

UNIVERSIDAD NACIONAL DE INGENIERIA

**FACULTAD DE INGENIERIA GEOLOGICA,
MINERA Y METALURGICA**



**DISEÑO DEL SISTEMA DE ALIMENTACION
Y ALIMENTADORES DE LOS LATONES ROJOS
LATON 85/5/5/5 (C 83600)**

T E S I S

Para Optar el Título Profesional de :
INGENIERO METALURGISTA

AMILCAR SANTIAGO PARRA OTAROLA

**LIMA - PERU
1998**

**EN HOMENAJE AL SACRIFICIO DE MIS QUERIDOS
PADRES VICTOR Y FILOMENA Y SU APOYO
CONSTANTE PARA ESTE LOGRO.**

**DEDICADO A MIS SERES QUERIDOS
NORMA , AMILCAR Y PAMELA. RAZON
DE MI EXISTIR Y LUZ GUIA DE TODAS
MIS METAS.**

**EN AGRADECIMIENTO A LOS PROFESORES ;
COMPAÑEROS DE ESTA MI QUERIDA FACULTAD
INGS. RIGOBERTO SANDOVAL , ALBERTO LANDAURO,
RICARDO UNGARO , EFRAIN CASTILLO , JAIME DAMASO,
Y OTROS QUE NO LOS MENCIONO PERO QUE LES
GUARDO EN ALTA ESTIMA .**

INDICE GENERAL

	<u>PAG N°</u>
CAPITULO I :	1
INTRODUCCION	
CAPITULO II	4
SOLIDIFICACION DE LAS ALEACIONES DE COBRE	
1.- MOLDES DE SOLIDIFICACION	5
2.- EFECTO DE LA SOLIDIFICACION SOBRE LA POROSIDAD DE CONTRACCION	9
3.- VELOCIDAD DE SOLIDIFICACION	13
4.- REFINAMIENTO DE GRANO	15
5.- SOLIDIFICACION DIRECCIONAL	16
6.- SEGREGACION	18
CAPITULO III	19
FUNDAMENTOS DE LA FUNDICION DEL LATON ROJO	
1.- DIAGRAMAS DE EQUILIBRIO : Cu-Zn, Cu-Sn, Cu-Pb, Cu-Sn-Zn	20
2.- EFECTO DE LOS ELEMENTOS ALCANCES EN LOS LATONES ROJOS	27
3.- VARIACIONES MICROESTRUCTURALES	28
4.- CARACTERISTICAS DE FUNDICION DE LOS LATONES ROJOS	29
a.- EFECTO DE LA TEMPERATURA	30
b.- EFECTO DE LA PRESION DE HIDROGENO	31
c.- EFECTO DE LA PRESION DE VAPOR DE ZINC	32
5.- PROPIEDADES DE LOS LATONES ROJOS	33
6.- APLICACIONES MAS FRECUENTES DE LOS LATONES ROJOS	34

CAPITULO IV 35

**DISTANCIA DE ALIMENTACION EN LATONES ROJOS
(ALEACION C83600)**

FUNDAMENTO TEORICO

1.- MODELOS	37
2.- MOLDEO	39
3.- FUSION	40
4.- INSPECCION	42
5.- RESULTADOS	43

CAPITULO V 48

DISEÑOS DE RISERS

1.- CONSIDERACIONES TEORICAS	48
2.- TIPOS DE RISERS	55
3.- DISEÑOS DE RISERS	57
a.- METODO DEL CFR	59
b.- METODO DEL MODULO	60
c.- METODO COX	68
d.- METODO JEANCOLAS	69

CAPITULO VI 70

DISEÑO DEL SISTEMA DE ALIMENTACION

1.- BEBEDERO	72
2.- AREA DE CHOQUE	75
3.- VELOCIDAD DE VACIADO	77
4.- CANALES DE COLADA Y ENTRADAS	81
5.- TIPOS ESPECIALES DE SISTEMAS DE ALIMENTACION	88

CAPITULO VII	91
CONTROL DE CALIDAD EN LATONES ROJOS	
1.- MATERIALES DE CARGA	92
a.- LINGOTES	92
b.- CHATARRA	94
2.- CALIDAD DEL METAL	96
a.- ENSAYO DE CONTRACCION O RECHUPE	102
b.- ENSAYO DE FRACTURA	103
c.- ENSAYO DE PRESION REDUCIDA	105
3.- CONTROL DE LA TEMPERATURA DEL METAL	106
4.- ENSAYOS MECANICOS	109
a.- PROPIEDADES DE TRACCION	110
b.- DUREZA	113
c.- RESISTENCIA AL IMPACTO	115
5.- METALOGRAFIA	116
6.- PRACTICA DE DESOXIDACION	117
7.- ANALISIS QUIMICO	119
a.- ESPECTROSCOPIA DE EMISION OPTICA	121
b.- FLUORESCENCIA POR RAYOS X	122
c.- ANALISIS POR ABSORCION ATOMICA	123
d.- ANALISIS POR PLASMA DE PAR INDUCTIVO	124
8.- ENSAYOS NO DESTRUCTIVOS	125
a.- INSPECCION RADIOGRAFICA	125
b.- INSPECCION POR TINTES PENETRANTES	128

CAPITULO VIII	131
DEFECTOS DE LOS LATONES ROJOS	
1.- PROYECCIONES METALICAS	132
a.- DEFECTO A 112 – VENAS O REBABAS	132
b.- DEFECTO A 211 – HINCHAMIENTOS	133
c.- DEFECTO A 212 – EROSIONES, CORTES O ARRASTRES	134
d.- DEFECTO A 213 – DEFORMACIONES	135
e.- DEFECTO A 311 – SUDOR DEL ESTAÑO Y SUDOR DEL PLOMO	136
2.- CAVIDADES	137
a.- DEFECTO B 111 – SOPLADURAS Y PINHOLES	137
b.- DEFECTO B 121 – BOLSAS DE GAS	139
c.- DEFECTO B 221 – RECHUPE INTERNOS O CIEGOS	140
d.- DEFECTO B 222 – RECHUPE DE LA LINEA CENTRAL O AXIAL	142
e.- DEFECTO B 311 – MACRORECHUPE, MICRORECHUPE, POROSIDAD DE CONTRACCION Y FUGAS	143
3.- DISCONTINUIDADES	145
a.- DEFECTO C 221 – RAJADURAS EN CALIENTE	145
b.- DEFECTO C 311 – UNION FRIA O JUNTA FRIA	147
4.- DEFECTOS SUPERFICIALES	148
a.- DEFECTO D 132 – COLA DE RATA	148
b.- DEFECTO D 141 – DEPRECCIONES SUPERFICIALES O ARRUGAS	149
c.- DEFECTO D 221 – QUEMADO O ADHERENCIA	150
d.- DEFECTO D 223 – PENETRACION DE METAL	151
e.- DEFECTO D 231 – DARTAS	151
5.- PIEZAS INCOMPLETAS	154
a.- DEFECTO E 121 – MISRUN	154
6.- INCLUSIONES O ANOMALIAS ESTRUCTURALES	156
a.- DEFECTO G 121 – INCLUSIONES DE ESCORIA, OXIDOS O FUNDENTES	156
b.- DEFECTO G 142 – COSTURA DE OXIDOS O PIELES	158
c.- DEFECTO G 144 – PUNTOS DUROS	159

CAPITULO IX

161

- CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES

161

- ANEXO 1 FOTOGRAFÍAS, FOTOMICROGRAFÍAS

BIBLIOGRAFIA

CAPITULO I: INTRODUCCION

El objetivo de un sistema de alimentación es permitir la distribución del metal en la cavidad del molde a una adecuada velocidad, sin pérdidas excesivas de temperatura, libre de la cuestionable turbulencia, atrapamiento de gases, escorias y dross (óxidos, etc.). El problema por lo tanto es estudiar los datos teóricos y experimentales disponibles a fin de que podamos hacer una inteligente elección del diseño del sistema de alimentación y de risers.

La aleación C83600 denominada “**latón rojo al plomo**” antiguamente se le conocía como metal onza debido a que se elaboraba aleando una onza de cada elemento aleante (Sn, Pb, Zn) con una libra de Cu. Entre sus características importantes tenemos una buena maquinabilidad, resistencia a la corrosión, propiedades de antifricción, color, solidez y excelente colabilidad por lo que esta aleación es una de las más utilizadas. Se aplica en válvulas, accesorios de griferías, bombas de agua, pequeños engranajes, impulsores, estatuas, etc.

Las aleaciones comerciales de base cobre como grupo son únicas por las características que exhiben del rango de solidificación. Es de importancia que todos aquellos que están comprometidos en la manufactura de piezas de aleaciones de cobre, tengan una completa comprensión de las características de solidificación de estas aleaciones y su impacto sobre los procedimientos del **Diseño de Risers y Sistema de Alimentación** (Capítulo II).

La aleación C83600 (latón rojo 85/5/5/5) posee un rango de solidificación de 156°C, en consecuencia solidifica de una manera pastosa es decir dendrítica, produciéndose una pronunciada segregación, sobreenfriamiento y no equilibrio que resulta de una falta de adecuada difusión. Esta aleación no se presta a los tratamientos térmicos, o procesos tales como la inoculación, es usada siempre en la condición de "bruto de colada" y su microestructura depende, esencialmente del contenido de aleación (pureza) y velocidad de solidificación (Capítulo III).

Las aleaciones del grupo II pueden considerarse que prácticamente no tienen distancia de alimentación, como en aquellos del grupo I. Por lo tanto, el estudio de la distancia de alimentación de la aleación C83600, se realizará en base a la medición de la densidad, utilizando la misma técnica que para las aleaciones de aluminio (Capítulo IV).

Los principios del diseño de risers para estas aleaciones pueden comprenderse mejor recordando sus características de solidificación y contracción. Estas aleaciones solidifican de una manera análoga al endurecimiento del concreto por medio de lo cual la masa completa, en el enfriamiento por debajo de la temperatura de líquidus, primero se espesa y luego se torna pastosa debido a la formación de una siempre incrementada cantidad de cristales de metal sólido en todo el líquido. Este es el comportamiento característico de estas aleaciones, siempre que ellas solidifiquen a una velocidad relativamente lenta (Capítulo V).

En vista de que estas aleaciones son relativamente insensibles a la turbulencia pueden usarse diferentes sistemas de alimentación; deben ser importantes consideraciones la simplicidad del diseño y la colocación de las entradas, para mejorar la adecuada secuencia de solidificación, antes que evitar la turbulencia (Capítulo VI).

Para aplicaciones críticas en ingeniería hay especificaciones que deben cumplirse estrictamente. Sin embargo, muchos productos comerciales implican requerimientos de servicio menos severos y ciertos patrones inferiores de calidad. Antes que una fundición pueda establecer un programa de control de calidad que sea efectivo y económico es esencial que los standards de calidad de la pieza sean definidas cuidadosamente y acordadas entre el productor y el usuario. Se debe poner énfasis en la solidez y apariencia de las piezas (Capítulo VII).

El primer y más importante paso en corregir piezas defectuosas es el adecuado diagnóstico o identificación del defecto. Para ayudar a la adecuada identificación de los defectos, se ha proyectado un sistema internacional que clasifica al defecto basado en su apariencia visual, naturaleza, tamaño y ubicación en o dentro de la pieza (Capítulo VIII).

