

4. PLUMMER, B.: "Influencia de la Fracción 325 en los espesadores". Trabajo de Diploma. Biblioteca del ISMM, 1978.
5. TAQUECHEL, V. y M. Castillo: "Diferencia de velocidad de sedimentación desde planta de pulpa a planta de espesadores". Trabajo de Diploma. Biblioteca del ISMM, 1980.

CONTRACCIONES EN ALEACIONES DE ALUMINIO-COBRE DURANTE LA CRISTALIZACION Y ENFRIAMIENTO

RESUMEN

Se explica la interrelación entre el volumen de la porosidad, el rechupe y las contracciones generales que tienen lugar durante la cristalización y enfriamiento de las aleaciones Al-Cu en la parte del diagrama de fase con contenido de hasta 33,3 % de Cu, así como las causas que provocan este fenómeno. También se explica la influencia de la porosidad en la neumorresistencia de las aleaciones.

СЖАТИЕ В МЕДНО-АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВАХ ВО ВРЕМЯ КРИСТАЛИЗАЦИИ И ОХЛАЖДЕНИЯ

Резюме

Объясняется взаимосвязь между объёмом пористости, усадочной раковины и общим сжатием которое имеет место при кристаллизации и охлаждении сплавов Al - Cu в части фазовой диаграммы с составом до 33,3% Cu, также как и причины которые вызывают это явление.

Также объясняется влияние пористости на пневмоустойчивость сплавов.

CONTRACCIONES EN ALEACIONES DE ALUMINIO-COBRE
DURANTE LA CRISTALIZACION Y ENFRIAMIENTO

Ing. Julio Leyva Salgado
Instructor del Dpto. de Mecánica Básica del ISMMMOa

INTRODUCCION

Las aleaciones de aluminio-cobre son de singular importancia en la construcción de maquinaria moderna, utilizándose ampliamente en la fabricación de piezas de repuesto fundidas, tanto para la industria automotriz como en la aviación.

A pesar de que estas aleaciones han sido estudiadas por varios autores, aún se conoce deficientemente el comportamiento de la interrelación de la porosidad, el rechupe y la disminución de las medidas externas de las piezas fundidas fabricadas con dichas aleaciones en dependencia de su posición en el diagrama de estado, así como tampoco están explicadas claramente las causas que influyen en dicho fenómeno. El presente trabajo analiza la variación de la interrelación entre los factores señalados anteriormente en las aleaciones en la parte hipoeutectoide del diagrama de estado.

METODOLOGIA UTILIZADA

La colada de las muestras se hizo en moldes de arena y en coquillas, cuya cavidad interna tenía forma de pirámide truncada invertida. La coquilla (Figura 1) se fabricó de silumina. El canal alimentador se hizo lo suficientemente fino para que el metal se solidificara en él de inmediato, luego de llenar la cavidad del molde, y no permitiera la alimentación a la muestra durante la solidificación, dando lugar de este modo al rechupe directamente en la parte superior de la misma. En calidad de embudo de colada se

utilizó un pequeño crisol horadado en el fondo, hecho de grafito y chamota precalentado a una temperatura igual a la temperatura de la colada.

