág. 66 y 67):

En las muestras predomina la presencia de una red interdendrítica de CuAl_2 contenido láminas de Cu_2FeAl_7 (Fig. 37, 38, pág. 81). Se observaron también poros producidos por gases como hidrógeno y microporosidades generadas por falta de alimentación de metal en la zona interdendrítica. Esto se debe al elevado enfriamiento periférico, que también provoca la aparición de zonas ricas en Silicio (Fig. 39, pág. 67) cuya composición es $\text{Cu}_2\text{Mg}_6\text{Si}_6\text{Al}_5$.

Por otro lado, al hacer un análisis químico a las zonas dendríticas se encontró en ellas aluminio de alta pureza (Fig. 47, pág. 75).

ESTUDIO METALOGRAFICO, ANALISIS QUIMICO SEMICUANTITATIVO
(APLICACION DEL KEVEX)

El análisis realizado en el MEB, se efectuó auxiliado del Kevex, con el cual se obtuvo la composición química de las secciones de la probeta donde se observan cambios de brillo, que están asociados con la acumulación periódica de impurezas.

La variación de la composición se puede explicar como una - consecuencia de los cambios de velocidad de la máquina, combinados con la generación de defectos superficiales que coinciden en parte con el bandeado interno de elementos segregados (Fig. 35, pág.52).

TECNICA DEL ANALISIS

Mediante un ataque químico agresivo⁵⁷. (Anexo No. 5, reactivo C2), se reveló la estructura metalográfica, que presenta una estructura dendrítica típica de la solidificación de las áreas donde se hizo el análisis posterior.

A simple vista (solamente con luz reflejada indirectamente), se observó el bandeado producido por los elementos segregados y a partir de este se hizo una selección de las áreas donde se hizo el análisis posterior.

Cada área seleccionada se dividió en tres secciones que a la vez, representaron un punto con composición diferente. Estas secciones se denominaron de la siguiente manera :

Area I Sección opaca del perfil de la pileta
Area II Sección intermedia
Area III Sección brillante del perfil de la pileta

Las observaciones se realizaron a 300 X de amplificación, con una diferencia de potencial en el acelerador de electrones de 25 KV

Al hacer el análisis comparativo, se encontró que cambia el brillo de la luz reflejada en la probeta con el cambio de composición, de manera que las bandas opacas tienen aluminio de mayor pureza, mientras que las brillantes revelan un contenido de elementos de adición más elevado en la Tabla No. 6 se presentan los análisis realizados por el Kevex, en % peso).

Haciendo una revisión de los resultados obtenidos en el Kevex, se encontró la presencia de seis elementos básicamente : Al, Ca, Mn, Fe, Cu, Ni. Entre estos el Fe y el Cu se tienen en mayor proporción (En el Anexo No. 4 se hace mención de la influencia de cada uno en el aluminio).

Junto con el análisis efectuado en cada banda segregada, se realizó, con el mismo método un análisis químico en una dendrita y la zona interdendrítica que la rodea (Fig. 46, pág. 74). Encontrándose una elevada pureza en contenido de aluminio en el cuerpo de la dendrita mientras que los otros elementos tienden a segregarse en la zona interdendrítica Tabla No. 6 .

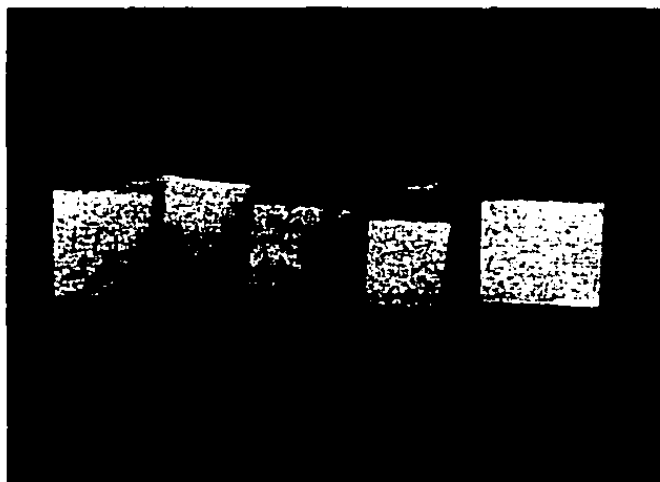


Fig. 43 Selección de las áreas ó regiones donde se efectuó el análisis químico con el Kevex.

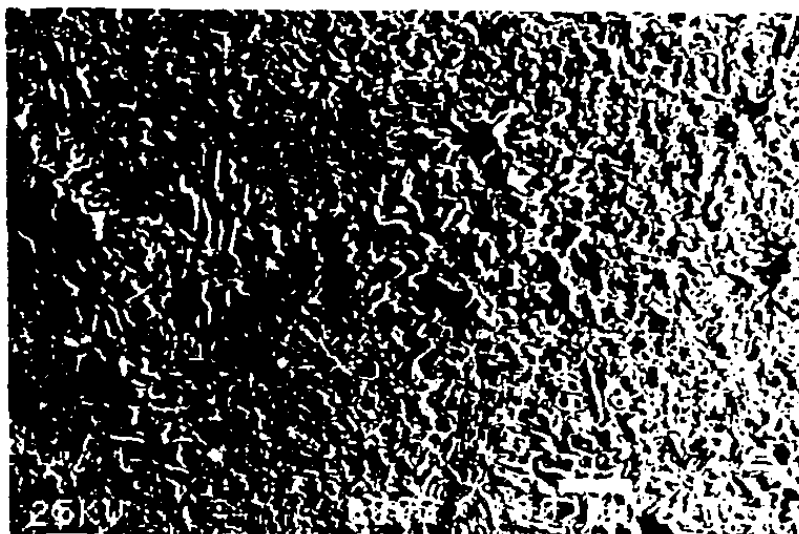


Fig. 44 Región pobre en soluto, en el perfil de solidificación de una barra obtenida a 0.258 cm de colada y 710°C de temperatura ($300 \times$). seg

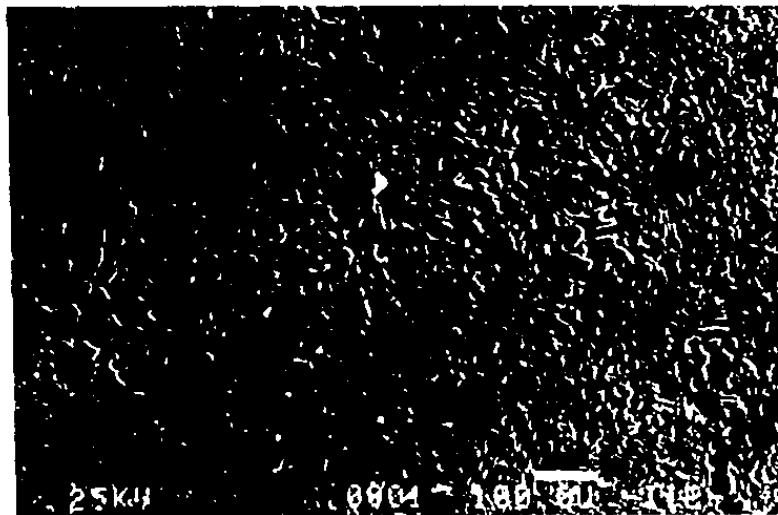


Fig. 45 Región intermedia entre las zonas pobre y rica en soluto de la misma barra (300 X).



Fig. 46 Región rica en soluto del perfil de solidificación de la misma barra anterior (300 X). Todas fueron tratadas con el mismo reactivo de ataque.



Fig. 47 Dendrita en la región rica en soluto del perfil de solidificación de la misma barra (800 X).

TABLA No. 6 ANÁLISIS QUÍMICO % EN PESO OBTENIDO POR EL KEVEX A CADA MUESTRA A DISTANCIA CARACTERÍSTICA PROMEDIO ENTRE BANDAS DE SEGREGACIÓN DE ELEMENTOS.