CAPITULO II:

SOLIDIFICACION DE LAS ALEACIONES DE Cu

Las aleaciones comerciales de base cobre como grupo son casi únicos por las características que exhiben del rango de solidificación. El conocimiento del comportamiento de solidificación es, especialmente, importante al fundidor, en vista de que este comportamiento controla la incidencia de la porosidad de contracción o rechupes, los modelos en que estos rechupes tienen lugar y las técnicas requeridas de alimentación.

A causa de la amplia variación en el modo de solidificación de las aleaciones de base cobre, una pieza en particular que requiere un cierto diseño de risers y un determinado sistema de alimentación cuando se hace de una aleación, puede requerir el uso de un procedimiento diferente cuando se hace de otra aleación. Por lo tanto, el fundidor de aleaciones de cobre, frecuentemente, confronta la necesidad de hacer cambios radicales en la práctica. Es de importancia que todos aquellos que están comprometidos en la manufactura de piezas de aleaciones de cobre, tengan una completa comprensión de las características de solidificación de estas aleaciones y su impacto sobre los procedimientos del diseño de risers y sistema de alimentación.

1. MODELOS DE SOLIDIFICACION

Para propósitos prácticos, es conveniente dividir a las aleaciones de base cobre en 2 grupos, con el objeto de discutir la solidificación. Esta clasificación es grosera, ya que estos grupos representan extremos de comportamiento; algunas aleaciones caen en la clasificación intermedia.

- **GRUPO I:** Aleaciones que solidifican formando una piel sólida (aleaciones con estrecho rango de solidificación).- Este grupo comprende al cobre puro, las aleaciones con alto cobre (cobre-cadmio, cobre-cromo, cobre-berilio), aleaciones cercanas al eutéctico como los bronce al aluminio y ciertos latones amarillos.

Cuando se vacía una aleación del Grupo I dentro de un molde de arena, primeramente hay un período de demora durante el cual el molde extrae el sobrecalentamiento del metal líquido. La solidificación empieza tan pronto como la temperatura, del metal adyacente a las paredes del molde, cae al punto de solidificación o temperatura de líquidus en el caso de aleaciones (en la práctica se requiere un ligero sobreenfriamiento).

El comienzo de la solidificación está marcado por la formación de numerosos pequeños cristalitos contra las paredes del molde. Los cristalitos orientados favorablemente, luego empezarán a crecer rápidamente, a los lados y hacia dentro, enlazándose con sus vecinos para formar una piel continua o cáscara de metal solidificado, conocido como “frente de solidificación”, ver la Figura 2.1. El frente, que es realmente el límite entre la piel sólida y el metal líquido, luego avanza hacia el interior de la pieza en una dirección perpendicular a las paredes del molde.

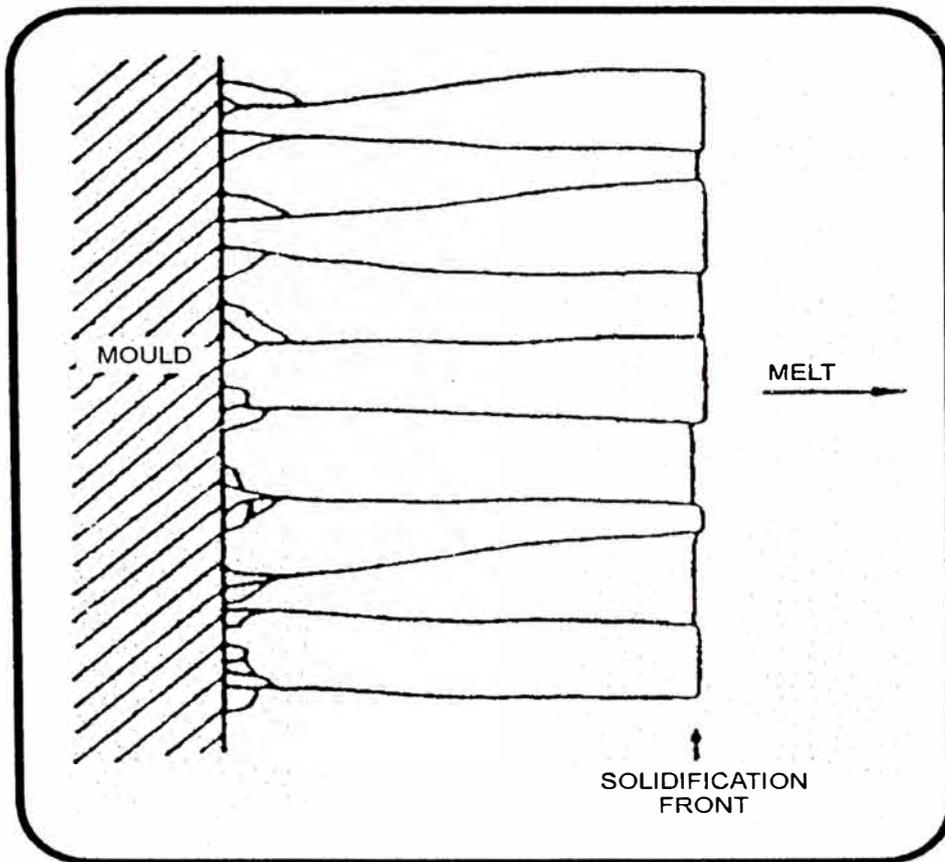


Figura 2.1.- Frente de solidificación en el cobre de alta pureza

Este modo de solidificación se ilustra en la Figura 2.2, que presenta las etapas progresivas en la solidificación de la sección de una placa. Las condiciones aquí mostradas, estrictamente hablando, son típicas sólo para metales puros, tal como el cobre puro, o en aleaciones de composición eutéctica, las cuales solidifican a una temperatura fija.

La solidificación de metales conteniendo pequeñas cantidades de elementos aleantes o impurezas (cobre oxidado, cobre-cromo, etc.) es completamente similar excepto que en vez de ser liso, el frente de solidificación es rugoso debido a la tendencia hacia el crecimiento dendrítico de los cristales. La solidificación de estas aleaciones se presenta en la Figura 2.3. Las macroestructuras de las piezas de estas aleaciones, usualmente, presentan cristales columnares.

- **GRUPO II:** Aleaciones que solidifican de una manera pastosa (aleaciones con amplio rango de solidificación).- Este grupo comprende a los bronce al estaño, latones rojos, ciertos latones amarillos, plata-níquel, latones semi-rojos y bronce al plomo.

El mecanismo de solidificación de este grupo de aleaciones es totalmente diferente de las del grupo I. Como en el caso anterior, la solidificación se inicia con la deposición de numerosos cristalitos en las paredes del molde. A partir de este punto, desaparece toda similitud con las características de solidificación de las aleaciones del grupo I. El crecimiento de los cristalitos formados en las paredes del molde es casi, inmediatamente retardado o detenido temporalmente. La razón para esto es que los cristalitos, inicialmente, solidificados son bastante más pobres en elementos aleantes, que el líquido del cual han solidificado

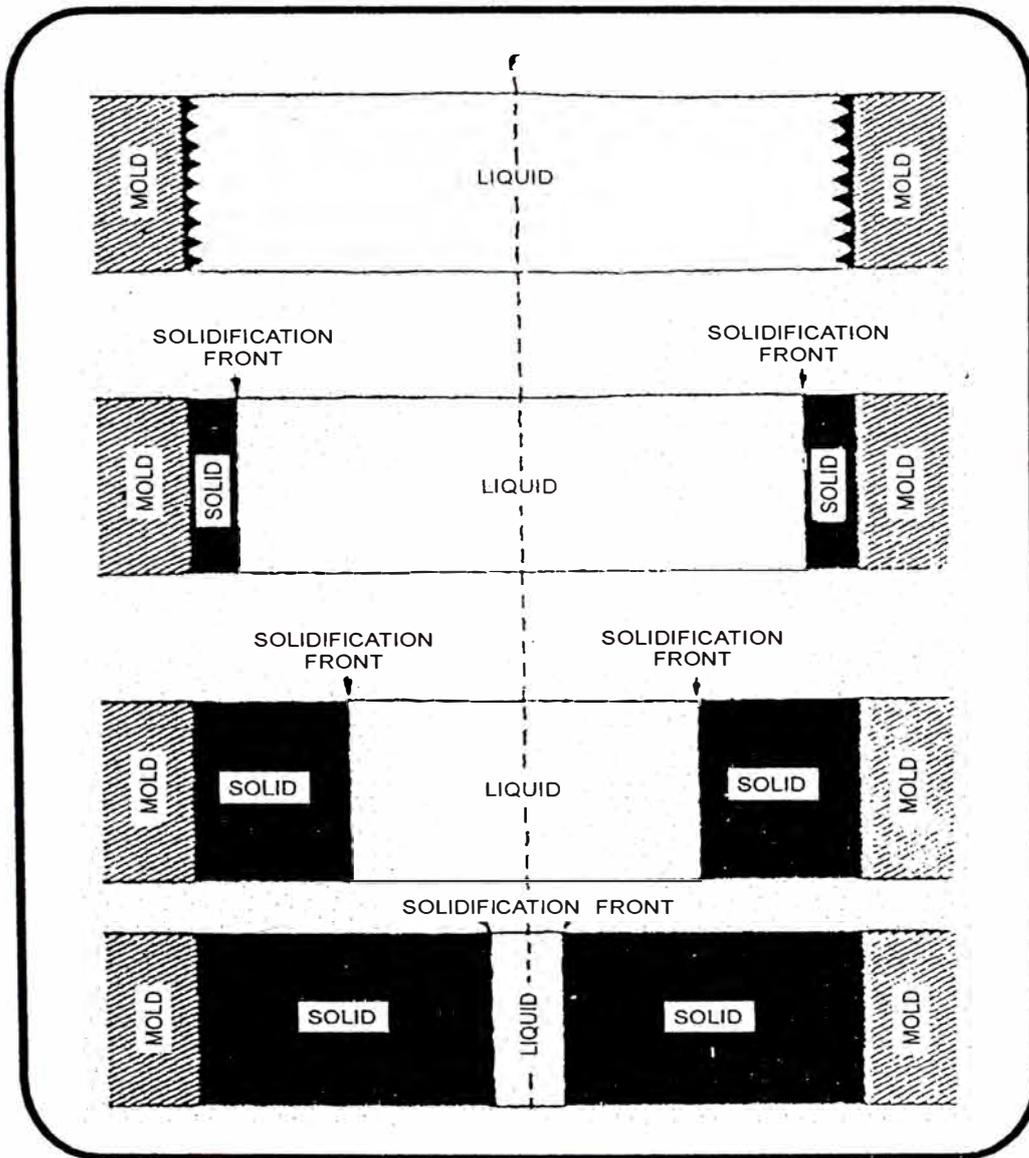


Figura 2.2.- Etapas en la solidificación del cobre de alta pureza.