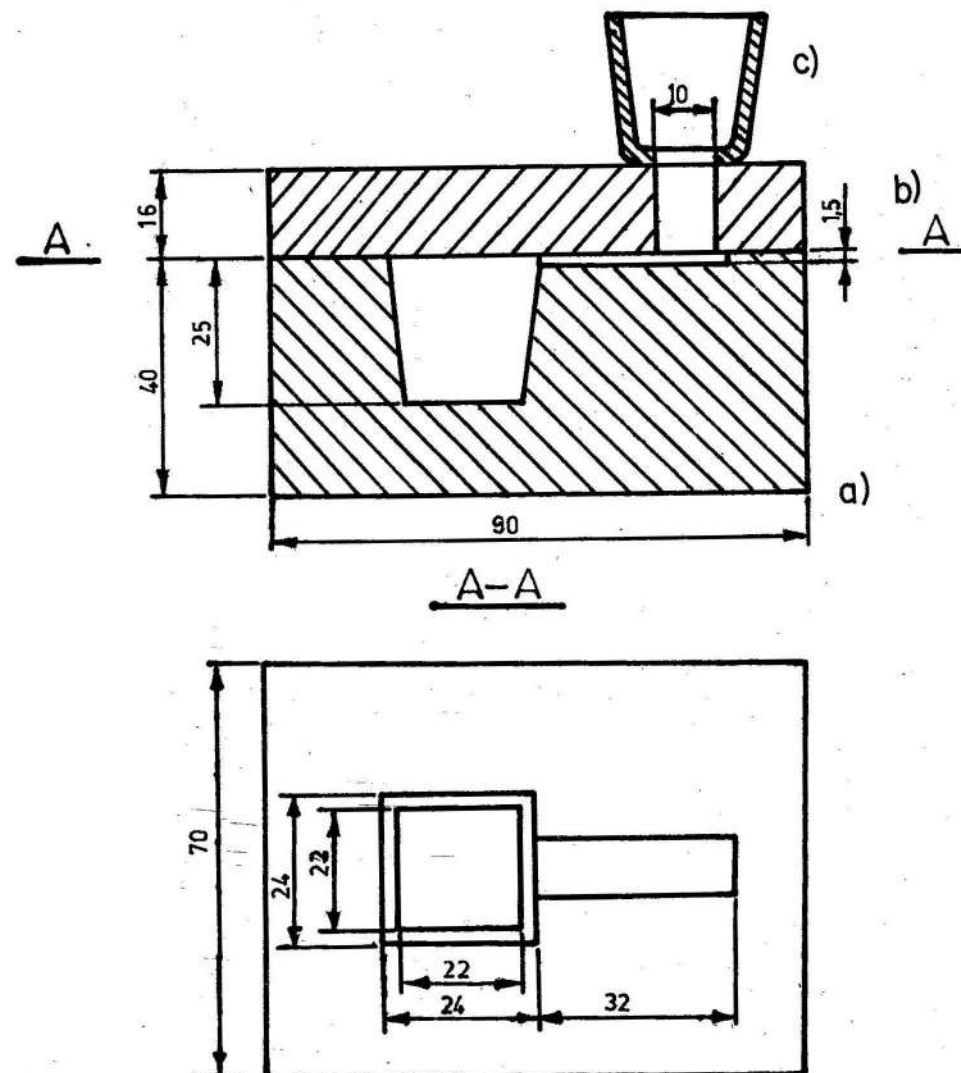


Fig. 1. Coquilla.
a) Parte inferior. b) Parte superior. c) Crisol horadado usado como embudo de alimentación.

En los moldes de arena se obtuvieron, además de las muestras con forma de pirámide truncada invertida, otras destinadas al estudio de la neumorresistencia de las aleaciones (Figura 2). Aquí el canal alimentador de la muestra cónica también se hizo suficientemente fino para evitar la alimentación complementaria y por tanto concentrar el rechupe en la parte superior de la misma. Con el objetivo de que la cristalización de la muestra destinada al estudio de la neumorresistencia fuera dirigida, se situó dentro del molde de arena un enfriador hecho de acero, con las siguientes medidas exteriores: 100 x 40 x 10 mm (largo, ancho, alto). Para preparar la mezcla de moldeo se utilizó arena sílice con 3 % de pulverbaquelita, 2 % de vidrio líquido y 4 % de agua. Para todos los experimentos se utilizó el mismo juego de modelo.

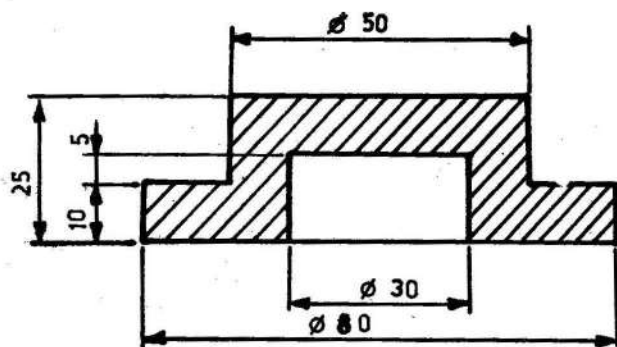


Fig. 2. Muestra utilizada para el estudio de la neumorresistencia de las aleaciones.

Durante los experimentos la temperatura del aire en el laboratorio se mantuvo entre 18,62 y 22,25 °C y la humedad relativa del aire osciló entre 63 y 72 %.

Para la fusión fue utilizado un horno eléctrico y para medir las temperaturas de las aleaciones, un termopar de aluminio-cromo.

La fusión se realizó siempre en crisoles hechos con una mezcla de grafito con chamota, los que fueron precalentados hasta 200 °C antes de cada fusión con el objetivo de eliminar la humedad de los mismos. Como instrumento auxiliar para agitar la mezcla fundida y extraer las escorias durante la desgasificación fue utilizada una pequeña varilla de grafito.

Se utilizó además otra coquilla con las siguientes medidas en su cavidad interior: 10 x 10 x 80 mm (largo, ancho, alto), destinadas a obtener muestras, de cuya parte inferior se tomaron secciones para calcular los pesos específicos de las aleaciones por el método de las pesadas hidrostáticas y para observar la microestructura de las aleaciones.

Como materiales para los experimentos se utilizó aluminio A7, ligatura aluminio-cobre 50/50 preparada en el laboratorio y para la desgasificación de las aleaciones fundidas se utilizó $MnCl_2$ el cual fue secado previamente calentándolo en una mufla.

Los experimentos se realizaron con aleaciones que contenían 0; 2; 5,7; 10; 15; 20; 25; 33,3 % de cobre en masa y el resto de aluminio. De cada aleación se colaron como mínimo dos partidas de muestras.

Las aleaciones sobrecalentadas en 200 °C por encima de la línea de líquido del diagrama de estado se sometieron a la desgasificación con cantidades de $MnCl_2$ iguales al 0,15 % de la masa metálica a desgasificar, el cual se introdujo en la profundidad del líquido con ayuda de una

campana. Al concluir la desgasificación, las aleaciones se dejaron enfriar hasta una temperatura superior en 140 °C a la línea de líquido del diagrama.

La colada se hizo siempre en el mismo orden y durante la misma la masa metálica se agitó para mantener la homogeneidad de su composición. Las muestras al extraerse de los moldes se limpiaron con éter.