	Banda Opaca ± 0.05	Banda Brillante ± 0.05	Análisis Promedio ± 0.05	Fase que se forma a esta composición	+Composición química y estructura cristalina de las fases formadas		Distancia Característica promedio (mm)	Tc (°C)	Uc ($\frac{cm}{seg}$)
1 Al	96.69	96.66	96.72						
Cu	0.88	1.03	0.95	α -Al + θ	fcc	Al ₂ Cu; (bct)*	2.9 ± 0.1	700	0.236
Fe	1.25	1.71	1.48	α -Al + θ	"	Al ₃ Fe (ecm) ^x			
Ni	0.25	-	0.13	α -Al + β	"	Al ₃ Ni (ort ord) ^p			
Mn	0.30	0.25	0.27	α -Al	"				
Ca	0.06	0.04	0.05	α -Al	"				
Total	99.63	99.59	99.60						
2 Al	97.76	96.84	96.48						
Cu	0.68	-	0.34	α -Al + θ	fcc	Al ₂ Cu (bct)	4.0 ± 0.1	700	0.236
Fe	1.56	1.69	1.78	α -Al + θ	"	Al ₃ Fe (ecm)			
Ni	-	0.63	0.99	α -Al + β	"	Al ₃ Ni (ort ord)			
Mn	-	0.26	0.24	α -Al + β	"	Al ₆ Mn (ortho) ^{xx}			
Ca	-	0.07	0.14	α -Al + γ	"	Al ₄ Ca (bct)			
Total	100.00	99.49	99.97						
3 Al	97.65	96.84	96.74						
Cu	0.74	0.65	0.69	α -Al + θ	fcc	Al ₂ Cu (bct)	2.9 ± 0.1	710	0.258
Fe	1.29	1.32	1.31	α -Al + θ	"	Al ₃ Fe (ecm)			
Ni	-	0.12	0.6	α -Al	"				
Si	0.32	0.21	0.26	α -Al + α -Si	"	fcc			
Total	100.00	99.14	99.60						
4 Al	97.80	97.43	97.56						
Cu	0.73	0.82	0.80	α -Al + θ	fcc	Al ₂ Cu (bct)	2.3 ± 0.1	700	0.274
Fe	1.35	1.43	1.43	α -Al + θ	"	Al ₃ Fe (ecm)			
Ni	-	0.15	0.05	α -Al	"				
Mn	0.12	0.08	0.06	α -Al + β	"	Al ₆ Mn (ortho)			
Ca	-	0.09	0.10	α -Al + γ	"	Al ₄ Ca (bct)			
Total	100.00	100.00	100.00						

* bct. tetragonal centrado en el cuerpo. x monoclinico centrado en la base muy complejo. o, ort.ord. Ortorrombico ordenado

+ Se hizo la consideración de que cada elemento se comporta como binario con el Aluminio.

(CONTINUACIÓN TABLA No. 6)

	Banda Opaca ± 0.05	Banda Brillante ± 0.05	Análisis Promedio ± 0.05	Fase que se forma a esta composición	+Composición química y estructura cristalina de las fases formadas		Distancia Característica promedio (mm)	Tc (°C)	Uc ($\frac{cm}{seg}$)
5 Al	97.43	97.50	97.17						
Cu	0.93	0.84	1.72	α -Al + θ	fcc	Al ₂ Cu (bct)	2.7 ± 0.1	710	0.274
Fe	1.47	1.66	0.77	α -Al + θ	"	Al ₃ Fe (ecm)			
Ni	-	0.2	0.21	α -Al + β	"	Al ₃ Ni (ortord)			
Mn	0.17	0.8	0.12	α -Al + β	"	Al ₆ Mn (ortho)			
Total	100.00	100.00	99.99						
6 Al	94.28	91.56	93.36						
Cu	3.48	5.52	4.16	α -Al + θ	fcc	Al ₂ Cu (bct)	3.1 ± 0.1	710	0.274
Fe	1.28	1.55	1.36	α -Al + θ	"	Al ₃ Fe (ecm)			
Ni	0.36	0.65	0.45	α -Al + β	"	Al ₃ Ni (ortord)			
Mn	0.53	0.54	0.53	α -Al + β	"	Al ₆ Mn (ortho)			
Ca	0.06	0.18	0.13	α -Al + γ	"	Al ₄ Ca (bct)			
Total	99.99	100.00	99.99						
7 Al	97.84	96.96	97.55						
Cu	0.94	1.28	1.05	α -Al + θ	fcc	Al ₂ Cu (bct)	2.8 ± 0.1	710	0.274
Fe	0.84	1.22	0.97	α -Al + θ	"	Al ₃ Fe (ecm)			
Ni	0.10	0.22	0.14	α -Al + β	"	Al ₃ Ni (ortord)			
Mn	0.22	0.31	0.25	α -Al + β	"	Al ₆ Mn (ortho)			
Ca	0.06	-	0.04	α -Al	"				
Total	100.00	99.99	100.00						
8 Al	99.28	97.58	98.16						
Cu	0.08	0.91	0.63	α -Al + θ	fcc	Al ₂ Cu (bct)	4.5 ± 0.1	715	0.274
Fe	0.25	1.34	0.96	α -Al + θ	"	Al ₃ Fe (ecm)			
Ni	0.06	-	0.02	α -Al	"				
Mn	0.11	0.02	0.05	α -Al	"				
Ca	0.10	0.05	0.04	α -Al	"				
Mg	0.12	-	0.14	α -Al	"				
Total	100.00	99.90	100.00						

(CONTINUACIÓN TABLA 6)

	Banda Opaca ± 0.05	Banda Brillante ± 0.05	Análisis Promedio ± 0.05	Fase que se forma a esta composición	*Composición química y estructura cristalina de las fases formadas		Distancia Característica promedio (mm)	Tc (°C)	Uc ($\frac{cm}{seg}$)
9 Al	97.14	96.96	97.08	α -Al + θ α -Al + θ α -Al + β α -Al + β	fcc	Al ₂ Cu (bct)	2.4 ± 0.1	720	0.274
Cu	1.06	1.16	1.10		"	Al ₃ Fe (ecm)			
Fe	1.30	1.62	1.41		"	Al ₃ Ni (ortord)			
Ni	0.21	-	0.11		"	Al ₆ Mn (ortho)			
Mn	0.28	0.26	0.27						
Total	99.99	100.00	99.97						
10 Al	96.89	96.03	96.45	α -Al + θ α -Al + θ α -Al + β α -Al + β	fcc	Al ₂ Cu (bct)	2.4 ± 0.2	720	0.274
Cu	1.61	1.89	1.75		"	Al ₃ Fe (ecm)			
Fe	1.12	1.37	1.25		"	Al ₃ Ni (ort ord)			
Mn	-	0.33	0.17		"	Al ₆ Mn (ortho)			
Mn	0.38	0.38	0.38						
Total	100.00	100.00	100.00						

ANÁLISIS QUÍMICO % EN PESO OBTENIDO POR EL KEVEX DE UNA DENDRITA Y DE LA ZONA INTERDENDRÍTICA

Dendrita		Zona Interdendrítica	Fases Formadas	Composición Química		Tc °C	Uc ($\frac{cm}{seg}$)
8 Al	99.43	98.13	α -Al + θ α -Al + β α -Al + θ	fcc	Al ₂ Cu (bct)	715	0.274
Cu	0.45	0.87		"	Al ₆ Mn (ortho)		
Mn	0.12	0.18		"	Al ₃ Fe (ecm).		
Fe	-	0.82					
Total	100.00	100.00					

III.3 DEFECTOS DE COLADA SEMICONTÍNUA

La calidad superficial e interna de las barras es de gran importancia en el producto obtenido y del control de los parámetros.

Se tiene una amplia gama de defectos que se pueden clasificar en externos e internos y su presencia es definitiva en el acabado de las barras y la adición de número de pasos en el conformado final^{82, 83}.

Dentro del desarrollo experimental se consideró primordialmente los factores que condicionan la terminación superficial de los lingotes, que a la vez controlan el espacio de aire formado en la interfase molde-metal.

La formación del espacio de aire se produce debido a dos fenómenos⁸³.

- i Contracción del lingote que está solidificando.
- ii Contracción de la zona del lingote que ha salido del molde, produciendo deformaciones mecánicas en la capa solidificada.

Por otro lado, la formación de la capa de aire provoca un medio aislante, disminuyendo el coeficiente de transferencia de calor combinado con las condiciones de solidificación, produciendo defectos superficiales e internos.

CLASIFICACION DE LOS DEFECTOS DE COLADA SEMICONTINUA

En el caso particular de este trabajo, se generaron defectos que fueron apareciendo conforme se fueron modificando algunas condiciones de experimentación; manteniendo constantes la tempe-

ratura de fusión del metal y el flujo de agua de enfriamiento.

Los parámetros que se modificaron fueron : La temperatura de colada, la velocidad de colada y la longitud efectiva del mol de (aplicando una cabeza caliente).

Los defectos más notorios que se observaron durante el análisis de las barras se pueden clasificar como sigue :

Defectos Externos

Ondulaciones severas (Cold Shuts) (Fig. 48c)
 Líneas de fricción (Fig. 49a)
 Gotas exudadas (Fig. 48b)
 Desgarres superficiales (Hot Tears) (Fig. 48a)
 Agrietamiento de la superficie (Fig. 48a)
 Fracturas cerradas (Fig. 48b)

Defectos Internos

Microporosidad (Fig. 26)
 Segregación de elementos en bandas (Figs. 31, 32 y 33).

No se puede hablar de manera aislada de defectos externos y defectos internos puesto que son complementarios entre sí. Como se mencionó anteriormente, la presencia de defectos externos dan la pauta para el control de calidad del producto y son consecuencia de los parámetros de operación del proceso.

Para cada defecto que aparece en las muestras obtenidas se hizo un análisis de su posible origen, y posteriormente se encontraron las condiciones que permiten su atenuación.

Los defectos fueron apareciendo conforme se fue aumentando la temperatura y velocidad de colada, hasta llegar a la rotura de las barras como consecuencia de la alta velocidad y temperatura a la que se obtuvieron las últimas muestras.

A continuación se presenta una tabla en la que se observa la variación de las condiciones de trabajo y su consecuencia.