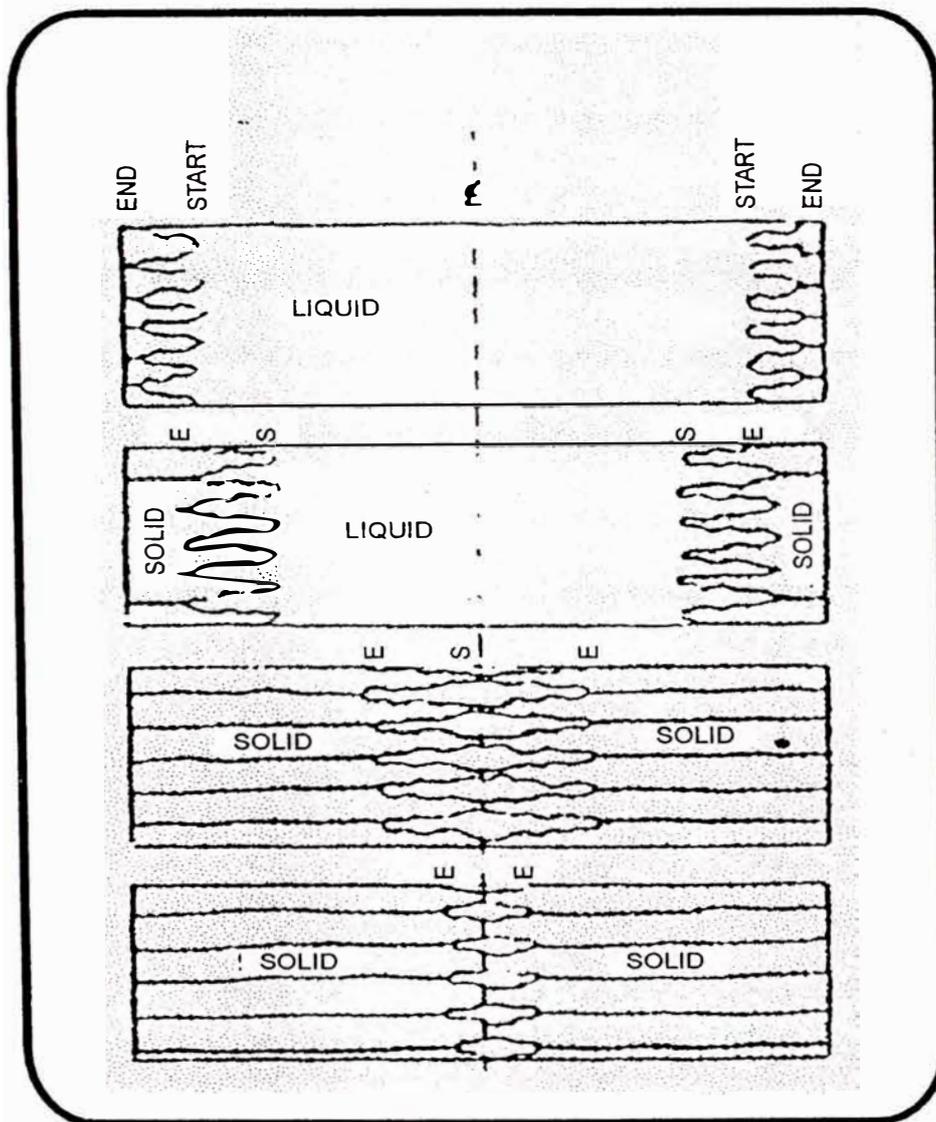


Figura 2.3.- Etapas en la solidificación de aleaciones de cobre de bajo contenido de aleantes. Solidificación formando piel.

Cuando se forman estos cristalitas, los átomos de los elementos aleantes son rechazados hacia el líquido circundante, de este modo el líquido se enriquece, grandemente, en estos elementos. Esto, baja el punto de solidificación de este líquido, tal que el crecimiento del cristal, temporalmente no puede continuar.

La extracción de calor por el molde continúa y baja ligeramente la temperatura de este líquido así como del líquido de la región más distante, no afectada, más cercana al interior de la pieza. Esta caída en la temperatura origina una segunda “tanda” de cristalitas nucleadas al exterior de la zona enriquecida, como se indica en la Figura 2.4. A su vez, el crecimiento de esta segunda “cosecha” de cristalitas es restringido y rápidamente se forma una tercera tanda de cristalitas aún en el interior de la pieza, justo más allá de la región enriquecida que ahora rodea la segunda tanda de cristalitas. El proceso se repite una y otra vez hasta que se hayan nucleado pequeños cristalitas a través de toda la pieza, tal como se ilustra en la Figura 2.5.

La solidificación continúa con el crecimiento gradual de todos los cristalitas. Este proceso tiene lugar, simultáneamente, en toda la pieza. Los cristalitas se estrechan a las paredes del molde creciendo ligeramente más rápido que aquellos cercanos al centro de la pieza, sin embargo, las diferencias no son, especialmente, marcadas. El proceso de solidificación en estas aleaciones es análogo al fraguado del cemento, el material primero es fluido, luego se vuelve pastoso y finalmente se vuelve rígido. Teniendo en mente el modo de solidificación, es fácil comprender porque la macroestructura de estas piezas presenta cristalización equiaxial.

Los mecanismos de solidificación descritos anteriormente, representan los 2 extremos. En la práctica, no hay una transición definida desde el modo de

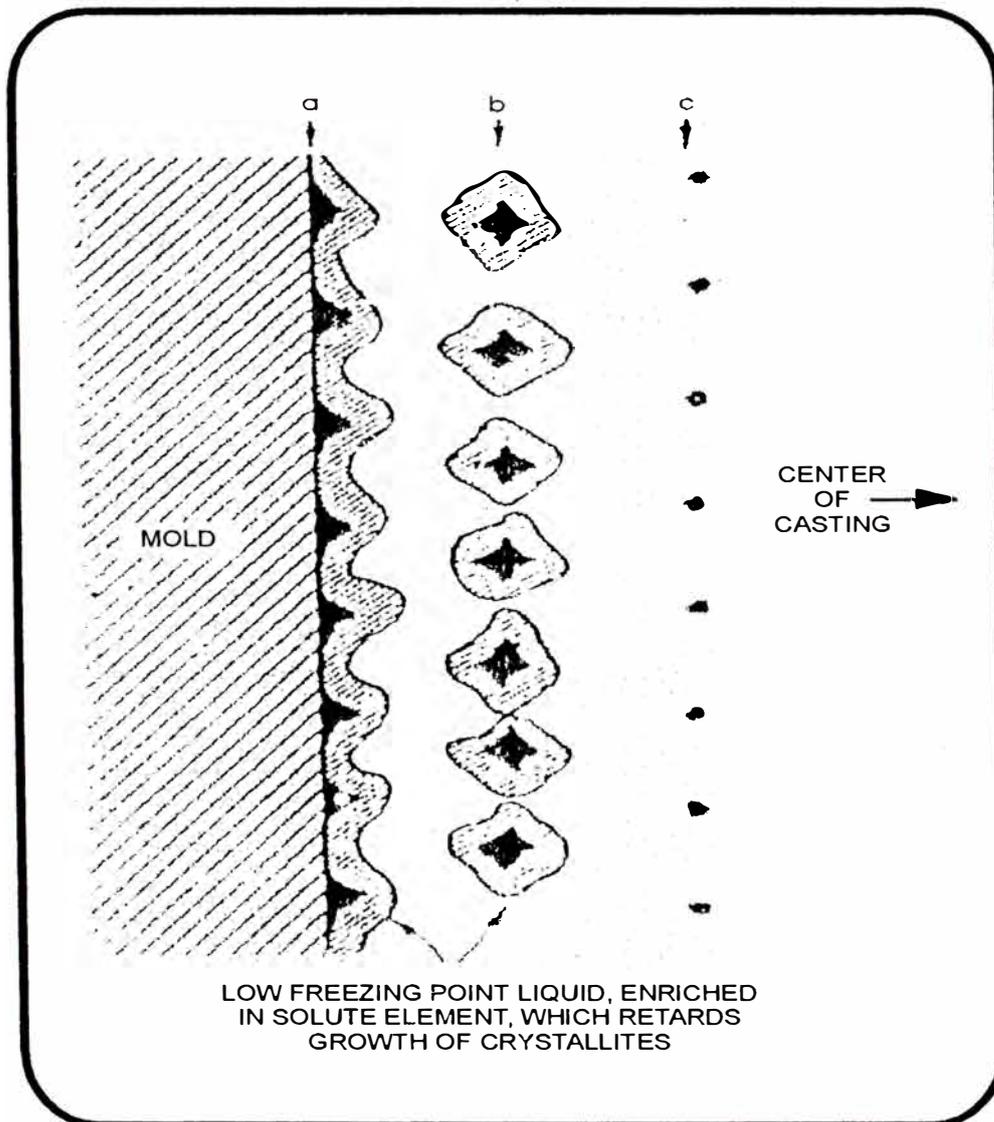


Figura 2.4.- Representación esquemática de la restricción del crecimiento de cristales en la solidificación de las aleaciones de Cu de alto contenido de aleantes.

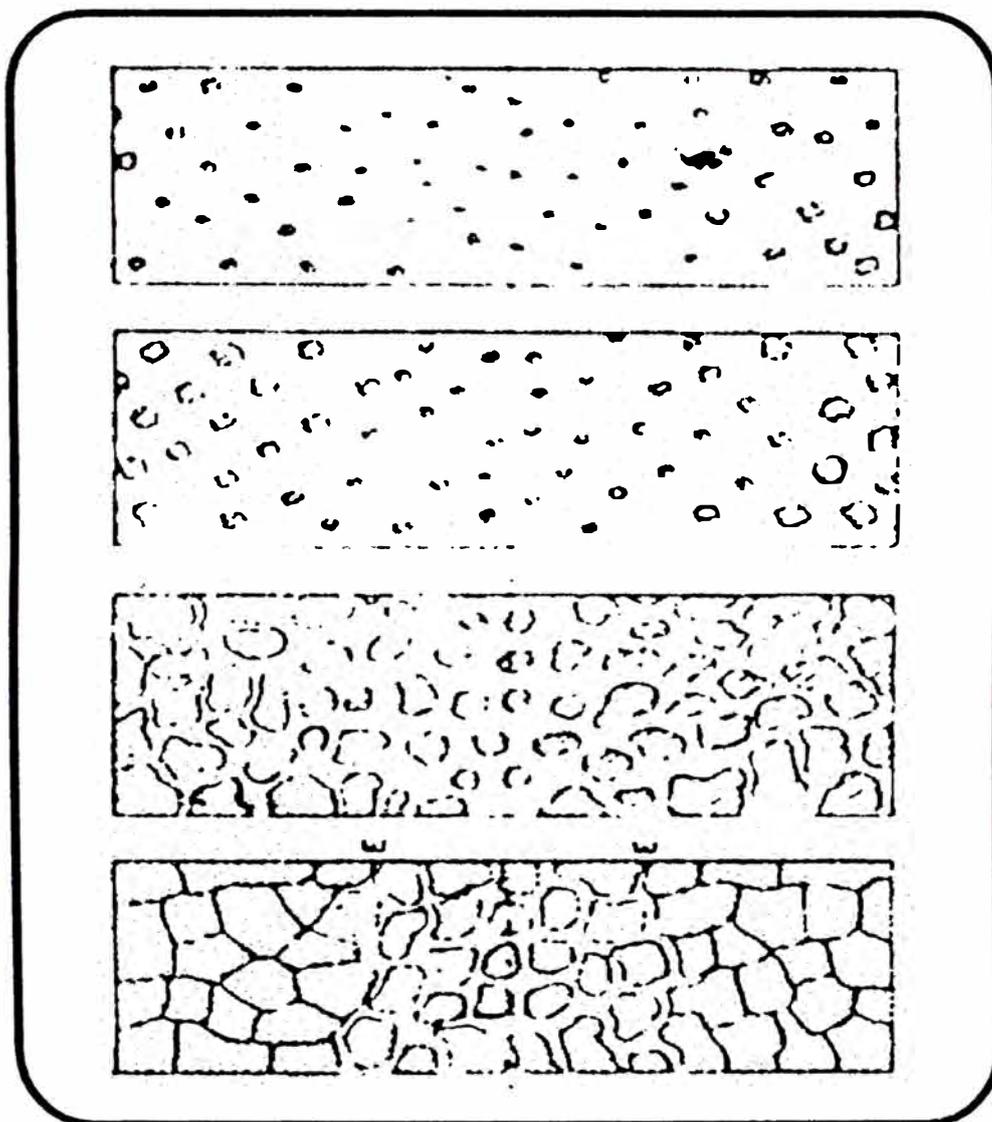


Figura 2.5.- Etapas en la solidificación de las aleaciones de cobre de alto contenido de aleación.

solidificación formando una piel sólida a la solidificación de manera pastosa, a medida que se incrementa en la aleación el contenido de cobre; en vez de ello, se observan continuas etapas intermedias de solidificación a medida que se aumenta el contenido de aleación. El modo preciso de solidificación, también es afectado por las condiciones de solidificación, tales como la velocidad de solidificación. Normalmente, coladas de la misma composición están en el Grupo I o II. Sin embargo, bajo extremas condiciones de enfriamiento, en las piezas pueden producirse estructuras columnares o equiaxiales, o ambas.