El peso específico de las aleaciones se calculó por la fórmula siguiente:

$$\rho_A = \frac{P_A}{V_M} = \frac{P_A \cdot \rho_L}{P_A - P_L} \text{ g/cm}^3 \quad (1)$$

donde:

V_M - volumen de la muestra

ρ_A - peso específico de la aleación de que está hecha la muestra

P_A - peso de la muestra en el aire

ρ_L - peso específico del líquido dentro del cual tuvieron lugar las pesadas (en nuestro caso se utilizó agua destilada, la cual tiene un peso específico de 1 g/cm³)

P_L - peso de la muestra dentro del líquido.

El volumen de las muestras fue calculado con ayuda de la fórmula siguiente:

$$V_M = P_A - P_L \text{ cm}^3 \quad (2)$$

El volumen de la masa metálica compacta se calculó con ayuda de la fórmula siguiente:

$$V_{MET} = \frac{P_A}{\rho_A} \text{ cm}^3 \quad (3)$$

V_{MET} = volumen de la masa metálica compacta contenida en las muestras.

Con el objetivo de determinar la magnitud del rechupe, en las muestras precalentadas hasta 70 °C se vertió parafina en estado líquido. Después de solidificarse y enfriarse la parafina, los excesos de la misma se recortaron hasta los bordes de la muestra y luego se pesaron nuevamente. Fue posible determinar el volumen del rechupe por medio de la fórmula siguiente:

$$V_{RECH} = \frac{P_{c.p.} - P_{s.p.}}{\rho_{PAR}} \text{ cm}^3 \quad (4)$$

V_{RECH} - volumen del rechupe

$P_{c.p.}$ - peso de la muestra en cuyo rechupe fue vertida parafina

$P_{s.p.}$ - peso de la muestra antes de verterle parafina

ρ_{PAR} - peso específico de la parafina.

Conociendo el volumen de las muestras (fórmula 2) y el de la masa metálica compacta (fórmula 3) puede entonces fácilmente conocerse el volumen de la porosidad en el interior de las muestras:

$$V_{POR} = V_M - V_{MET} \text{ cm}^3 \quad (5)$$

V_{POR} - volumen de la porosidad contenida en el interior de las muestras.

El volumen total de todas las contracciones sufridas por las muestras durante su cristalización y enfriamiento fue posible calcularlo por la siguiente fórmula:

$$V_{TOTAL} = V_{C.I.M.} - V_{MET} \text{ cm}^3 \quad (6)$$

V_{TOTAL} - volumen total de las contracciones

$V_{C.I.M.}$ - volumen de la cavidad interior de los moldes

V_{MET} - volumen de la masa metálica compacta contenida en la muestra.

Luego de estos cálculos, las magnitudes de la porosidad, rechupes y contracciones externas de las muestras fueron transformadas a por ciento en relación con el volumen inicial del metal vertido en la cavidad interna de los moldes.

A la muestra cuya neumorresistencia debía ser estudiada, montada en una construcción, como se ve en la Figura 3 e introducida en agua, se le aplicó en su interior argón a una presión de diez atmósferas. Si el gas no pasaba a través de la pared de la muestra a la misma se le quitaba en un torno por ambas caras una capa de medio milímetro de grosor y el experimento se repetía sucesivamente hasta que si el gas no atravesaba la muestra, la pared quedaba tan fina que se rompía bajo la acción del gas.

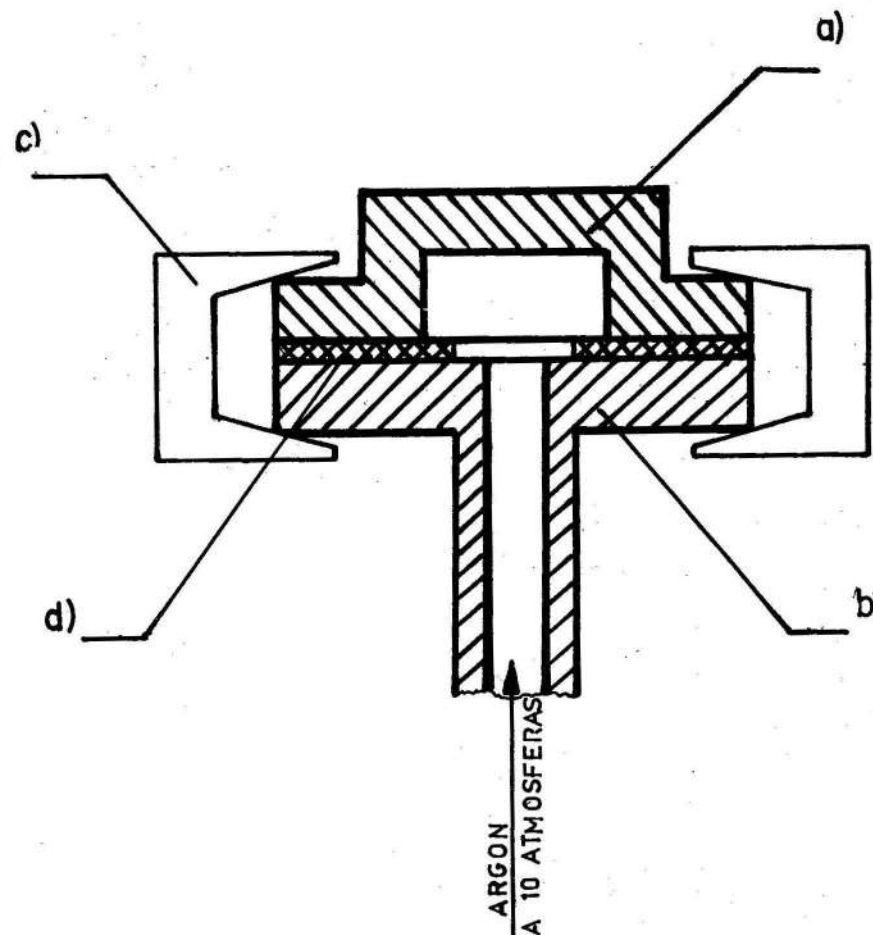


Fig. 3. Construcción para estudiar la neumorresistencia de las aleaciones.