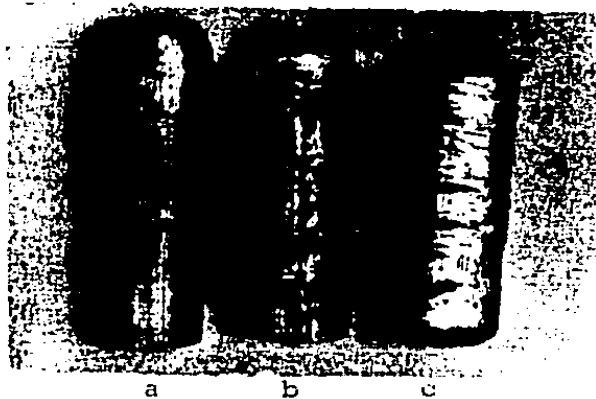


Fig. 48

Defectos externos

- a) Agrietamiento superficial ($Uc = 0.274 \frac{\text{cm}}{\text{seg}}$, $Tc = 710^\circ\text{C}$)
 b) Gotas exudadas irregulares ($Uc = 0.274 \frac{\text{cm}}{\text{seg}}$, $Tc = 720^\circ\text{C}$)
 c) Pliegues, (cold shuts) ($Uc = 0.236 \frac{\text{cm}}{\text{seg}}$, $Tc = 690^\circ\text{C}$)

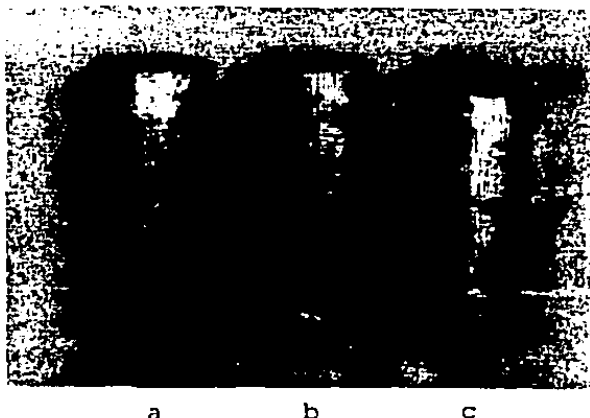


Fig. 49

Defectos externos

- a) Línea de fricción y pliegues ($Uc = 0.264 \frac{\text{cm}}{\text{seg}}$, $Tc = 700^\circ\text{C}$)
 b) Líneas de fricción y ligeros pliegues ($Uc = 0.258 \frac{\text{cm}}{\text{seg}}$,
 $Tc = 710^\circ\text{C}$).
 c) Línea de fricción ($Uc = 0.274 \frac{\text{cm}}{\text{seg}}$, $Tc = 710^\circ\text{C}$)

TABLA No. 7. REPORTE DE LOS DEFECTOS EXTERNOS E INTERNOS MÁS TÍPICOS QUE APARECEN EN LAS MUESTRAS OBTENIDAS A DIVERSAS TEMPERATURAS Y VELOCIDADES DE COLADA Y SU ORIGEN.

Tc °C	Vc $\frac{\text{cm}}{\text{seg.}}$	DEFECTOS EXTERNOS	DEFECTOS INTERNOS	CONSECUENCIA
690	0.236	Ondulaciones (Cold. Shutting) Fig. 48c.	Bandeado de segregaciones	Espesor de la cabeza caliente y altura efectiva.
700	0.236	Ondulaciones más espaciadas y profundas. Fig. 49c	Bandeado de segregaciones	Espesor de la cabeza caliente y altura efectiva.
700*	0.264	Ondulaciones poco profundas más tenues Fig. 49a.	Las segregaciones tienden a homogeneizarse.	El ángulo y espesor de la cabeza caliente.
710	0.258	Pocas ondulaciones apareciendo leves líneas de fricción Fig. 49b	Las segregaciones se presentan en bandas pobres y ricas de elementos.	Refusión de la capa solidificada debido a la presencia del aire en la interfase lingotera-metal.
700	0.274	Aumenta la presencia de líneas de fricción	Las bandas de segregaciones tienden a desaparecer presentando una capa superficial segregada.	Lo mismo que el anterior debido al aumento de velocidad y con el efecto de las vibraciones mecánicas.
710	0.274	Prevalen las líneas de fricción, aparecen pequeños desgarres superficiales.	Desaparecen prácticamente - las bandas segregadas, los elementos aparecen formando una capa periférica.	Al aumentar la temperatura se producen pequeñas grietas y refusiones que también son producto de vibraciones mecánicas.

* Esta prueba adicional se hizo para observar la variación de los defectos a una velocidad intermedia.

(CONTINUACIÓN TABLA No. 7.)

T _c °C	V _c $\frac{\text{cm}}{\text{seg.}}$	DEFECTOS EXTERNOS	DEFECTOS INTERNOS	CONSECUENCIA
710	0.274	Desaparecen las bandas de segregaciones periódica. Aumenta el número de líneas de fricción. Los desgarres superficiales se hacen mayores.	Los elementos segregados forman una capa periférica en la barra.	Solidificación discontinua con reyección mayor del soluto generandose una zona con menor concentración de aleantes, que rompe la cáscara y el metal líquido llena el espacio disponible.
715	0.274	Prevalecen las líneas de fricción aumentando los desgarres superficiales.	Los elementos superficiales, presentan leves ondulaciones y se observa que prevalece la capa periférica de segregación.	Esto explica la presencia de segregación, considerando que el líquido enriquecido del frente de solidificación es el que hace contacto con la superficie del sólido. Solidificando.
720	0.274	Se observa agrietamiento desgarres, gotas exudadas irregulares fracturas cerradas.	Los elementos superficiales presentan leves ondulaciones y se observa que prevalece la capa periférica de segregaciones.	
690	0.334	Superficie sana con - leves ondulaciones.	El bandeado de segregaciones es muy leve con una tendencia de homogeneizarse.	
700	0.4	La superficie se observa sana con leves líneas de deslizamiento y suaves - ondulaciones.	Los elementos segregados, se presentan como una capa superficial homogénea muy delgada.	

Distancia característica Promedio Ocupada por las Bandas de Segregaciones y Diferencia entre ambas.

El ancho de las bandas paraboloides, generadas por las segregaciones, no fué uniforme; aunque se observa cierta periodicidad (en el corte longitudinal de las muestras).

El parámetro que fué definitivo en la generación del bandeo de segregaciones (para este caso), fue la variación de la velocidad de colada, debida al movimiento de vaivén inducido por el sistema mecánico. Aunque imperceptible, su influencia fue importante.

De acuerdo con lo mencionado anteriormente y observando la Tabla No. 8 se puede determinar lo siguiente :

1. Las bandas cónicas cambian de brillo con la variación de la composición.
2. Se observa una relación directa entre el cambio de composición y el espaciado interdendrítico.
3. El ancho de las bandas de segregación oscila entre 2.3mm y 4.5 mm como máximo.
4. El paraboloide generado por las segregaciones se abre de manera opuesta a la dirección de colada.
5. Las segregaciones tienden a ser tangentes a la superficie externa de las barras creando una capa segregada superficial que se extiende como piel en toda la barra (Fig. 35, pág⁵⁶).

Como se mencionó en un principio, la presencia de las bandas cónicas de elementos segregados, se debe principalmente a cambios de velocidad de colada; en efecto, al hacer una observación más detenida al microscópio óptico, las bandas brillantes y opacas presentan algunas diferencias bastante notorias entre sí, que a continuación se enumeran.

TABLA No. 8 DIFERENCIA ENTRE BANDAS OPACA Y BRILLANTE

CARACTERISTICAS	BANDA BRILLANTE	BANDA OPACA
1 Dendritas Primarias	Mayor Tamaño	Finas
2 Composición Química	Se concentran más - elementos segregados.	Tiende a ser más puro el aluminio.
3 Espaciado Interden- drítico	Mayor (2.4×10^{-2} mm)	Fino (1.79×10^{-2} mm)
4 Ancho de Banda promedio	Distancia caracterís- tica más ancha (4.49 mm)	Angosta (3.81 mm)

La presencia de dendritas con diferente tamaño en las bandas demuestra que, en las bandas opacas (de aluminio con mayor pureza y dendritas finas), la barra sufre un aumento súbito en la velocidad de colada, obteniéndose la banda opaca, y disminuyendo posteriormente, creando la banda brillante que presenta una estructura dendrítica gruesa. El fenómeno se repite siguiendo cierta frecuencia.

La relación entre las dos velocidades que adquiere la barra durante el proceso, influye directamente en la composición segregada (Flemings)⁷, de tal manera que cuando :

$\frac{R_2}{R_1} > 1 \text{ ó } R_2 > R_1$ Se genera una banda rica en segregaciones

$\frac{R_2}{R_1} < 1 \text{ ó } R_2 < R_1$ Se genera una banda más pura de aluminio

La distancia característica alcanzada en cada cambio de velocidad también varía de tal manera que, cuando esta en R_1 la distancia es un poco mayor que en R_2 ⁷, esto se puede observar en la Tabla No.8 .

CAPÍTULO IV: RESULTADOS Y CONCLUSIONES

DISCUSIÓN DE LOS RESULTADOS

El procedimiento aplicado en el cálculo de la lingotera (Anexo No. 1) es satisfactorio, porque da un margen de seguridad en la obtención de barras. En este caso, la optimización del funcionamiento de la máquina se dificultó, debido a las dimensiones mínimas del sistema (Fig. 33, pág.57).