En el modo intermedio de solidificación, las dendritas primeramente formadas se pugnan hacia el interior de la pieza, tal como se ilustra en la Figura 2.6; sin embargo, debido a que el metal líquido que los separa se enriquece en elementos aleantes, las dendritas no son capaces de entrelazarse hasta finalizar el proceso de solidificación, cuando la pieza completa está casi sólida. Las “agujas” de las dendritas de la clase ilustrada en la Figura 2.6, a veces continúan creciendo hasta que ellas alcancen el centro de la sección; en este caso, la macroestructura de la pieza es totalmente columnar.

Frecuentemente, el crecimiento de estas dendritas disminuye poco a poco para siempre en una cierta etapa, y la región central de la pieza solidifica de la manera pastosa, típico de las aleaciones del Grupo II. La zona central de la pieza, luego posee una macroestructura equiaxial, mientras que las regiones extremas tienen una estructura columnar. Notar que en estas aleaciones un recorrido del líquido puede extenderse a través de los cristales solidificados en la misma pared del molde, casi hasta el fin de la solidificación.

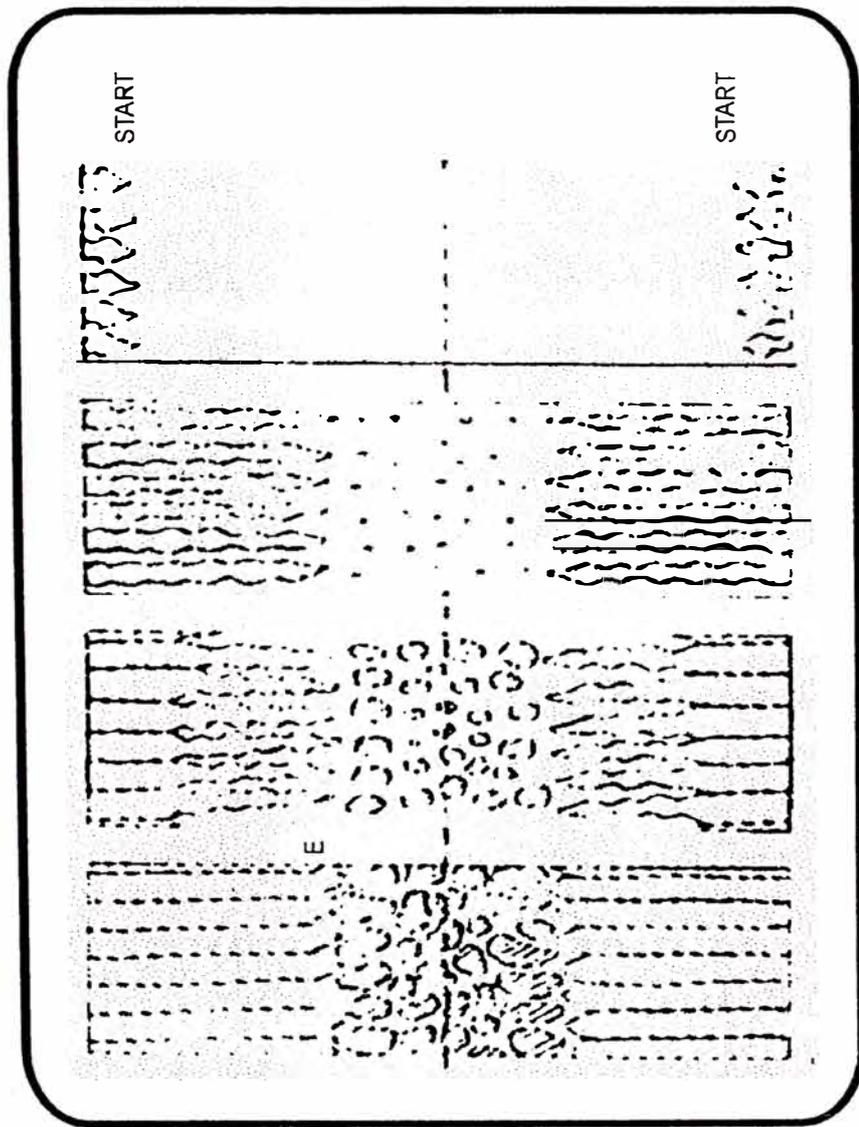


Figura 2.6.- Etapas en la solidificación de una aleación de cobre en la manera intermedia.

2. EFECTO DE LA SOLIDIFICACION SOBRE LA POROSIDAD DE CONTRACCION

Los diferentes mecanismos de solidificación que se han descrito son, vitalmente importantes desde el punto de vista de la alimentación de piezas, en vista de que ellos gobiernan el tipo y distribución de la porosidad de contracción (rechupe) que tiende a producirse.

- **ALEACIONES DEL GRUPO I.-** Se caracterizan por la formación de “rechupes” simétricos y profundos. La forma en que estos rechupes se producen es presentada en la Figura 2.7. El cobre de alta pureza y otros metales puros forman rechupes lisos de forma perfecta. El cobre conteniendo pequeñas cantidades de elementos aleantes o impurezas tiende a formar rechupes menos regulares cuyas paredes son un tanto rugosas, correspondiendo a la apariencia del frente de solidificación de “colina y valle”.

En secciones de placas o barras, las aleaciones del Grupo I, cuando no son alimentadas, dan origen a la contracción de la línea central del tipo indicado en la Figura 2.8. Esta clase de contracción surge, hacia el fin de la solidificación, debido a que las puntas de los cristales se aproximan a la línea central de la sección desde direcciones opuestas haciendo contacto uno con otro; de este modo, el metal líquido residual en los valles se cierra a cualquier acceso al reservorio de alimentación de metal en los risers. Los "centros térmicos" no alimentados en piezas hechas de estas aleaciones dan origen a cavidades pronunciadas, de paredes lisas, como se muestra en la Figura 2.8.

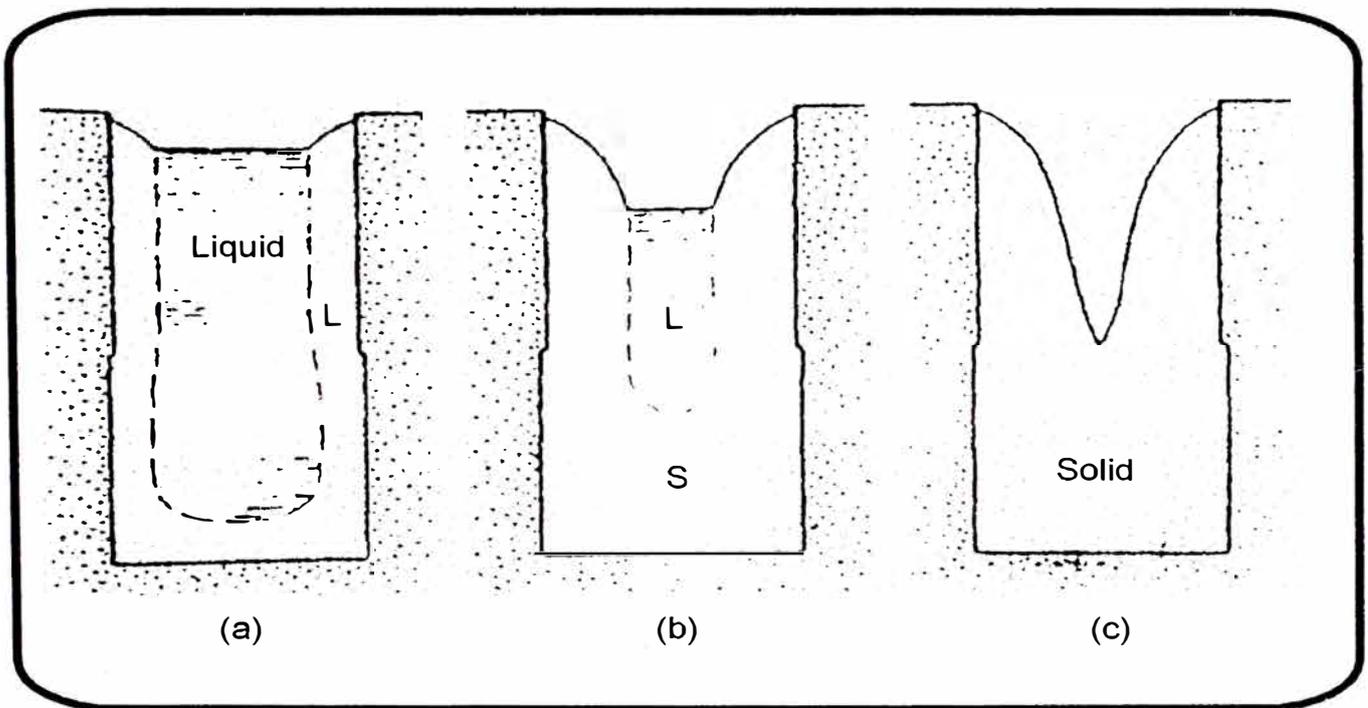


Figura 2.7.- Formación del rechupe en las aleaciones de cobre que solidifican formando una piel sólida.