a) Muestra. b) Cabezal de apoyo de la muestra. c) Muela para unir la muestra y el cabezal a presión. d) Junta de goma.

RESULTADOS OBTENIDOS

Los resultados obtenidos de las muestras coladas en la coquilla (Figura 1) y en los moldes de arena muestran que en ambos casos, en la medida en que varía el contenido de cobre desde cero hasta 33,3 %, cambia también la interrelación entre el volumen del rechupe y de la porosidad.

En las muestras obtenidas en moldes de arena, al aumentar el contenido de cobre, el volumen del rechupe en comparación con el del aluminio puro, disminuye hasta alcanzar el valor mínimo en la aleación que tiene 20 % de cobre, después de lo cual crece fuertemente hasta el punto de eutéctica (Figura 4). La porosidad creció en la medida en que disminuyó el rechupe y disminuyó en la medida en que creció el mismo, es decir, son inversamente proporcionales; a pesar de que la interrelación entre ellos fue variable su suma se mantuvo casi igual.

El volumen de las contracciones generales de las aleaciones en relación con el volumen inicial de metal vertido en el molde disminuyó fuertemente al aumentar el contenido de cobre, alcanzando su punto mínimo en la aleación correspondiente al punto de eutéctica. Los resultados descritos se corroboran con las observaciones de las macroestructuras de las muestras obtenidas en moldes de arena, en las cuales se vio claramente que la porosidad aumenta en la misma medida que el contenido de cobre, alcanzando el máximo en las aleaciones que contienen de 15 a 20 % de cobre y luego disminuyó al acercarse al punto de eutéctica.

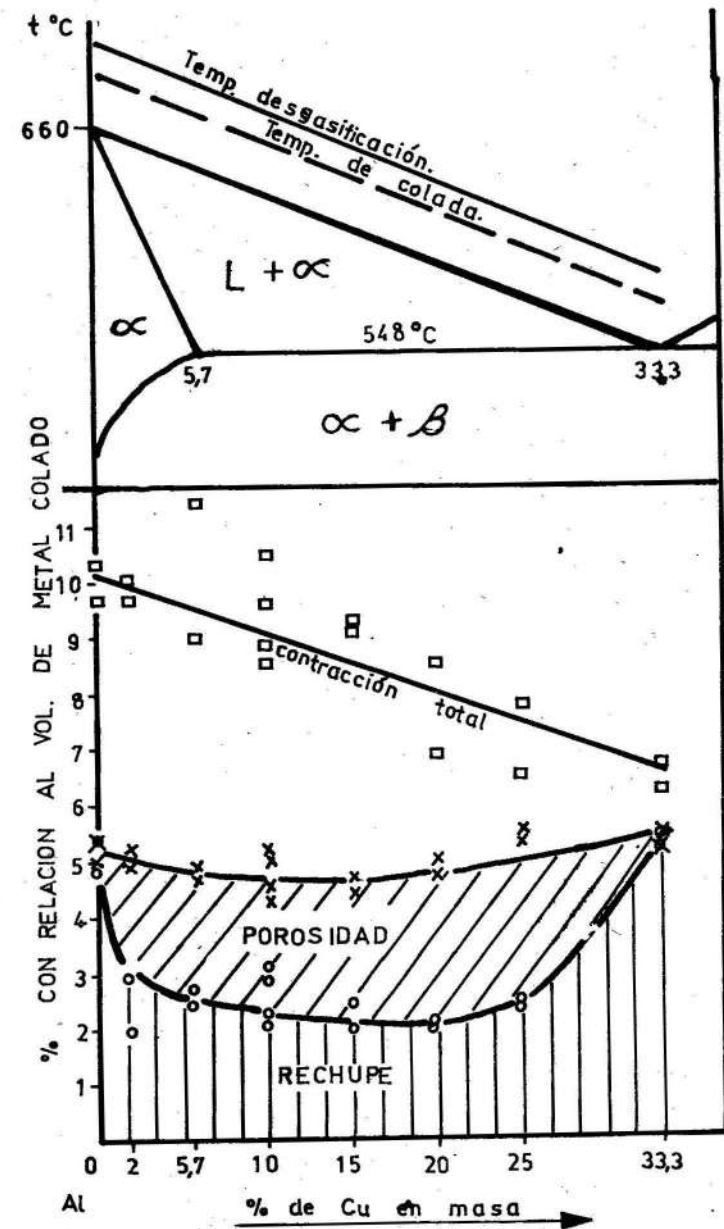


Fig. 4. Variación de la interrelación entre el rechupe y la porosidad de las aleaciones aluminio-cobre coladas en moldes de arena, en dependencia de su posición en el diagrama de fase.