La máquina experimental desarrollada en el laboratorio presenta algunas limitaciones tales como: la longitud de las barras (25 cm máximo), ligeras vibraciones mecánicas en la obtención de muestras, que disminuyen al reducir la fricción en las guías.

Con las dimensiones del molde, fué muy difícil adaptar un alimentador que no disminuya el diámetro y a la vez acortará la profundidad efectiva de la pileta líquida; por lo que, el ajuste del alimentador produjo un escalón en el interior de la lingotera, dando lugar a la presencia de defectos superficiales en las barras obtenidas. Dichos defectos se lograron atenuar en uno de los experimentos al aumentar la velocidad de colada (~0.4 cm/seg) y disminuir la temperatura de colada (700°C). Aunque siempre apareció una gama variada de defectos. Para evitar estos problemas, es necesario desarrollar una lingotera a la que se le adapte un alimentador eliminando el escalón formado y manteniendo el diámetro constante con una profundidad efectiva mínima posible.

Al efectuar la experimentación se usó metal de pureza industrial, lo que produjo algunas variaciones en la solidificación de una muestra a otra. Estas variaciones se observaron durante la extracción de las barras a través de algunos defectos, tales

como, "sangrado" y/o gotas exudadas irregulares, que son características de aleaciones no eutécticas, que presentan una región de coexistencia de las fases líquida y sólida (región pastosa). Esto se puede explicar también por la inhomogeneidad de las cargas empleadas durante la fusión. Para evitar ó atenuar las variaciones de solidificación por este efecto, es recomendable trabajar con aluminio de alta pureza ó con aleaciones cercanas a la composición eutéctica, para las cuales la región de coexistencia de las fases líquida y sólida es pequeña.

El análisis químico, realizado a la carga utilizada fué satisfactorio, representativo y de gran ayuda para la identificación de los componentes.

Para un estudio más profundo de la solidificación se recomienda hacer un barrido transversal, y longitudinal con la microsonda sobre las barras; obteniendo así un "mapa" de la distribución de solutos segregados en la masa metálica para definir con mayor claridad : perfiles de solidificación, rapidez de enfriamiento local, espesor de la capa subsuperficial, acabado superficial de las barras y/o tratamiento posterior a la colada.

Respecto a la forma y tamaño de la estructura dendrítica - obtenida durante la experimentación, se observó la formación de familias equiaxiales (granos) y de tamaño uniforme en la mayor parte de la masa, variando en la estructura subsuperficial donde se presenta más fina. (Figs. 27 y 28, pág. 52).

Se genera una "piel" periférica a la barra cuya topografía muestra varios grados de rugosidad, cuyo espesor cambia según sea lo pronunciado de los defectos externos. Se ha observado que la estructura subsuperficial es inevitable y para reducirla es recomendable :

- Producir un contacto constante entre el metal que va solidificando y la lingotera.
- Disminuir al mínimo posible la profundidad efectiva de la pileta líquida.
- Mantener un nivel constante de alimentación de metal líquido a la lingotera.
- Establecer la máxima velocidad de colada posible.
- Fijar el gradiente de temperatura de colada más bajo posible.

- Mantener homogénea la carga de metal para evitar segregación masiva de impurezas a través de las barras.
- Trabajar preferentemente con aleaciones eutécticas ó metales casi puros. Porque presentan, un intervalo pequeño de coexistencia de fases sólida y líquida disminuyendo de ésta manera la presencia de defectos externos tales como, gotas exudadas y rebordes en frío (cold shuts). Aunque esto implica la tendencia de formar microporosidades interdendríticas y direccionalidad de los granos hacia el centro (tendencia de formación de granos columnares).

Por otra parte, si se considera la relación del espesor de la estructura subsuperficial al diámetro de la barra, comparado con el de otras muestras de mayor diámetro (que no fueron obtenidas por esta máquina), encontramos que esta relación es mayor en las barras de diámetro pequeño. Lo que indica que conforme disminuye el diámetro aumenta la estructura subsuperficial y los defectos externos.

Llevándonos a concluir que una modificación al sistema, en donde se adapte un molde móvil mejoraría al producto ya que, - dicho molde favorece el contacto del metal con la superficie de la lingotera aumentando la transferencia de calor hacia la periferia.

CONCLUSIONES

De los resultados de este trabajo de investigación, podemos hacer las siguientes conclusiones :

El sistema experimental desarrollado se puede aplicar a la obtención de barras metálicas de diferentes diámetros, con longitudes máximas de 30 cm. y con diferentes velocidades de extracción de colada.

El intervalo para los valores de temperatura y velocidad de colada en el que se obtuvieron las barras de aluminio fueron:

$$0.22 \frac{\text{cm}}{\text{seg}} \leq U_c \leq 0.4 \frac{\text{cm}}{\text{seg}} \quad \text{y} \quad 690^\circ\text{C} \leq T_c \leq 720^\circ\text{C}$$

Las dimensiones óptimas de la lingotera se determinaron aplicando el criterio de A.W. D. Hills . Esto permitió evitar la formación de roturas y entrampamientos.

Para determinar las condiciones iniciales de temperatura en el colado del metal, se obtuvo la expresión :

$$T = 692e^{-0.00886t} + 18$$

para la temperatura en función del tiempo de calentamiento del líquido, que fué de gran utilidad, ya que sirvió para fijar el gradiente de sobrecalentamiento (ΔT) del líquido.

Con el análisis químico (% peso) llevado a cabo, se encontró la presencia de siete elementos : Fe = 1.274%, Cu = 1.249%, Ca = 0.519%, Ni = 0.234%, Mn = 0.218%, Si = 0.026%, Mg = 0.015%, (± 0.05). La distribución de éstos dió amplia información de las condiciones en que se efectuaron los experimentos:

1. Se observó un bandeado por efecto de la sobrecabeza debido a cambios de velocidad del sistema mecánico.
2. En el perfil de solidificación, las bandas presentan una forma cóncava en la dirección de colada aproximándose a un paraboloides (Fig. 34, pág 57).
3. Se alternan bandas ricas en solutos con otras de mayor pureza (Fig. 35, pág 58).
4. El bandeado coincide en gran parte con los defectos - externos (Fig. 33 y 35, pág, 57 y 58).

Así mismo, se encontró que los defectos superficiales variaron conforme se cambiaron las condiciones de velocidad y temperatura de colada, apareciendo sucesivamente ondulaciones, desgarres superficiales, "sangrado", agrietamiento y gotas exudadas irregulares. Esta variedad de defectos puede ser consecuencia también de la composición no homogénea del material utilizado en una carga.

Al aplicar un alimentador (sobrecabeza), disminuyó la profundidad efectiva, mejorando el vaciado del metal líquido en la lingotera y manteniendo el nivel y la alimentación constantes.

El estudio metalográfico permitió la identificación de la microestructura de las muestras, determinándose el espaciado interdendrítico, el tamaño y forma de los granos, encontrándose

que éstos son equiaxiados y finos, variando poco su tamaño del centro a la periferia.

Se observó que el sistema de colada semicontinua desarrollado en este trabajo podría tener un amplio margen de trabajo en la obtención de barras con diferentes diámetros, ya que, se pueden variar la velocidad y la temperatura de colada, la forma del molde y sus dimensiones junto con la velocidad de extracción calorífica.

Finalmente, bajo las condiciones obtenidas durante la optimización del sistema, se encontró que la barra de mejores características que se puede obtener, es con la mayor velocidad de colada dentro del intervalo de trabajo: $0.4 \frac{\text{cm}}{\text{seg}}$ y a baja temperatura de colada (poco sobrecalentamiento) : $\Delta T = 40^\circ\text{C}$.

LISTA DE REFERENCIAS

1. Machine Systems for Metals Processing, New Rochelle, N.Y., 10801, U.S.A.
2. Laing, U.S. Patent 3023 (1843).
3. Bessemer, U.S. Patent 49023.
4. Trade Report Hague, "Historical Survey of Continuous Casting from Continental Iron & Steel" (Aug. 27, 1970).
5. Barrand, P. Gadeau, R. " Enciclopedia del Aluminio" Ings. Grupo Pechiney, Ed. URMO, 2. (1968).
6. W. Roth. Aluminium. 24, 1-10 (1943).
7. K, P. Korotkov et al JISI, 191, 109 (1960)
8. M. C. Boichemko et al JISI. 190, 158 (1959)
9. L. Boulier "La coulee Continue del acier" IRISD 2, (1960).
10. H. Krainer E. B. Tarmann, JISI, 190, 105 (1958).
11. M. D. Halliday, JISI, 191, 121 (1959).
12. M. Prates, R. Morando, H. Biloni, Pub. PMMR-83 CNEA (1972).
13. W. J. Bergmann. Met. Trans. 1, 3361 - 3364 (1970).
14. W. J. Bergmann. Aluminium. 51, (Jahrg 1975), 5, p. 336 -339.