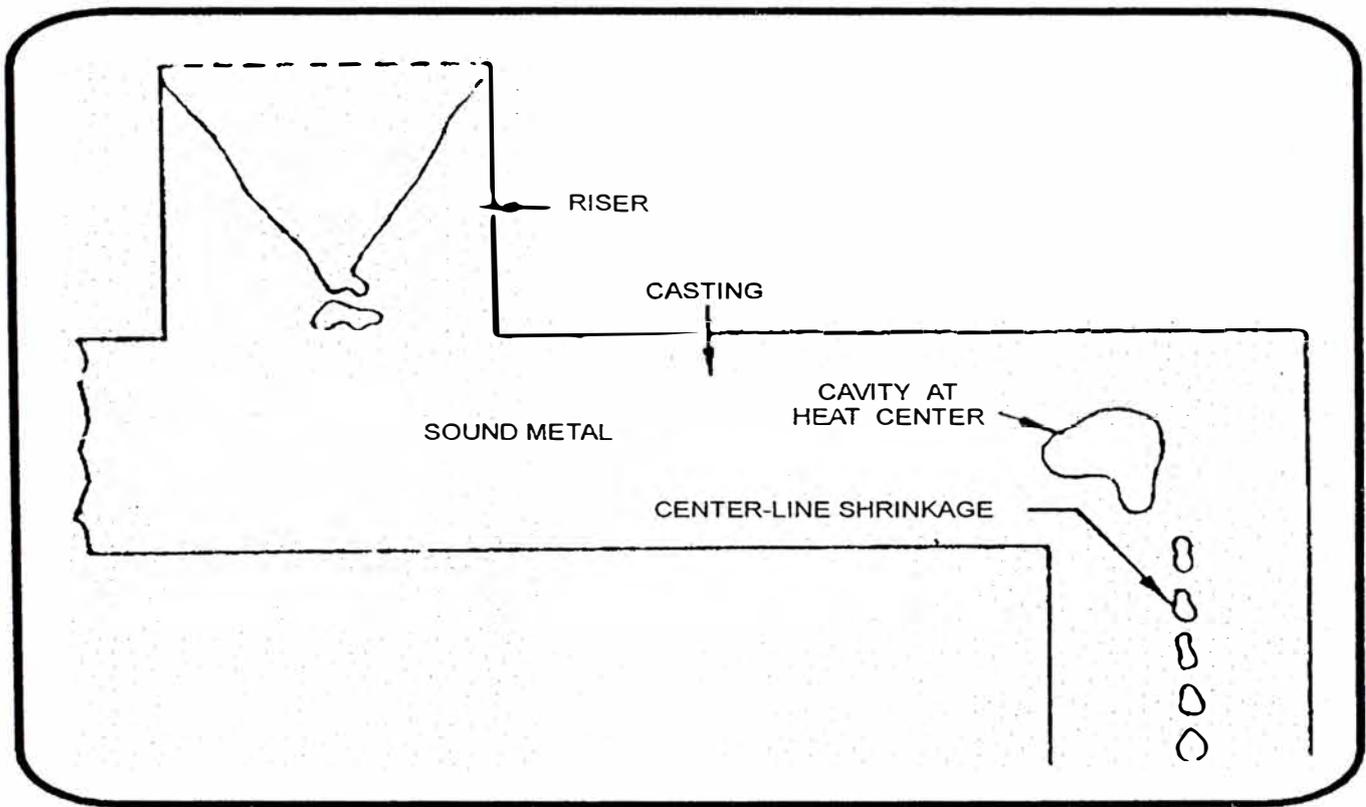


Figura 2.8.- Representación esquemática de la porosidad de contracción en piezas hechas en aleaciones de cobre que solidifican formando una piel sólida.

- **ALEACIONES DEL GRUPO II.-** En las etapas iniciales de solidificación de las aleaciones del Grupo II, el metal consiste de un líquido en el cual están suspendidos menudos cristalitas sólidos. En esta etapa de la solidificación, el metal está aún completamente fluido y la contracción que tiene lugar a medida que crecen los cristalitas es prontamente compensado por una caída en el nivel de la masa esencialmente líquida.

Algo de fluidez se mantiene, en realidad, hasta que la aleación esté aproximadamente 70% sólida. Hacia el final de este período, la mezcla líquido-sólido, naturalmente, se vuelve más pesada, sin embargo, la contracción en volumen puede aún explicarse por el asentamiento del material sólido. Este proceso ha sido llamado “alimentación de masa” y explica de un modo general los 2/3 de la contracción total de la solidificación de la aleación. De este modo, para una aleación cuya contracción volumétrica de solidificación es 6%, nosotros esperamos que el 4% se debe a la alimentación de masa. Este mecanismo se ilustra en la Figura 2.9

El proceso de alimentación de masa, normalmente, es ayudado por la presión atmosférica que actúa sobre las paredes de la pieza, que tiende a oponerse a la formación de cualquier cavidad dentro de la pieza. Por ejemplo, si una pieza gruesa se hace con latón rojo sin ningún tipo de alimentadores, se encuentra que la pieza, sorprendentemente, contiene de 2 a 3% de porosidad.

La razón para esto, es que la presión atmosférica ha ahondado las paredes de la pieza, de este modo compacta la masa solidificada y ayuda a la alimentación de masa. Anexando a la pieza un riser alto de diámetro pequeño, tan solo se conseguirá una ligera reducción de la porosidad, sin embargo, se evitará mucho el “ahondamiento” de las paredes.

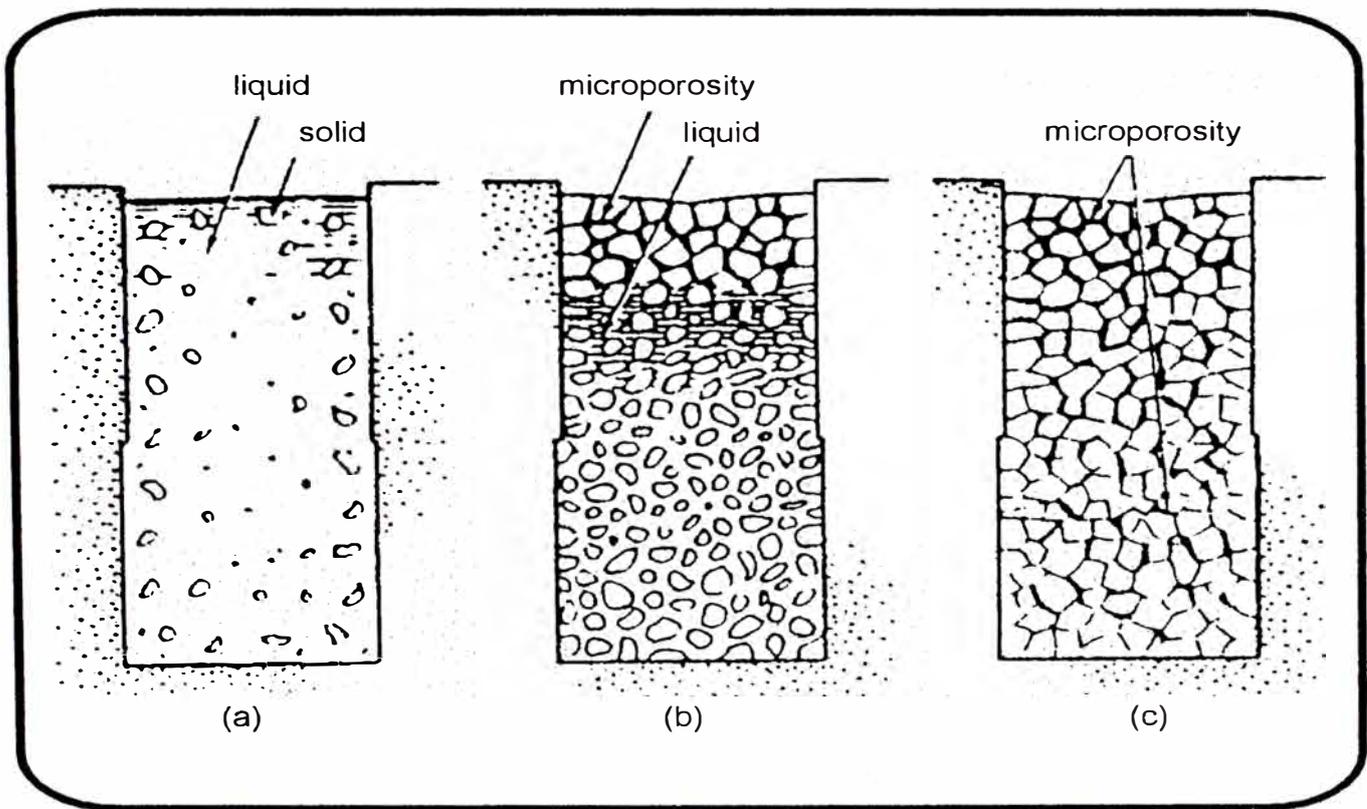


Figura 2.9.- Alimentación de masa en aleaciones de cobre de largo rango de solidificación.

Cuando se completa alrededor del 70% de la solidificación el crecimiento de los cristales se tornan más grandes y numerosos entrelazándose unos con otros y la pieza empieza a ser rígida. En esta etapa, la alimentación de masa, necesariamente, se detiene; después de eso, las dendritas que aún están creciendo compiten unas con otras por el metal líquido remanente, que está ahora aislado en numerosos pequeños “charcos” dispersos a través de la aleación.

No es difícil observar como este modo de solidificación dá origen a microporosidades finamente dispersadas, en vista de que cuando cada uno de los aislados charcos de líquido, eventualmente, solidifican, estos dan origen a pequeños poros como resultado de su contracción de solidificación.

La Figura 2.10, ilustra la clase de porosidad de contracción, generalmente, encontrada en las aleaciones de este grupo. A través de la mayor parte de la pieza se ha observado finas microporosidades, sin embargo, en el centro térmico y dentro del riser, las porosidades tienden a ser más gruesas, aún cuando se encuentren dispersas. En piezas de ciertas aleaciones (por ejemplo, bronce al estaño de grano fino) las microporosidades tienden a estar dispuestas en capas definidas. Este tipo de porosidad es, extremadamente, perjudicial a las propiedades mecánicas y a la resistencia a la presión, a veces se conoce como “porosidad en capas”.

La porosidad de contracción en piezas de aleaciones del grupo de solidificación intermedio, es en cierta forma similar a aquella de las aleaciones que forman piel sólida y a aquellas aleaciones que solidifican de una manera pastosa. Por ejemplo, la tendencia hacia la formación del rechupe central es, considerablemente, mayor que