El volumen del rechupe de las muestras obtenidas en coquillas (Figura 5) disminuyó al aumentar el contenido de cobre hasta 2 %, pero la línea que lo muestra en la figura no cae tan fuertemente.

En las aleaciones que tienen de 2 a 25 % de cobre, el volumen del rechupe se conserva casi sin variación pero en las aleaciones que contienen de 25 a 33,3 % de cobre aumenta hasta un máximo que se corresponde con el punto de eutéctica. El volumen de la porosidad aumenta al aumentar el contenido de cobre desde cero hasta 5,7 % de cobre, pero en las aleaciones que poseen de 5,7 a 25 % de cobre se conserva casi invariable. Al alcanzar 25 % de cobre la porosidad comienza a disminuir hasta ser mínima en la aleación correspondiente al punto de eutéctica.

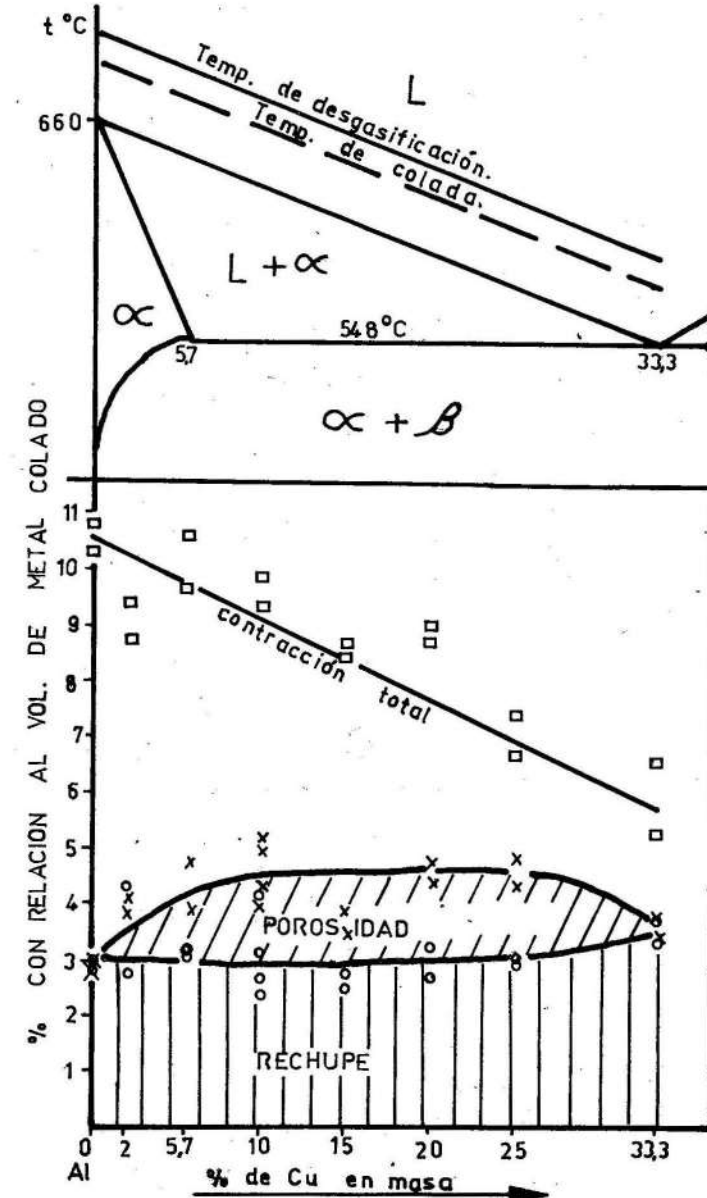


Fig. 5. Variación de la interrelación entre el rechupe y la porosidad de las aleaciones aluminio-cobre coladas en coquillas, en dependencia de su posición en el diagrama de fase.

Como se ve en la Figura 5, la línea que muestra en porcentaje la suma del rechupe y la porosidad no se obtuvo tan horizontal como la obtenida en las muestras fundidas en moldes de arena. Esta línea ascendió en las aleaciones situadas entre el aluminio puro y 5,7 % de cobre; se mantuvo casi horizontal de 5,7 a 25 % de cobre y en el intervalo de 25 a 33,3 % de cobre descendió nuevamente.

Experimentalmente se determinó que la velocidad de cristalización de las aleaciones en las coquillas (1,01 grados centígrados por segundo) es mucho mayor que en los moldes de arena (0,06 grados centígrados por segundo) y la influencia de esto en la microestructura se observa claramente, ya que las muestras obtenidas en coquillas presentan una microestructura fina y las microestructuras de las muestras obtenidas en moldes de arena son gruesas y con la eutéctica bien definida (Figura 6).