15. U. S. Patent 3381741
16. T. W. Caldwell, A. J. Campagna, M. C. Flemings, R. Meherabian
17. G. Moritz, Z. Metallk, 60, p. 742. (1969).
18. S. Yanaginomoto, R. Mitamura, Mem. Cong. Ext. Atlanta - Georgia, U.S.A. (1984).
19. D. M. Lewis and J. Savaje: Ibid, 1, 65, (1959).
20. D. Altenpohl : " Aluminium und Aluminium legierungen " - p. 144 Springer Verlag, Berlin, (1965).
21. A. Sendorek y R. W. Thomas : Internat. Simp. on Anodising Birmingham Paper 8, 97 (1967).
22. D. Altenpohl et al : Z Metallkunde, 60, 576 (1969).
23. D. M. Lewis : J. Inst. Metals, 82, 395 (1953 - 54).
24. G. Siebel et al, Z metallkunde, 44, 173, (1952).
25. British Patente No. 1096258.
26. D. Altenpohl : Processing, 5Th. Light Metals Cong. Leoben, 372 (1968).
27. U. S. Patente No. 2983972
28. G. Moritz; Z. Metallkunde, 60, 742, (1969).
29. British Patent Appl No. 2381/75.

30. " Alcoa Castings Systems ", Rep. No. 22, (1974).
Alcoa Technology Marketing Division
31. British patent No. 1026399.
32. R. Irmann : Geisserei, 39, 393 (1952).
33. British Patent No. 1190059.
34. J. R. Ogle : " Light Metals 1974 " 2, 359, (1974), AIME.
35. British Patent No. 1389784.
36. A. G. Furness et al : Paper to be presented to 1976 AIME
Annual Meeting.
37. J. E. Dore and W. S. Petterson : " Light Metals 1971 ", 515;
(1972) AIME.
38. G. Trapied : Congress Int. del Aluminium, Paris, 2, 139
(1954).
39. G. Trapied : J. Inst. Metals, 92, 305 (1964).
40. U. S. Patent No. 3441079.
41. Can. Metal Q. 7; 55, (1968).
42. G. Lucas. " Light Metals 1974 ", 2, 635; (1974), AIME.
43. G. Marchand : British Patent No. 1178966.
44. W. J. Bergmann : Metall. Trans, 1, 3361 (1970).

45. W. J. Bergmann : Aluminium 51, 336 (1975).
46. D. A. Peel and A. E. Pengelly : " Mathematical Models in Metallurgical process development ", 186; London, The Iron Steel Institute, (1970).
47. D. D. Beattie et al. : Convention on " Modelling and Simulation for applied control systems "; Institute of Measurements and control (1973).
48. L. Mondolfo : " Light Metals 1972 ", 405; AIME (1972).
49. A. J. Cornish : Metals Sci., 9; 1972 (1975).
50. R. J. Genone et al, : " Light Metals 1973 ", 50; (1973); AIME.
51. G. Snow : " Light Metals 1974 ", 2, 599; (1974) AIME
52. L. R. Morris et al : Trans. AIME, 236, 1286 (1966).
53. L. O. Gullman and L. Johannson : " Light Metals 1972 ", 43. (1972).
54. R. E. Spear et al : AIME Paper, 70-2, (1970).
55. D. L. W. Collins : Metallurgia, 76, 137 (1967).
56. K. Buxmann : " Light Metals 1975 ", Vol. 2, 135, (1975), AIME
57. R. J. Claxton : " Continuous Casting", 341; (1973), AIME
58. H. Kosuge and I. Mizukami : J. Japan Inst. Light Metals, 25, 200 (1975).

59. R. Bachowski and R. E. Spear : " Light Metals 1975 ", . . .
2, 111, (1975), AIME.
60. German Patent No. OLS 2452672.
61. J. G. McCubbin : " Light Metals 1975 " Vol. 2, 137; (1975) AIME
62. J. Moriceau : Ibid; 119.
63. N. B. Bryson : " Light Metals 1972 ", 429; (1972), AIME.
64. M. W. Tulett and N. B. Bryson : Paper presented to Second
Canadian Congress of Applied Mechanics, 1969, University
of Waterloo Ontario.
65. S. A. Levy, et al " Light Metals 1964", . . . 2, 571; (1964) AIME.
66. A. W. D. Hills. JISI, V. 203, 18 (1965).
67. George L. Kehl " The Principles of Metallographic Laborato
ry Practice " 3th. ed McGraw Hill Book Co Inc. (1949).
68. J. Szekely & N. J. Themelis. "Rate Phenomena in Process".
John Wiley and Sons Inc. 10, 323-330 (1971).
69. B. Indyk, R. Hadden, Metallurgia, 444, (1979).
70. J. Savage & W. H. Pritchard JISI, V. 178, 269 (1954).
71. M. C. Flemings " Solidification Processing " McGraw Hill,
N. Y. (1974).
72. M. Prates. R. Morandq, H. Biloni, Pub. PMMTE 9/63 CNEA.

73. Van Lancker " Metallurgy of Aluminium Alloys " John Wiley & Sons (1967).
74. E. F. Emley Int. Met. Reviews, Rev. 206, (Jun. 1976).
75. Robert F. Mehl. " Metals Handbook ", V. 7, " Atlas of Microest. of and Alloys " A.S.M. (1972).
76. Donald Q. Kern, " Process Heat Transfer " McGraw Hill, - Book, Co. Inc. (1950).
77. J. W. S. Hearle, J. T. Sparrow, P. M. Cross " The use of scanning Electronical Microscope " Perg. Press N. Y. (1972).
78. F. J. H. Kurt, " Electro Beam X-ray Microanalysis " Van Nostrand Renhold Company, N. Y. (1981).
79. J. F. Roman, M. Solari, H. Biloni Publicación PNM/1-228 CNEA.
80. W. J. Bergmann J. of Met. 23 (1973).
81. T. Pérez, M. Solari, H. Biloni " Def. de Fundición en cola da Semicontínua de aleación 6063 ". Informe CNEA (1969).
82. T. Rangel, A. Herrera, M. Quintero. Defectos Externos en Colada Semicontínua de Al Comerc. Puro: Simp. Al en LA. 243 - 253, (Mayo 1982).
83. T. E. Pérez, M. Solari, H. Biloni, Defectos Superficiales en Colada Semicont. Simp. Al en LA, 208-242 (Mayo 1982).
84. C. Kittel, " Introduction to Solid State Physics ", 1; 30-31, J. Wiley and Sons (1976).

85. K. Buxmann Metall, 31 (1971).
86. R. B. Powers : Ibid., Paper 1-5.
87. A. I. Nussbaum: " Light Metals 1971 ", 549; (1971), AIME.
88. D. M. Lewis : Met. Rev., 6, 143 (1961).
89. R. E. Spear y K. J. Brondyke : J. Met., 23, 86 (1971).
90. H. S. Spaulding : Continuous Casting Papers, Aluminium Assoc. (1975), Paper III-4.
91. Z. N. Getselev : J. Met., 23, 38 (1971).
92. J. B. Russell y F. R. Nichols : J. Inst. Metals, 87, 209 (1958-59).
93. P. K. Raiford : Continuous Casting Seminar. Papers. Aluminium Assoc., Paper II-1 (1975).
94. R. D. Hamer : J. Inst. Metals 87, 219 (1958-59).
95. R. W. Hazelett y C.E. Swartz : Paper presentado en AIME Annual Meeting, New York, (1964).
96. C. J. Petry : Continuous Casting Seminar Papers, Aluminium Association, Paper I-5 (1975).
97. P.C. Regan Light Metal Age., 29, (3,4), 11 (1971).
98. D. Altenpohl: Z. Metalkunde, 60, 678 (1969).
99. U. S. Patent No. 3665999

100. Kaj. L. Nielsen " Differential Equations " Barnes & Noble Books Sec. Ed. (1966).
101. J. H. Perry : " Manual Del Ingeniero Químico " UTEHA (1966):
102. A.S.M. Committee on Metallography of Aluminium Alloys.
" Metals Handbook" 7, Ed. 8, (1976).
103. C.S. Barrett " Metals Handbook ", A. S. M. 8, Ed. 8 (1976).
104. W. A. Baldwin : Proc. ASTM 49, 539 (1979).

ANEXO No. 1 CÁLCULO DE LA LINGOTERA

Los parámetros que intervienen en el proceso se les clasificó siguiendo el criterio aplicado por B. Indyk y R. Hadden⁶⁹.

La velocidad de colada propuesta para el cálculo se tomó de la Literatura^{69, 44, 55}.