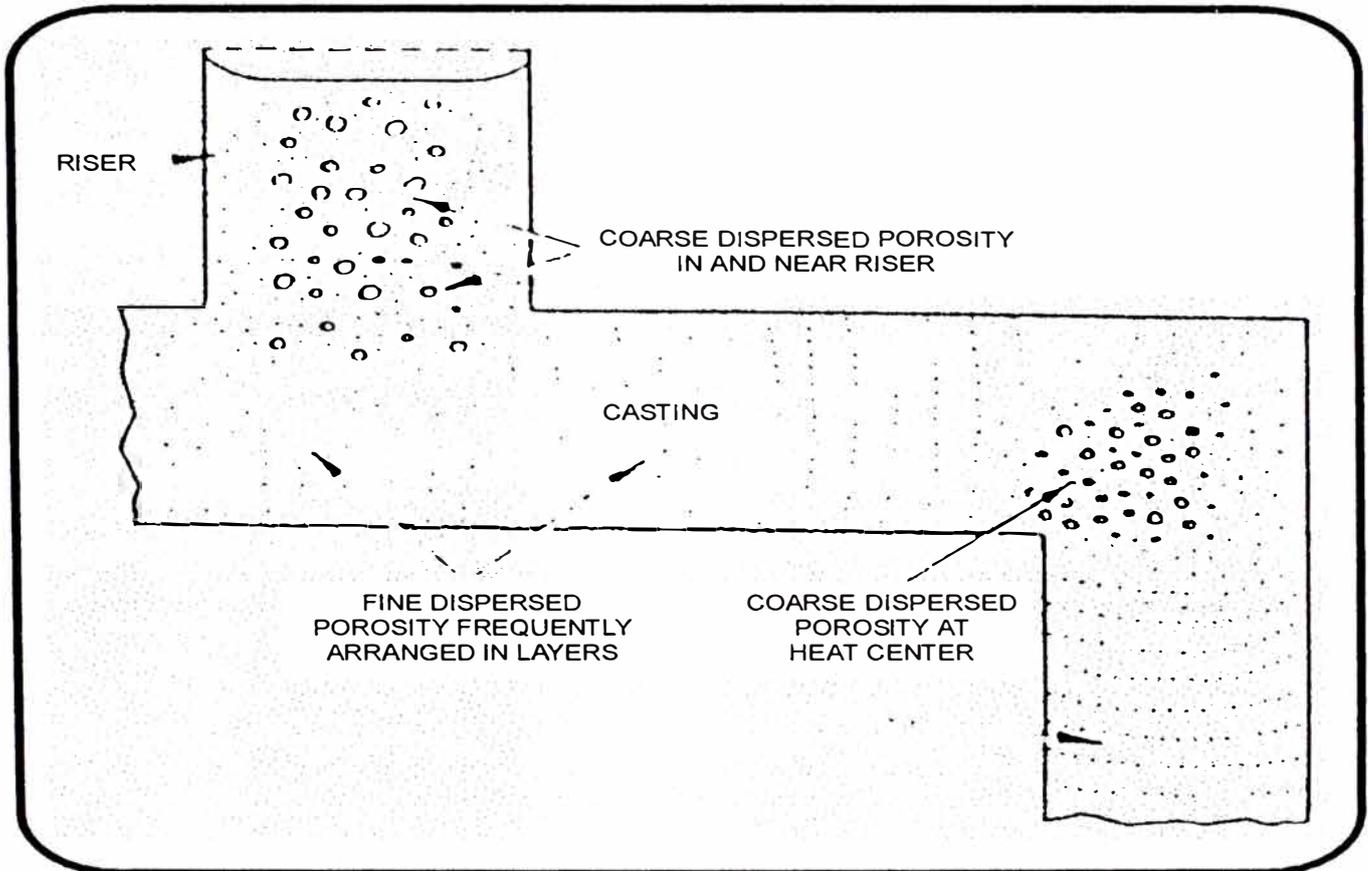


Figura 2.10.- Representación esquemática de las porosidades de contracción en piezas hechas en aleaciones de cobre de amplio rango de solidificación.

en las aleaciones del grupo II (donde prácticamente está ausente), sin embargo, esta tendencia es menor que para las aleaciones del grupo I.

Estas aleaciones presentan una tendencia hacia la formación de porosidad dispersada, la cual es, normalmente, más gruesa que la encontrada en las aleaciones del grupo II que solidifican de una manera pastosa. Al mismo tiempo, se observa cierta tendencia hacia la formación de la contracción de la línea central, especialmente, cuando el crecimiento de los cristales columnares penetra a la sección media de la pieza.

Cuando las aleaciones con rangos amplios o intermedios de solidificación, en secciones relativamente delgadas (menores a 3/8") se funden en moldes de arena o en moldes metálicos, solidifican lo suficientemente rápido para formar una piel densa o capa superficial que, esencialmente, está libre de porosidades. El último metal que solidifica en el centro de la sección, en vista de que solidifica más lentamente, a menudo exhibe porosidades de contracción dispersas.

Esto explica porque piezas hechas con aleaciones de amplio rango de solidificación, fundidas en secciones delgadas, pueden ser resistentes a la presión en toda la pieza (excepto en áreas que han sido maquinadas, que han producido la eliminación de las capas superficiales densas).

3.- VELOCIDAD DE SOLIDIFICACION

La velocidad de solidificación de las aleaciones del grupo I, que solidifican formando una piel, puede expresarse en términos de la velocidad a la cual se forma la cáscara sólida en las paredes del molde. Si d es el espesor de la cáscara después de un tiempo (t), medido a partir del instante del vaciado de la pieza, entonces:

$$d = q\sqrt{t}$$

donde q es la constante de solidificación de la aleación.

Para la mayoría de las aleaciones de base cobre de estrecho rango de solidificación, fundidas en arena, la constante de solidificación q es aproximadamente $0.27 \text{ pulg}/\text{min}^{1/2}$.

Por razones obvias la velocidad de solidificación de las aleaciones del grupo II no puede ser expresada en esta forma, aún cuando puede derivarse una ecuación similar que implica el peso de metal solidificado, el principal interés es el tiempo total de solidificación de la pieza, la cual esta dada aproximadamente por la Regla de CHVORINOV:

$$t = \frac{1}{q^2} \left(\frac{V}{A} \right)^2$$

donde V es el volumen de la pieza y A es su área superficial. Para las aleaciones de cobre, la cantidad $1/q^2$ es alrededor de 13.7, las unidades son pulgadas y minutos.

Con algunas excepciones, las aleaciones de cobre fundidas en moldes metálicos exhiben las mismas características de solidificación que ellos presentan en los moldes de arena. La solidificación en moldes metálicos es casi 4 veces más rápida que en los moldes de arena y esta mayor velocidad de solidificación produce un cierto estrechamiento de la zona de parcial solidificación.

Las aleaciones que solidifican de la manera pastosa, cuando se funden en moldes de arena, tienden hacia el modo intermedio de solidificación cuando se funden en un molde metálico; similarmente, las aleaciones que solidifican de la manera intermedia en moldes de arena, presentan una tendencia más pronunciada hacia la formación de una piel, cuando ellos solidifican en un molde metálico.

Esto se ilustra en la Figura 2.11, donde se presenta el movimiento de las curvas de inicio y fin de solidificación en el cobre, latón amarillo y latón rojo. En estos diagramas, la distancia vertical entre las curvas de inicio y fin de solidificación, indica el tamaño de la zona de parcial solidificación a cualquier tiempo. La distancia horizontal entre estas dos curvas indica el tiempo en que la ubicación comprometida estuvo en un estado de parcial solidificación.

La Figura 2.11, muestra que el cobre solidifica formando una piel, tanto en moldes de arena como en moldes metálicos. Por otro lado, los latones rojos tienen un largo período durante el cual la pieza completa esta semisólida. En las piezas fundidas en moldes metálicos, la mayor velocidad de solidificación ciertamente reduce el período durante el cual se obtiene el estado pastoso, sin embargo, este período es aún muy largo, como se muestra en la Figura 2.11.

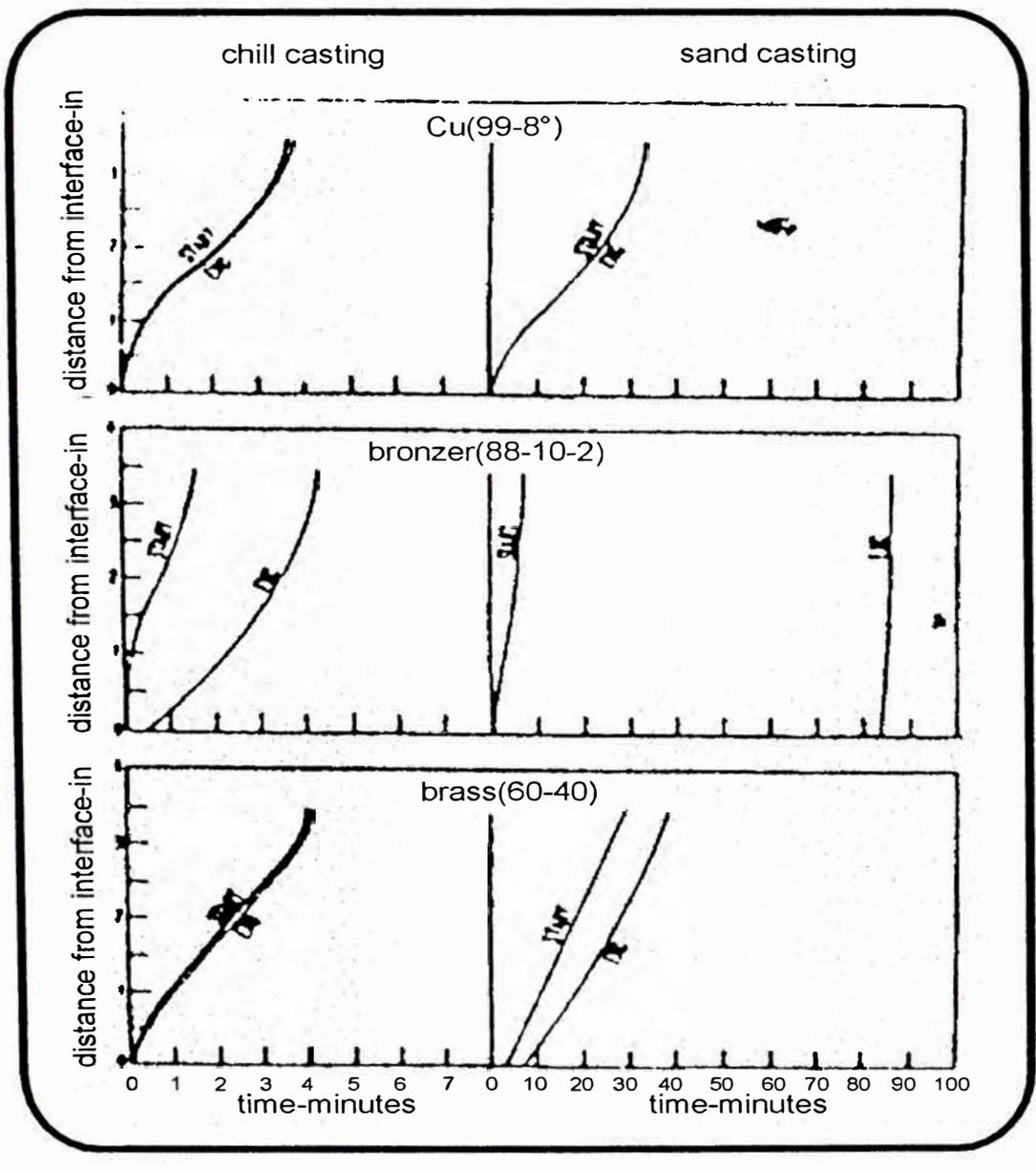


Figura 2.11.- Comparación de la solidificación de las aleaciones de cobre en moldes de arena y moldes metálicos.

Los latones amarillos son excepcionales ya que exhiben completamente una amplia zona de parcial solidificación cuando se funden en moldes de arena, mientras que en piezas fundidas en moldes metálicos la profundidad de la zona es marcadamente reducida y el mecanismo de solidificación se aproxima a la formación de una piel.

4. REFINAMIENTO DE GRANO

El número de cristales nucleados en las aleaciones de cobre de amplio rango de solidificación regulan el tamaño de grano. Este número depende de la cantidad de núcleos para cristalización presentes en el baño, cuando este es vaciado o generado previo al inicio de la solidificación. En consecuencia, una reducción en el tamaño del grano puede garantizarse artificialmente incrementando el número de estos núcleos.

El refinamiento de grano de las aleaciones de cobre nunca se ha usado extensivamente, aún cuando se han desarrollado métodos para emplearse con el bronce al aluminio, latón rojo y bronce de cañon. En el latón rojo, puede refinarse el grano adicionando a la aleación fundida 0.05 %Zr; también produce algún refinamiento la presencia de alrededor del 1.0 %Fe.