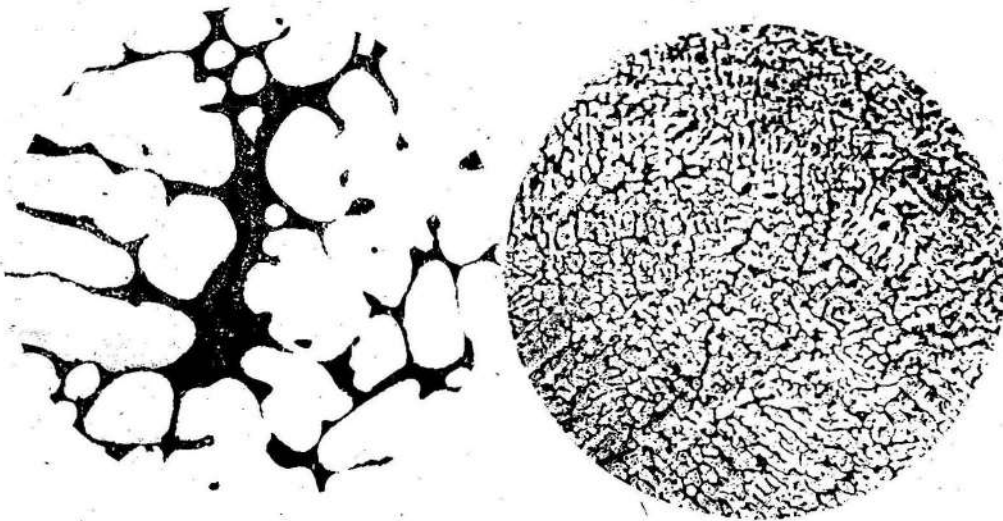


Fig. 6. Influencia de la velocidad de enfriamiento en el grosor de la microestructura (aluminio, 15 % de cobre) X800.
a) coladas en moldes de arena; b) coladas en coquillas.

Observando el interior de los poros con ayuda de un microscopio estereoscópico se determinó que la formación de los mismos fue a causa de las contracciones sufridas por la aleación durante la cristalización y no por origen gaseoso. Las dendritas observadas en la superficie de los poros tienen su sentido de crecimiento hacia el centro de los mismos y no continuaron su crecimiento normal debido al agotamiento del metal líquido a consecuencia de su solidificación. Las dendritas observadas tienen bien definidos en muchos casos sus ejes de primer y segundo grado y en aquellos casos en que no pudieron formarse completamente o su eje primario coincidió con el plano de la cara pulida; entonces se observan solamente los ejes secundarios como un conjunto de esferas a lo largo de la superficie del poro (Figura 7).

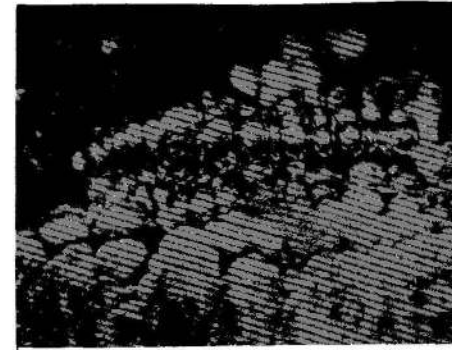


Fig. 7. Interior de un poro (aluminio, 20 % de cobre) XL200.

El metal líquido en el molde de arena al ponerse en contacto con las paredes del mismo forma una cáscara sólida, pero en el interior permanece líquido aún. Al alcanzar la masa líquida que está en contacto con la cáscara sólida un determinado sobreenfriamiento surgen los primeros cristales, los cuales aún van a poder desplazarse (moverse) dentro de la masa líquida, mientras que en ella la temperatura aún permita la convección, a la vez que tiene lugar

el crecimiento de dendritas hacia el centro de la muestra en la misma medida que el calor es cedido desde el líquido a la cáscara, de la cáscara al molde y del molde al medio circundante.

La cantidad de dendritas que crecen es de gran magnitud y en un momento dado las mismas se topan unas con otras formando una carcasa metálica (un esqueleto metálico). La formación de la carcasa metálica ocurre a diferentes temperaturas para cada aleación y esto da lugar a que se pueda trazar en el diagrama de estado una línea que represente la formación de las mismas, la cual parte del punto de solidificación del aluminio puro en el diagrama de fase y corta la línea de eutéctica en un punto al cual se le llama crítico. No obstante la formación de la carcasa metálica que es una malla sólida constituida por dendritas, en los espacios interdendríticos hay líquido atrapado, el cual al solidificarse da lugar a la formación de poros. Estos se forman al contraerse las pequeñas masas líquidas aisladas durante la solidificación de las mismas. La porosidad puede o no mostrarse concentrada en el centro de las piezas fundidas en función de la cantidad del segundo componente y del enfriamiento, lo cual se comprobó en las observaciones de las macroestructuras.

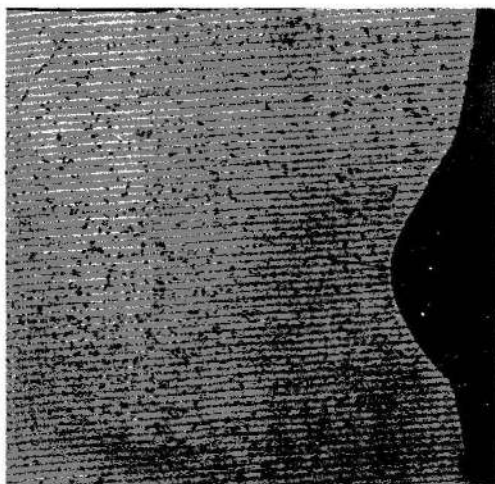
La cantidad de microporciones de líquido atrapadas en los espacios de la carcasa metálica es cada vez mayor en la medida que aumenta el contenido de cobre, siendo máximo en el por ciento de cobre correspondiente a la aleación del punto crítico lo que explica que en la misma tenga lugar la mayor porosidad. En el intervalo comprendido entre el punto crítico y el de eutéctica (donde no se forma carcasa metálica) la cantidad de microporciones de líquido atrapados en la masa de cristales formados por sobreenfriamiento disminuye hasta el punto de eutéctica y esto explica que la porosidad sea mínima en la aleación correspondiente al punto eutéctico.