- a) Propiedades Térmicas
- b) Características del Sistema de Colada
- c) Variables Operacionales

De los parámetros utilizados algunos son datos experimentales que se indican con un asterisco, y fueron obtenidos previamente.

a) Propiedades Físicas del Metal

$$\text{Densidad del Aluminio Sólido } (\rho) = 2.38 \frac{\text{g}}{\text{cm}^3}$$

$$\text{Calor Específico del Al Sólido } (C_p_s) = 0.319 \frac{\text{cal}}{\text{g} \cdot ^\circ\text{C}}$$

$$\text{Calor Específico del Al Líquido } (C_{p_l}) = 7 \frac{\text{cal}}{\text{g} \cdot ^\circ\text{C}}$$

$$\text{Conductividad Térmica del Al } (k_s) = 0.52 \frac{\text{cal}}{\text{cm} \cdot \text{seg} \cdot ^\circ\text{C}}$$

$$\text{Masa promedio* } (m) = 710.78 \text{ g.}$$

b) Características del Sistema

$$\text{Coeficiente de transferencia de calor* en la interfase molde-metal } (h) = 1.571 \times 10^{-2} \frac{\text{cal}}{\text{cm}^2 \cdot \text{seg} \cdot ^\circ\text{C}}$$

$$\text{Diámetro* } (d) = 4.0 \text{ cm.}$$

$$\text{Profundidad de la pileta líquida* } (X_o) = 1.333 \text{ cm.}$$

c) Variables Operacionales

Temperatura de fusión (T_m) = 660. °C

Temperatura del líquido* (T_c) = 710 °C.

Temperatura del sólido al salir de la lingotera* (T_s)=550°C

Velocidad de colada* (U_c) = 0.4 $\frac{\text{cm}}{\text{seg}}$

Flujo del agua (ϕ_{H_2O}) = 8 $\frac{1}{\text{min}}$ = 133.33 $\frac{\text{cm}^3}{\text{seg}}$

Tiempo de residencia* (t_r) = 62. seg.

Longitud de la barra* (l) = 25. cm.

Diámetro de la barra (d) = 3.9 cm

Area lateral (a_{lat}) = 306.3 cm²

Volumen del agua usado durante el proceso.

$$V_{H_2O} = \phi_{H_2O} \cdot t_r = (1.3333 \times 10^2 \frac{\text{cm}^3}{\text{seg}}) (62 \text{ seg}) = 8266.66 \text{ cm}^3$$

masa del agua (m_{H_2O}) = 8266.66 g.

$$C_{PH_2O} = 1 \frac{\text{cal}}{\text{g}^\circ\text{C}}$$

Sobre calentamiento del agua.

$T_i = 15^\circ\text{C}$ Temperatura Inicial.

$T_f = 35^\circ\text{C}$ Temperatura de salida.

$$\Delta T_{H_2O} = T_f - T_i = 35^\circ\text{C} - 15^\circ\text{C} = 20^\circ\text{C}$$

Cálculo del flujo de calor medio por unidad de area de la superficie de la barra.

- a) Cantidad de calor extraído por el agua durante el proceso.

$$Q_{H_2O} = mC_{pH_2O} \cdot \Delta T_{H_2O}$$

$$Q_{H_2O} = 8266.66 \text{ g} \times \frac{1 \text{ cal}}{\text{g}^\circ\text{C}} \times 20^\circ\text{C}$$

$$Q_{H_2O} = 165333.33 \text{ cal}$$

- b) Cálculo del calor medio x unidad de área ($q \cdot "$)

$$q \cdot " = \frac{Q_{H_2O}}{A_{\text{lat}} \cdot t_{\text{tr}}}$$

$$q \cdot " = \frac{165333.33 \text{ cal}}{306 \text{ cm} \times 62. \text{ seg}}$$

$$q \cdot " = 8.64 \frac{\text{cal}}{\text{cm}^2 \text{ seg}}$$

- c) Cálculo del coeficiente de transferencia de calor h en la interface metal-molde.

$$h = \frac{q \cdot "}{T_{s_1}}$$

$$h = \frac{8.64 \text{ cm}^2 \text{ seg} \frac{\text{cal}}{\text{cm}^2 \text{ seg}}}{550^\circ\text{C}}$$

$$h = 1.571 \times 10^{-2} \frac{\text{cal}}{\text{cm}^2 \text{ seg } ^\circ\text{C}}$$

Con la obtención del h para este caso particular y aplicando el modelo de A. W. D. Hills⁶⁶

Donde propone las expresiones adimensionales de la distancia avanzada a través del molde (ζ) y el espesor adimensional a la distancia x , denominada \bar{Y} .

$$\zeta = \frac{x h^2}{Uc \rho C_p K_s} \quad (1)$$

$$\bar{Y} = \frac{H Y(x)}{K_s} \quad (2)$$

$Y(x)$ = espesor del metal solidificando a la distancia x .

\bar{H} = la expresión correspondiente al calor latente adimensional (\bar{H})

$$\bar{H} = \frac{\Delta H_i}{C_p T_s} \quad (3)$$

$$\Delta H_T = \Delta H + C_p (T_e - T_m)$$

ΔH_T = Calor latente total = Calor latente de solidificación + sobrecalentamiento.

Cálculo de \bar{H}

$$\bar{H} = \frac{\Delta H_T + H + C_p (T_e - T_s)}{C_p T_s}$$

$$\bar{H} = \frac{0.92 \frac{\text{cal}}{\text{g}} + 0.319 \frac{\text{cal}}{\text{g}^\circ\text{C}} (710^\circ\text{C} - 660^\circ\text{C})}{(0.319 \frac{\text{cal}}{\text{g}^\circ\text{C}}) (660^\circ\text{C})} = \frac{17.05 \frac{\text{cal}}{\text{g}}}{(0.319 \frac{\text{cal}}{\text{g}^\circ\text{C}}) (660^\circ\text{C})} = 0.512$$

Ahora combinemos las expresiones propuestas por Hills para determinar la manera como varía el espesor en función de la distancia avanzada a partir del inicio de la solidificación.

Sustituyendo h en ζ

$$\zeta = \frac{x_0 \left(k_s \frac{\bar{Y}}{Y(x)} \right)^2}{U_c \rho C_p K_s}$$

$$\zeta = \frac{x_0 K_s^2 \bar{Y}^2}{U_c \rho C_p K_s [Y(x)]^2} = \frac{x_0 K_s \bar{Y}^2}{U_c \rho C_p [Y(x)]^2}$$

Despejando \bar{Y}^2

$$\bar{Y}^2 = \frac{U_c \rho C_p [Y(x)]^2}{x_0 K_s}$$

agregando a esta ecuación el equivalente de $c_p = \frac{H_T}{\bar{H} T_s}$

$$\bar{Y}^2 = \frac{\zeta U_c \rho \Delta H_T [Y(x)]^2}{x_0 k_s \bar{H} T_s}$$

Obtención de las expresiones numéricas para obtener una tabulación de datos correspondientes a ζ , $Y(x)$, \bar{Y} y x - sustituyendo en las ecuaciones anteriores, los parámetros que intervienen en el proceso :

$$\bar{Y}^2 = \frac{\zeta (4 \text{ cm}^2) (0.4 \frac{\text{cm}}{\text{seg}}) (2.38 \frac{\text{g}}{\text{cm}^3}) (17.05) \frac{\text{cal}}{\text{g}}}{(1.333 \text{ cm}) (0.52 \frac{\text{cal}}{\text{cm seg } ^\circ\text{C}}) (0.512) (660^\circ\text{C})}$$

$$\boxed{\bar{Y}^2 = 2.7718 \times 10^{-1} \zeta}$$

$$\zeta = \frac{x_0 h^2}{U_c \rho C_p k_s}$$

$$\zeta = \frac{x_0 (1.571 \times 10^{-2} \frac{\text{cal}}{\text{cm}^2 \text{seg } ^\circ\text{C}})^2}{(0.4 \frac{\text{cm}}{\text{seg}}) (2.38 \frac{\text{g}}{\text{cm}^3}) (0.319 \frac{\text{cal}}{\text{g } ^\circ\text{C}}) (0.52 \frac{\text{cal}}{\text{cm seg } ^\circ\text{C}})}$$

$$\zeta = 1.5644 \times 10^{-3} x_0$$

y de $\bar{Y} = \frac{im}{ks} Y(x)$ se obtiene

$$\bar{Y} = \frac{1.571 \times 10^{-2} \frac{\text{cal}}{\text{cm}^2 \text{seg } ^\circ\text{C}}}{0.52 \frac{\text{cal}}{\text{cm seg } ^\circ\text{C}}} Y(x)$$

$$\bar{Y} = 3.021 \times 10^{-2} Y(x)$$

A partir de estas ecuaciones se obtiene una tabla que relaciona el espesor de la capa que va solidificando respecto a la distancia avanzada a través del molde.

Posteriormente se sustituyeron en la ecuación (2), los valores para el espesor $Y(x)$ a partir de $Y(x) = 0$, variando cada milímetro obteniéndose los valores de \bar{Y} en (6) para determinar la variación de ζ .

Finalmente los valores de ζ obtenidos se sustituyeron en (1) para obtener la variación de la profundidad efectiva x . Los resultados del cálculo se presentan en la Tabla No. 9

Haciendo un análisis de los datos calculados y tomando las consideraciones propuestas por Moritz^{7, 27}, quien indicó que "la

profundidad efectiva del metal en el molde es la que corresponde a la pared desnuda del aluminio (la que está en contacto con la lingotera) y que debe ser muy corta para evitar lo más posible algún defecto superficial. De tal manera que con la aplicación de un calentador o "cabeza caliente" de altura regulable se ajuste la profundidad efectiva de manera óptima.