Adiciones de Fe de esta magnitud, también refinan el tamaño de grano de las piezas fundidas de los bronce al aluminio y del bronce al manganeso, el hierro esta presente en muchas de estas aleaciones y el tamaño de grano de las piezas fabricadas con ellos, es, normalmente, bastante fino. Los bronce al aluminio y latones beta, libres de hierro, pueden refinar su tamaño de grano con la adición de 0.03 % Zr

junto con 0.02 %B o por la adición de B solamente; también puede añadirse muchos de los metales de las tierras raras.

En caso de los bronce al aluminio libres de hierro, los métodos de refinar el grano producen una útil mejora en la resistencia. Los efectos del refinamiento de grano en los bronce y los metales “cañón” son más complejos.

La mayoría de las piezas de bronce y latones rojos no son, particularmente, bien alimentadas, y en estas piezas el efecto del refinamiento de grano puede ser desastroso. La razón para esto es que el refinamiento de grano, por causas que no son muy entendidas es el responsable de convertir las ordinarias microporosidades bien dispersas en porosidades en capas o concentradas y porosidades interconectadas; estas características son muy perjudiciales a las propiedades mecánicas y a la resistencia a la presión. Por lo tanto, generalmente, no parece ser útil al refinamiento de grano en bronce y latones rojos.

5. SOLIDIFICACION DIRECCIONAL

El deseo de producir piezas de calidad es tan antiguo como la industria de la fundición, sin embargo, el concepto de solidificación direccional no fue apreciado hasta inicios de 1930. La solidificación direccional, se define como el proceso por el cual el metal en el molde comienza a solidificar en los puntos más lejanos del riser y continúa solidificando progresivamente hacia el riser, el cual es la última parte que solidifica. En esta forma, la contracción o rechupe se produce en el riser, obteniéndose una pieza sana.

La solidificación direccional asegura que la solidificación de las paredes laterales de la pieza no sea tan rápida como para crear puentes a través de la sección, previniendo el flujo de metal líquido desde el riser a las partes más lejanas de la pieza.

La solidificación desde las paredes laterales se llama “solidificación lateral”, y la solidificación paralela a las paredes del molde se denomina “solidificación longitudinal”. Cuando las velocidades de la solidificación lateral y longitudinal se ajustan para producir una pieza sana, se consigue la solidificación direccional.

La solidificación direccional significa, como se muestra en la Figura 2.12, que el grado de las velocidades de solidificación progresiva a lo largo de la pieza, son tales que las posiciones sobre la línea central cerca al extremo libre de la pieza solidifican antes que aquellos puntos cercanos al riser.

La discusión de la solidificación direccional, hasta ahora pertenece a la solidificación de metales puros, aceros de bajo carbono, bronce al aluminio, y otras aleaciones que solidifican, esencialmente, de una manera que forman una piel. Desafortunadamente, la mayoría de las aleaciones de base cobre tienen un modo de solidificación de manera pastosa. Como conocen los fundidores, las piezas fundidas de estas aleaciones, invariablemente contienen una cierta cantidad de porosidades distribuidas (microporosidades) y la tendencia hacia este defecto se incrementa con el tamaño de la pieza.

Las piezas de este tipo de aleación, presentan un problema al fundidor debido a que resisten tenazmente a todos los esfuerzos que se realizan para obtener piezas sanas con los métodos de solidificación direccional. El promedio de las piezas de

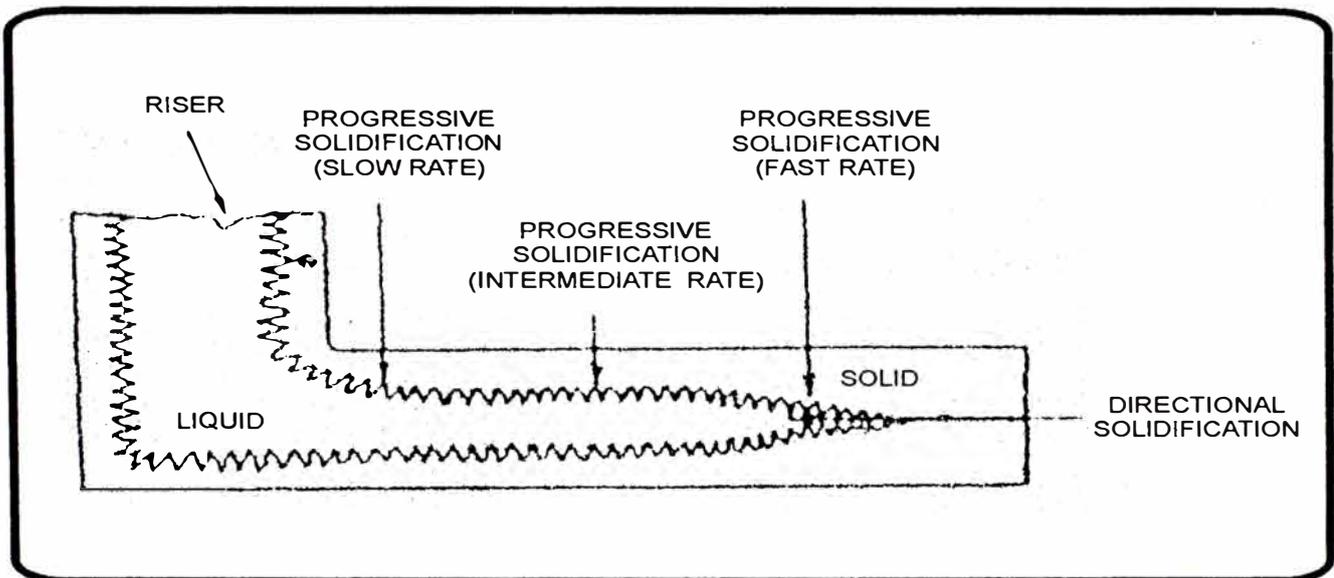


Figura 2.12.- Características de la solidificación progresiva y solidificación direccional.

este tipo puede contener de 1% a 2% de porosidad; es muy difícil reducir la cantidad de porosidad a menos del 1%, excepto en pequeñas piezas. A menudo, son infructuosos los intentos para reducir la porosidad incrementando el tamaño de los risers y, realmente, pueden producir la disminución de la solidez de la pieza.

6. SEGREGACION

Aún cuando, debido a que no es el objeto del estudio, es importante mencionar que el tipo de segregación presentado en las piezas de aleaciones de cobre fundidas en moldes de arena, está estrechamente relacionado con el modo de solidificación.

Las aleaciones del Grupo I, que solidifican formando una piel, usualmente, presentan segregación normal. En piezas fundidas en moldes de arena, la magnitud de esta es, raramente, marcada y por lo general es despreciable. Por otro lado, las piezas hechas en aleaciones que solidifican de una manera pastosa, a menudo presentan segregación inversa originada por factores constitucionales. Las capas superficiales de la pieza, frecuentemente, se encuentran que están bastante enriquecidas en elementos aleantes.

La evolución del gas en las últimas etapas de solidificación pueden tender a forzar al líquido enriquecido a la superficie de la pieza, a través de los canales que están aún abiertos entre los cristales, de este modo se forman “dardas” de metal enriquecido sobre la superficie de la pieza. Un ejemplo común de este tipo de segregación es el “sudor” del estaño. En las aleaciones de cobre es común las pequeñas segregaciones o microsegregaciones. La microsegregación o el “nucleado” de los bronce al estaño, es típico de esta clase de segregación.

CAPITULO III

FUNDAMENTOS DE LA FUNDICION DEL LATON ROJO

Las aleaciones de cobre-estaño-plomo-zinc, datan de hace varios siglos y comprenden el grupo más importante de aleaciones de cobre. En este grupo tenemos las siguientes familias: latones rojos al plomo, latones semirojos al plomo, bronces al estaño, bronces al estaño con alto plomo y bronces al estaño al plomo.

De los latones rojos al plomo, debido a la combinación de propiedades de colabilidad, maquinabilidad, resistencia y uso general; la aplicación más empleada es el latón rojo 85-5-5-5 o aleación C83600, cuya composición química promedio es 85 %Cu, 5 %Sn, 5 %Pb y 5 %Zn.

Esta aleación posee un rango de solidificación de 156 °C, en consecuencia solidifica en una manera pastosa, es decir dendrítica, produciéndose en las piezas fundidas con esta aleación, una pronunciada segregación, sobreenfriamiento y no equilibrio que resulta de una falta de adecuada difusión. Esta aleación no se presta a los tratamientos térmicos o procesos tales como la inoculación que se proponen para mejorar las propiedades mecánicas por modificación estructural o refinamiento de grano.

Es por ello, que esta aleación es siempre usada en la condición de “bruto de colada” y su microestructura depende, esencialmente, del contenido de aleación (y pureza) y velocidad de solidificación. Por lo tanto, un conocimiento de las microestructuras típicas y de las posibles anomalías que puedan ocurrir, ayudará al metalurgista para evaluar y controlar la calidad de la aleación.

Técnicamente, la aleación C83600 es cuaternaria, sin embargo a causa de que el plomo es casi o completamente insoluble en la aleación sólida y de este modo tiene poco o ningún efecto sobre las fases en el sistema cobre-estaño-zinc. Por lo que desde un punto de vista práctico, esta aleación puede considerarse como ternaria.

1. DIAGRAMAS DE EQUILIBRIO : Cu-Zn, Cu-Sn, Cu-Pb, Cu-Sn-Zn

Aún cuando, las microestructuras coladas de esta aleación representan condiciones de no equilibrio, estas pueden ser mejor interpretadas y comprendidas, considerando los diagramas de equilibrio respectivos.

Además, el diagrama ternario cobre-estaño-zinc se entenderá mejor si primero estudiamos los límites de solubilidad y las fases presentes en los sistemas binarios Cu-Zn y Cu-Sn.