En las muestras obtenidas en las coquillas el volumen de la porosidad es mucho menor que el de la porosidad de las muestras obtenidas en molde de arena. Esto lo explica el hecho de que al ser mayor la velocidad de enfriamiento, también será mayor la velocidad de desplazamiento del plano de cristalización desde la superficie de contacto entre el metal y el molde hacia el centro de la muestra; menor tamaño tendrán las dendritas y menor será la posibilidad de que pequeñas porciones de metal queden atrapadas entre la masa de cristales o en los espacios interdendríticos, dando lugar a la formación de poros. Aquí también se debe señalar que la alta velocidad de enfriamiento implica un desplazamiento del diagrama de fase hacia la izquierda lo que motivó una porosidad casi igual en el intervalo entre 2 y 25 % de cobre.

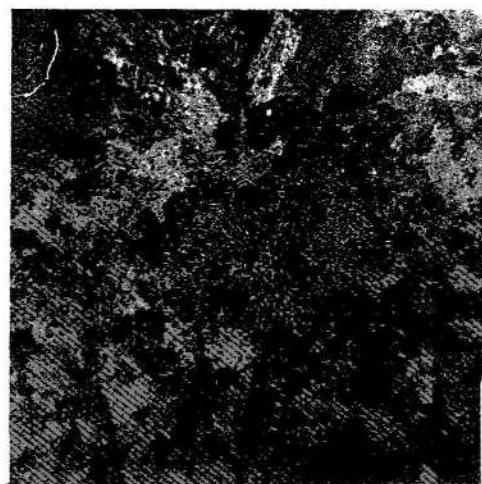
El estudio de la neumorresistencia de las aleaciones dio como resultado que ninguna muestra permitió el paso del gas a través de la misma, incluso ni al disminuir el grosor de la pared de la muestra, lo que pone de manifiesto que los poros existentes en las mismas no se intercomunican, por lo que las aleaciones presentan una alta neumorresistencia.

CONCLUSIONES

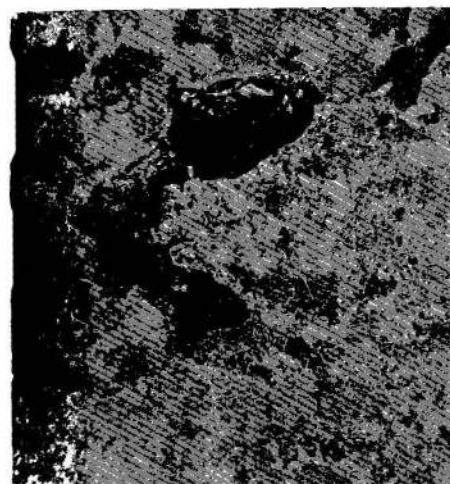
1. Se establece que la porosidad máxima se observa no en las aleaciones que poseen el mayor intervalo de cristalización sino en las aleaciones que tienen mayor intervalo entre la línea de líquido y la línea de formación de la carcasa metálica. En este caso las que tienen entre 15 y 20 % de cobre.
2. Se demuestra que en la formación de poros en las piezas fundidas tiene gran influencia la velocidad de enfriamiento. Con el aumento de la velocidad de enfriamiento, la porosidad disminuye.