Usando los datos calculados y fijando el diámetro (3.94 cm). Se propone un molde ó lingotera con la altura regulable que pueda adaptarse a variaciones de la profundidad efectiva; para esto se pensó, por lo tanto en una lingotera en la que se pueda tener una altura semejante al diámetro a una velocidad de colada de $0.4 \frac{\text{cm}}{\text{seg}}$, para asegurar la formación de una capa solidificada de espesor $Y(x)$ mínimo = 0.3 cm (que corresponde al 15% del radio) a la salida del molde.

Con las dimensiones propuestas se puede adaptar un alimentador ó "cabeza caliente" movable para variar la profundidad efectiva hasta encontrar la más óptima en la obtención de barreras - con la presencia mínima de defectos superficiales.

En las figuras 50a y 50b se presentan las gráficas que siguen el comportamiento de \bar{Y} (Distancia Adimensional) contra el Espesor adimensional (ζ) y la variación del espesor de la capa solidificada de la aleación, contra la distancia $Y(x)$ avanzada a través de la lingotera, para este caso donde el Calor Latente Adimensional es $\bar{H} = 0.512$. Según el Modelo propuesto por A.W. D. Hills⁶⁶.

TABLA No. 9 RELACIÓN DE LA DISTANCIA AVANZADA A TRAVÉS DEL MOLDE CON EL ESPESOR DE LA CAPA SOLIDIFICADA.

TAMBIÉN SE PRESENTAN LOS VALORES DE LA DISTANCIA - ADIMENSIONAL Y ESPESOR ADIMENSIONAL CORRESPONDIENTES.

No.	DISTANCIA AVANZ. x cm	DISTANCIA ADIM. ζ	ESPESOR ADIM. \bar{y}	ESPESOR A LA DIST. x $\gamma(x)$ cm
1	0.025	3.911×10^{-5}	3.2925×10^{-3}	0.1089
2	0.050	7.811×10^{-5}	4.656×10^{-3}	0.154
3	0.075	1.173×10^{-4}	5.703×10^{-3}	0.188
4	0.100	1.564×10^{-4}	6.58×10^{-3}	0.218
5	0.125	1.9555×10^{-4}	7.36×10^{-3}	0.244
6	0.150	2.346×10^{-4}	8.065×10^{-3}	0.267
7	0.175	2.737×10^{-4}	8.711×10^{-3}	0.288
8	0.200	3.129×10^{-4}	9.31×10^{-3}	0.308
9	0.250	3.910×10^{-4}	0.0104	0.344
10	0.300	4.690×10^{-4}	0.0114	0.377
11	0.350	5.475×10^{-4}	0.0123	0.4078
12	0.400	6.257×10^{-4}	0.0131	0.436
13	0.450	7.04×10^{-4}	0.014	0.462
14	0.500	7.82×10^{-4}	0.0147	0.487
15	0.550	8.60×10^{-4}	0.0154	0.511
16	0.600	9.38×10^{-4}	0.016	0.534
17	0.700	1.09×10^{-3}	0.017	0.576
18	0.800	1.25×10^{-3}	0.018	0.616
19	0.900	1.40×10^{-3}	0.019	0.656
20	1.000	1.564×10^{-3}	0.0208	0.689
21	2.000	3.1288×10^{-3}	0.0294	0.974
22	3.000	4.69×10^{-3}	0.036	1.194
23	4.000	6.257×10^{-3}	0.041	1.378
24	5.000	7.822×10^{-3}	0.046	1.541
25	6.000	9.386×10^{-3}	0.051	1.688
26	7.000	0.0109	0.055	1.8237
27	8.000	0.0125	0.059	1.94
28	8.4188301	0.0131704	0.0604	2.00
29	9.000	0.04	0.062	2.067

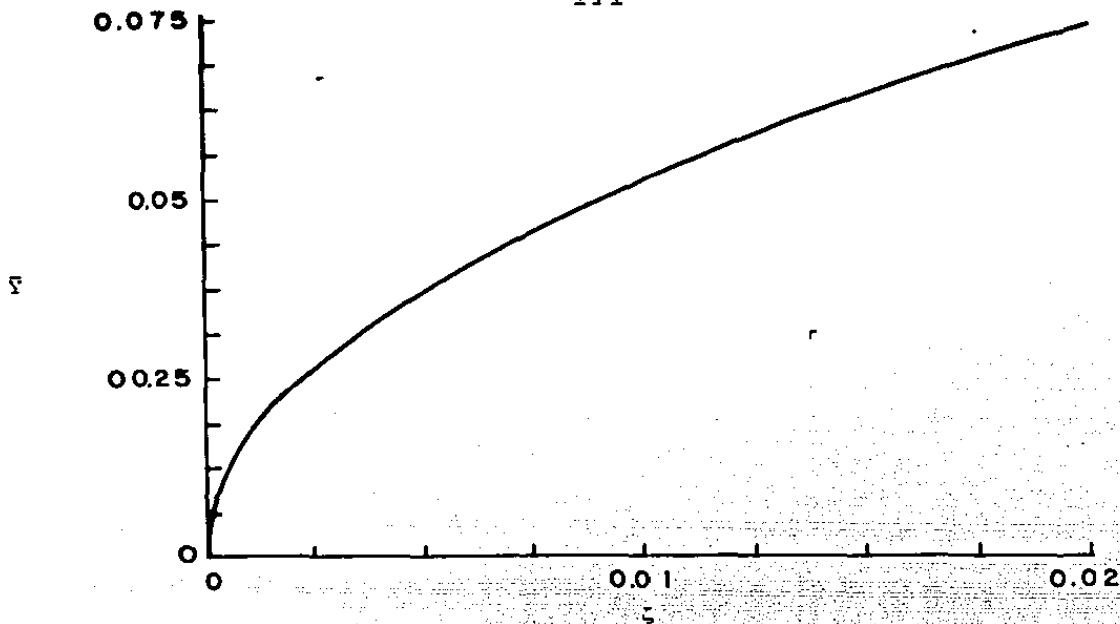


Fig. 50 a) Gráfica que representa la variación del espesor adimensional solidificado (\bar{Y}) contra la distancia adimensional (ζ) avanzada a través del molde.

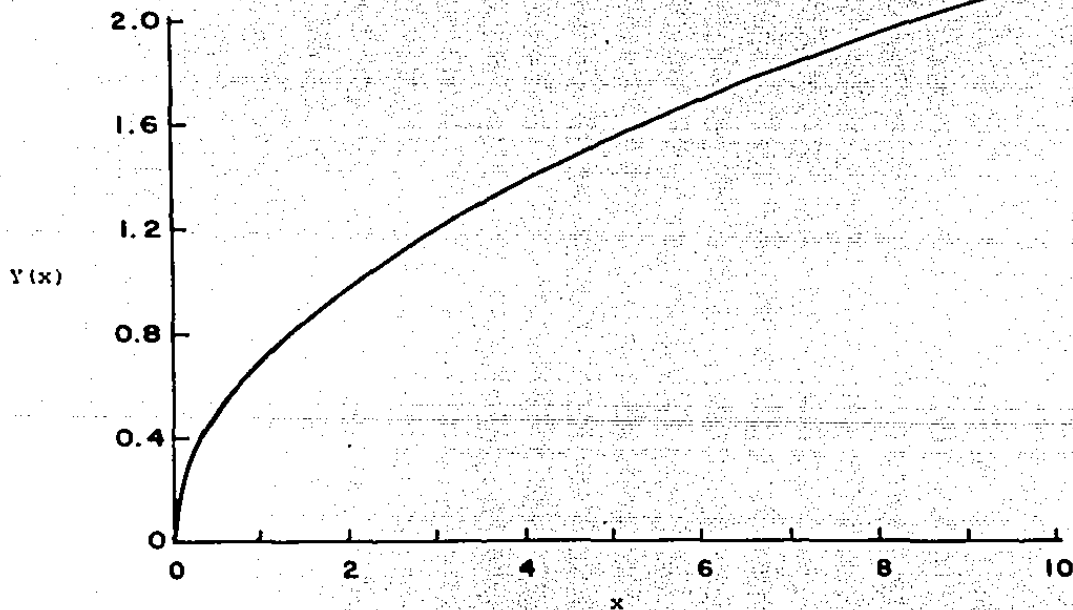


Fig. 50 b) Gráfica que representa el cambio de espesor $Y(x)$ respecto a la distancia x avanzada a partir del menisco, a través del molde. Ambas gráficas están dadas para $\bar{H} = 0.512$. ($Y(x)$ y x están dadas en cm.)

ANEXO No. 2 LEY DE ENFRIAMIENTO DE NEWTON (100)

La ley de enfriamiento de Newton se usó como auxiliar para tomar un criterio para determinar la temperatura de colada (sobre calentamiento del metal) del metal para evitar problemas de solidificación prematura y evadir la solubilidad del Hidrógeno en aluminio líquido.

La ley está dada por la siguiente expresión :

$$\frac{dT}{dt} = k (T - T_m) \quad (1) \quad \text{donde} \quad \begin{array}{l} T = \text{Temperatura líquido} \quad (710^\circ\text{C}) \\ T_m = \text{Temperatura del medio ambiente} \quad (18^\circ\text{C}) \\ t = \text{tiempo de enfriamiento} \end{array}$$

Ordenando e

Integrando :

$$\int \frac{dT}{(T - T_m)} = \int k dt \quad \longrightarrow \quad \ln (T - T_m) = kt \quad (2)$$

de donde :

$$\begin{aligned} T - T_m &= C e^{kt} \\ T &= C e^{kt} + T_m \quad (3) \end{aligned}$$

Ahora bien se proponen valores de t y T para obtener los valores de las constantes C y k

- a) $\text{Sit} = 0 \Rightarrow$ (se considera, ya que el proceso se inicia en $t = 0$).
- $\Rightarrow T = 710^\circ\text{C}$ (Se recomienda esta temperatura para evitar la elevada solubilidad del H_2 en el aluminio líquido a altas temperaturas).

Sustituyendo (3)

$$710 = Ce^{k(t)} + 18$$

$$710 = C + 18 \longrightarrow C = 710 - 18 = 692$$

$$C = \underline{\underline{692}}$$

b) Por otro lado se encontró que al efectuar varios experimentos de solidificación enfriando aluminio líquido (en lingotera refrigerada)

en 5 seg aproximadamente pasa de 710°C a 680°C

sustituyendo estos datos se tiene :

$$680 = 692e^{k(5)} + 18$$

$$662 = 692e^{k(5)} \quad \frac{662}{692} = e^{k(5)}$$

$$e^{k(5)} = 0.95664$$

$$5k = \ln 0.95664$$

$$k = \underline{\underline{-0.0088641}}$$

La ecuación de pérdida de calor será :

$$T = 692 e^{-0.00886t} + 18$$

De esta expresión se obtuvo una curva que representa la caída de temperatura con el tiempo

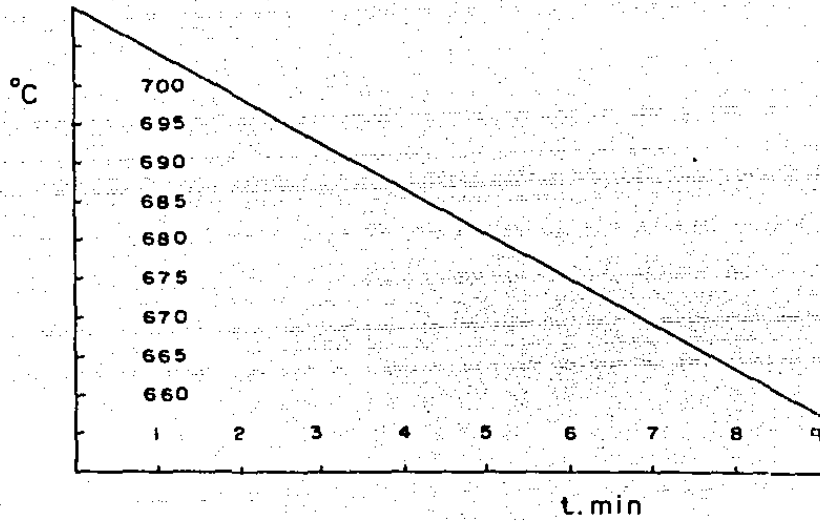


Fig. 51 Decaimiento de la temperatura respecto al tiempo, del aluminio de pureza comercial cuando es sometido a enfriamiento en lingotera refrigerada.

ANEXO No. 3 CÁLCULO DE LA CANTIDAD DE CALOR DESPRENDIDO EN LA OBTENCIÓN DE UN LINGOTE

Consideraciones aplicadas al cálculo :

- a) Cálculo de la cantidad de calor perdido en la lingotera.
- b) Cálculo de la cantidad de calor liberado durante el - enfriamiento secundario.

Desarrollo :

- a) Cálculo de la cantidad de calor liberado durante la - solidificación en la lingotera.

Datos

diámetro (d) = 3.9 cm

calor específico de la Aleación líquida (C_{pe}) = $7.0 \frac{\text{cal}}{\text{g}^\circ\text{C}}$

Calor específico de la Aleación sólida (C_{ps}) = $0.319 \frac{\text{cal}}{\text{g}^\circ\text{C}}$

longitud de la barra (l) = 25 cm.

Temperatura de colada (T_c) = 710°C

Temperatura de solidificación (T_M) = 660°C

Temperatura a la salida del molde (T_{s1}) = 550°C

Calor latente de fusión (ΔH) = $92 \frac{\text{cal}}{\text{g}}$

Densidad (ρ) = $2.38 \frac{\text{g}}{\text{cm}^3}$

Radio de la barra (r) = 1.95 cm

Coefficiente de transferencia de calor (h) = $1.57 \times 10^{-2} \frac{\text{cal}}{\text{cm}^2 \text{seg}^\circ}$

Masa de la barra (m) = 710.78 g.

a) Calor desprendido durante el enfriamiento, antes de la solidificación.

$$Q_1 = m_{Al} C_{pe} \Delta T_{sol}$$

$$Q_1 = (710.78 \text{ g}) \left(7 \frac{\text{cal}}{\text{g}^\circ\text{C}}\right) (710^\circ\text{C} - 660^\circ\text{C})$$

$$Q_1 = 248773 \text{ cal}$$

a₂) Calor desprendido durante el cambio de fase

$$Q_2 = m_{Al} \Delta H_f$$

$$Q_2 = (710.78 \text{ g}) \left(92 \frac{\text{cal}}{\text{g}}\right)$$

$$Q_2 = 65391.76 \text{ g}$$

a₃) Calor desprendido después de la solidificación a la salida de la lingotera.

$$Q_3 = m_{Al} C_{ps} \Delta T_s$$

$$Q_3 = (710.78 \text{ g}) \left(0.319 \frac{\text{cal}}{\text{g}^\circ\text{C}}\right) (660^\circ\text{C} - 550^\circ\text{C})$$

$$Q_3 = 22673.88 \text{ cal}$$

Calor total desprendido durante todo el proceso de solidificación de una barra.

$$Q_1 + Q_2 + Q_3 = 336838.64 \text{ cal.}$$

b) Enfriamiento de la barra en el secundario.

$$Q_4 = M_{cp} T$$

$$Q_4 = (710.78 \text{ g}) \left(0.319 \frac{\text{cal}}{\text{g}^\circ\text{C}}\right) (550 - 28)$$

$$Q_4 = 118357.66 \text{ cal}$$

Como se observa en el cálculo anterior la mayor cantidad de calor se desprende durante la solidificación en la lingotera.

ANEXO No. 4

TABLA No. 12 INFLUENCIA DE LOS ELEMENTOS PRESENTES EN EL ALUMINIO⁷³ (INFORMACIÓN COMPLEMENTARIA A LA OBTENIDA DE LOS DIAGRAMAS BINARIOS DE FASE PÁG. 81, 82, 83).

Elemento	No. de Coordinación	Estructura	Influencia	t
Fe ⁺²	12	$\alpha\text{Al} + \theta$ fcc + ecm	Impureza Activa Elemento de Aleación	0.88
Ni ⁺²	12	$\alpha\text{Al} + \beta$ fcc + ort. ord.	Elemento de aleación	0.87
Cu ⁺²	12	$\alpha + \theta$ fcc + bct	Elemento de aleación	0.89
Mn ⁺²	12	$\alpha + \beta$ fcc + ortho. comp.	Elemento de aleación	0.78
Ca ⁺²	12	αA fcc	Elemento de aleación	
Si ⁺⁴	4	Diamante (elem puro) $\alpha\text{Al} + \alpha\text{Si}$ (fcc+ fcc)	Impureza Activa Elem. de Aleac.	0.82
Mg ⁺	b, tb αAl	HCP (Elem. puro) FCC	Elemento de aleación	1.12

Nota: Para determinar la solubilidad de los elementos en aluminio se aplican los siguientes criterios :

- a) Se considera el diámetro atómico del aluminio y se compara con el diámetro atómico del elemento en cuestión.

$$\tau = \frac{d \text{ elemento}}{d \text{ aluminio}}$$

- b) Si el valor de τ varía entre 0.85 y 1.15 (un intervalo de ± 15), el factor favorecerá a la solubilidad del soluto en el aluminio.
- c) La estructura cristalográfica y las valencias de los dos elementos no deben diferir mucho (± 1).
- d) Otro criterio que completa a estos se menciona en las págs. , , ; donde se dan las estructuras aproximadas que se forman, considerando los diagramas binarios.

ANEXO No. 5 PREPARACIÓN DE MUESTRAS PARA EL ANÁLISIS METALOGRAFICO

- a) Se efectuó un corte longitudinal, a cada barra seccionándola por el centro.
- b) Se sometió a pulido mecánico hasta obtener una superficie lisa y brillante libre de rayaduras ($\sim 2.0 \times 10^{-1} \mu$).
- c) Con las muestras así preparadas, se aplicó ataque químico a la superficie para revelar la macro y microestructura metalográficas.
 - c.1 Para observar la macroestructura, se usó un reactivo químico de ataque formado por :

37.5% HF, 22.5% HCl, 2.5% HNO₃ y 37.5% H₂O
 - c.2 Para la observación de la microestructura metalográfica se aplicó un reactivo formado por : 0.5% HF y 99.5% H₂O
- d) Se hizo una selección del área atacada para el estudio MEB (Kevex)