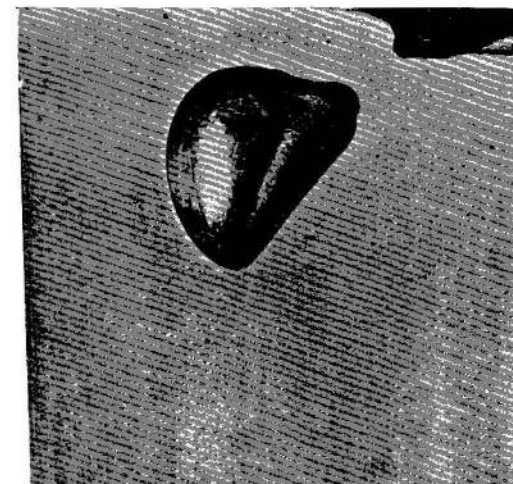
Al + 10 % Cu



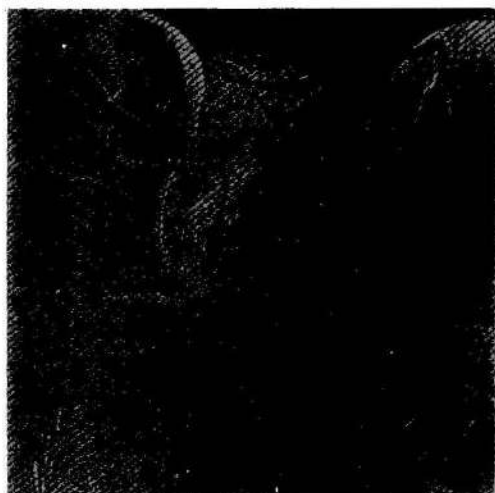
Al + 20 % Cu



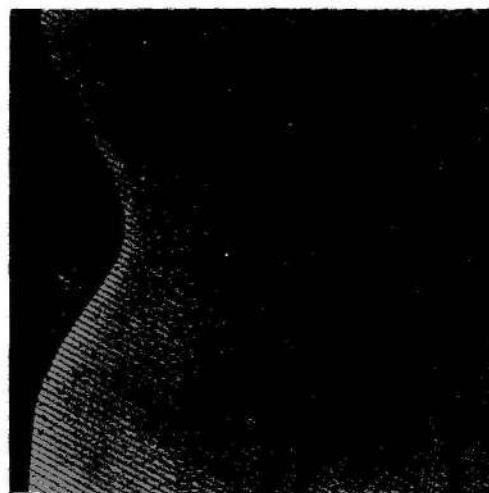
Al + 25 % Cu



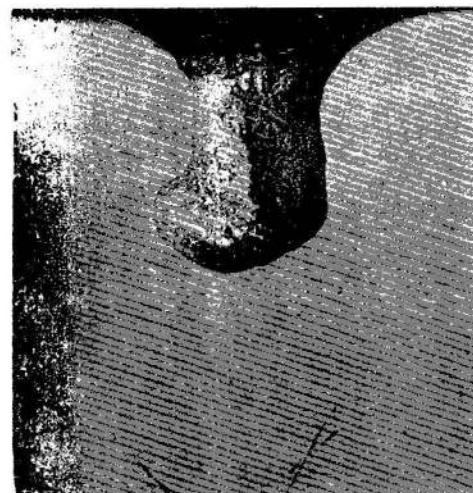
Al + 33,3 % Cu



Al puro



Al + 5,7 % Cu



Al + 2 % Cu

Fig. 8. Variación entre el rechufe y la porosidad, en dependencia del contenido de cobre.

3. Se observó que en la granulometría de la estructura metálica, tiene gran influencia la velocidad de enfriamiento. A mayor velocidad de enfriamiento la microestructura de la aleación es más fina.
4. El volumen general de contracciones de las aleaciones disminuyó al aumentar el contenido de cobre hasta el correspondiente al punto de eutéctica.
5. Se demostró que en las aleaciones de aluminio-cobre, la porosidad no determina la neumorresistencia de las piezas fundidas.
6. Es recomendable trabajar en la búsqueda de un modificador que disminuya la fragilidad de las aleaciones cercanas a la eutéctica, de modo que se puedan utilizar industrialmente, ya que prácticamente en ellas no se forman poros.

REFERENCIAS

1. ARUTINIAN, V. N.: "Investigación de las regularidades de las variaciones volumétricas en la cristalización de las aleaciones de sistemas dobles". *Disertación de Candidato a Doctor en Ciencias Técnicas*. Original en ruso, MISIS, Moscú, 1975.
2. BAJTIAROV, R. A.: "La magnitud de la porosidad de contracción de la colada en dependencia de la situación de la aleación en el diagrama de fase". Original en ruso. *Revista Metalurgia y Combustible*, no. 4, 1962.
3. BAJTIAROV, R. A.: "Influencia de la composición de la aleación y la velocidad del enfriamiento en la distribución de la porosidad de contracción en las coladas". Original en ruso. *Revista Metalurgia y Combustible*, no. 5, 1962.
4. GULIAIEV, B. B.: *Procesos de fundición*. Original en ruso, Ed. Mashguiz, Moscú, 1960.
5. KUMANIN, I. B.: *Problemas de la teoría de los procesos de fundición*. Original en ruso, Ed. Mashinostroenie, Moscú, 1976.

INVESTIGACIONES SOBRE LOS CRITERIOS DE SEMEJANZA HIDRODINAMICA APLICADOS AL TRANSPORTE HIDRAULICO

RESUMEN

El estado actual de la teoría del hidrot transporte obliga con frecuencia a realizar experimentos para determinar los parámetros de trabajo de diferentes instalaciones industriales.

La realización de los ensayos en pequeñas instalaciones de laboratorio es más barata, consume menos tiempo y permite obtener resultados más precisos, pero su generalización a instalaciones industriales de mayor tamaño, o para hidromezclas con otra composición se dificulta debido a las limitaciones que para modelar estos fenómenos tienen los criterios de semejanza conocidos en la hidráulica de fluidos homogéneos.

En el presente trabajo se analizan algunos criterios de semejanza hidrodinámica con vista a su aplicación al hidrot transporte de minerales y concentrados. Se deducen dos nuevos parámetros adimensionales con perspectivas para su utilización como criterios de semejanza para generalizar resultados empíricos en el movimiento de líquidos heterogéneos y se establece una interrelación escalar para su modelación.

ИССЛЕДОВАНИЕ КРИТЕРИЕВ ГИДРОДИНАМИЧЕСКОГО ПОДОБИЯ ПРИМЕНЯЕМЫХ В ГИДРАВЛИЧЕСКОМ ТРАНСПОРТЕ

Резюме

Существующее положение в теории гидротранспорта часто вызывает необходимость проведения экспериментов по определению рабочих параметров различных промышленных установок.