- **DIAGRAMA COBRE-ZINC.**- La Figura 3.1 ilustra el relativamente amplio rango de solubilidad del Zn en el Cu en el estado sólido, por medio de la cual composiciones que contienen hasta 32.5 %Zn solidifican como solución sólida alfa (α). A mayores contenidos de Zn se presenta una segunda fase, que es la solución sólida intermedia beta (β)

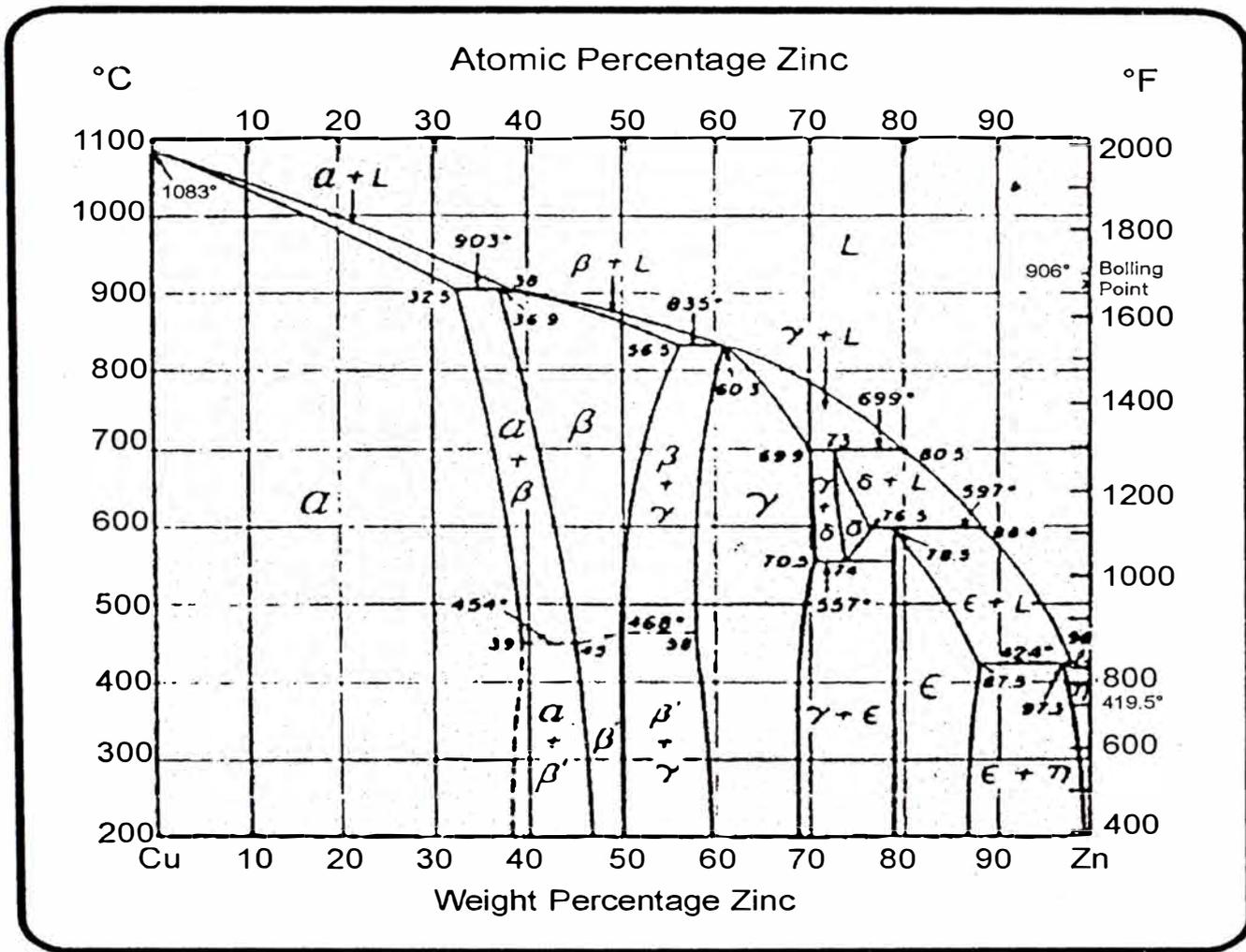


Figura 3.1.- Diagrama de equilibrio Cobre-Zinc.

El Zinc es un elemento aleante en el cobre, relativamente barato, sin embargo potente, que imparte resistencia y dureza, por el mecanismo de endurecimiento por solución sólida. Notar que en cantidades de hasta 15 %Zn, sólo se produce una ligera disminución de la temperatura de liquidus y a las aleaciones binarias tienen un rango muy estrecho de solidificación. El Zn posee una alta presión de vapor en las aleaciones fundidas y fácilmente se pierde por evaporación y oxidación. Esto explica la necesidad de reemplazar la pérdida de Zn en la fusión y explica la presencia del óxido de Zn en la atmósfera de la fundición..

La fase α , también conocida como latón alfa, es blanda y dúctil; a altas temperaturas la fase β tiene una distribución desordenada de los átomos y un amplio campo de homogeneidad, en este estado la fase β es plástica. Al disminuir la temperatura a 453 °C - 470 °C la distribución de los átomos de cobre y zinc en esta fase se hace ordenada y se designa por β' , la fase β' a diferencia de la fase β es sólida y quebradiza.

- **DIAGRAMA COBRE-ESTAÑO.**- El estaño, también es un potente endurecedor del cobre por solución sólida, aún más que el zinc, en vista de que se requiere menos estaño para un aumento equivalente en resistencia.

A diferencia del zinc, el estaño también mejora la resistencia a la corrosión. Como puede verse en la Figura 3.2, el Sn produce un efecto bastante drástico, sobre la temperatura de fusión (líquidus) y el rango de solidificación de las aleaciones Cu-Sn, cuando se añaden en cantidades de hasta 10%. Dentro de este rango de

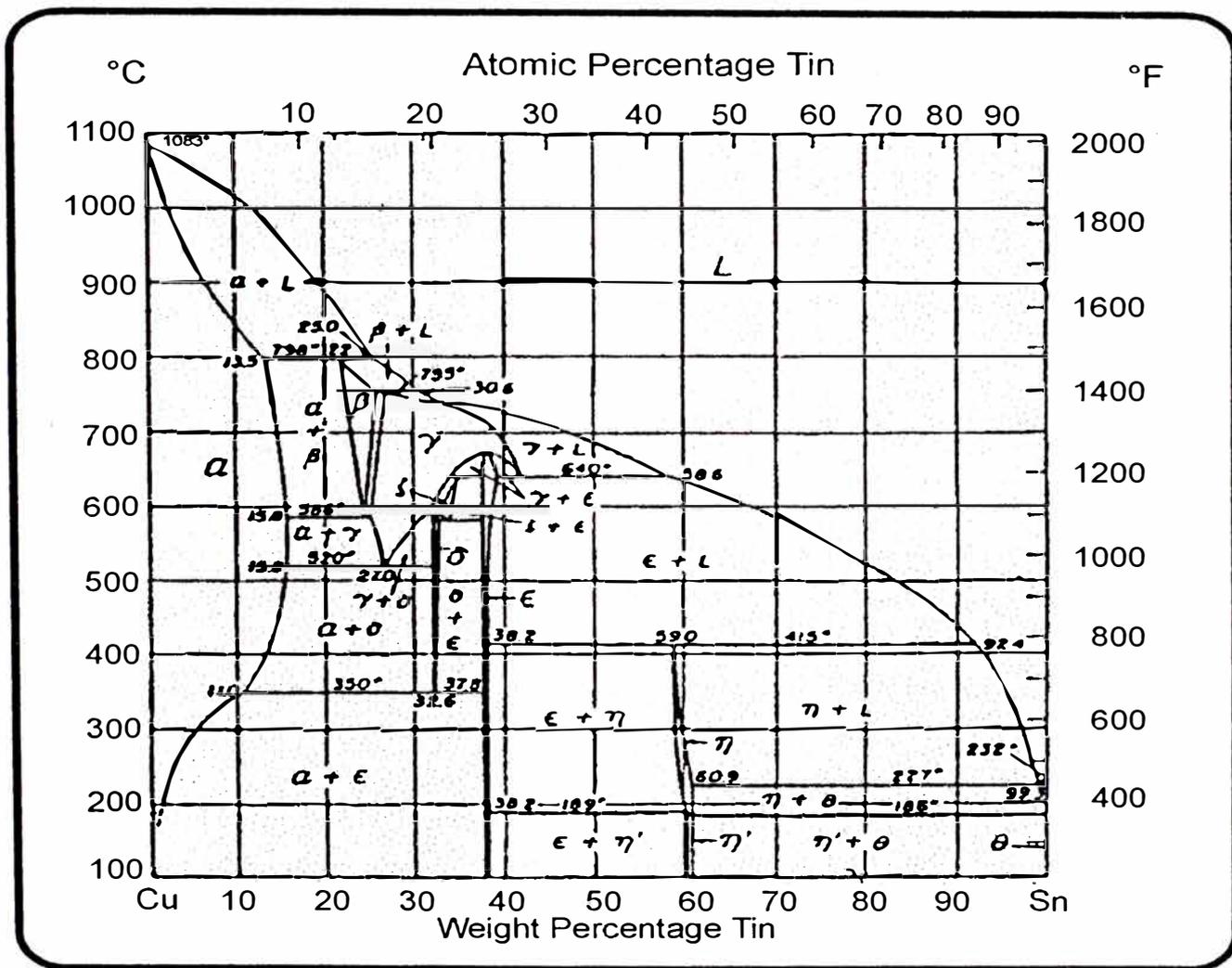


Figura 3.2.- Diagrama de equilibrio Cobre-Estaño.

composición, el diagrama de equilibrio indica que aleaciones solidifican como una simple fase, fase α , solución sólida que es análoga a aquella fase α del sistema Cu-Zn.

Sin embargo, debido al amplio rango de solidificación de las aleaciones Cu-Sn, conjuntamente con el pronunciado sobreenfriamiento y lenta difusión, durante la solidificación se puede producir una considerable segregación. Esto origina altos gradientes de composición que existen dentro de los cristales α , en la que las porciones centrales son ricas en cobre, rodeadas por zonas ricas en estaño. Este fenómeno conocido como “nucleado”, comúnmente se presenta en la estructura de “bruto de colada”.

Otra importante consecuencia de la solidificación de no equilibrio (piezas fundidas en moldes de arena), es el hecho de que el último líquido presente durante la solidificación, contiene mucho más estaño que la composición nominal de la aleación. De este modo, la solidificación final puede, realmente, seguir la reacción peritética mostrada en la Figura 3.2. Esto origina la eventual formación de una fase delta (δ) dura y frágil, que se presenta como lagunas azuladas de eutectoide alfa + delta en los bordes de grano de la aleación.

Autoridades en la materia están de acuerdo, que para propósitos prácticos, la línea de diagrama Cu-Sn que muestra el límite de solubilidad del Sn en la fase alfa, puede dibujarse verticalmente hacia abajo desde el valor máximo de 15.8%, desde 520 °C hasta la temperatura ambiente. También, la fase épsilon (ϵ) que se forma a 350 °C, raramente, se encuentra debido a la lentitud de la transformación. De aquí, que el campo de las fases $\alpha + \delta$, puede considerarse que se extiende hasta la temperatura ambiente

- **DIAGRAMA COBRE-PLOMO.**- Como se observa en la Figura 3.3, el plomo aún cuando es soluble en el cobre fundido, es, virtualmente, insoluble en el estado sólido (su solubilidad es menor que 0,005% en el cobre sólido). En el extremo del diagrama rico en cobre, la solidificación comienza con la cristalización del cobre puro a medida que la temperatura cae por debajo del liquidus. Al continuar la solidificación a través del rango liquidus - solidus, ocurre el crecimiento de los cristales de cobre mientras que el líquido remanente aumenta su contenido de plomo, alcanzando un valor de 41% a la temperatura monotéctica de 953 °C.

A la temperatura monotéctica se produce la precipitación del cobre adicional desde el baño, isotérmicamente hasta que el líquido eventualmente alcance una composición de 92.6 %Pb. Luego, sigue un período de enfriamiento con poco cambio hasta llegar a 326 °C, solidificando el líquido residual como plomo esencialmente puro.

Es de interés observar los efectos del modo de solidificación sobre la forma y distribución de la fase plomo en la aleación. Como puede verse en el diagrama de equilibrio cobre-plomo, las aleaciones con bajo contenido de plomo (de 1 a 7 %Pb) tienen, relativamente, amplios rangos de solidificación y, por lo tanto, solidifican de una manera pastosa, y dendrítica.

Al momento que se alcanza a la temperatura monotéctica, la solidificación esta casi 85% completa y el plomo residual está atrapado entre los brazos de las dendritas, donde solidificará. Una situación comparable existe con las aleaciones

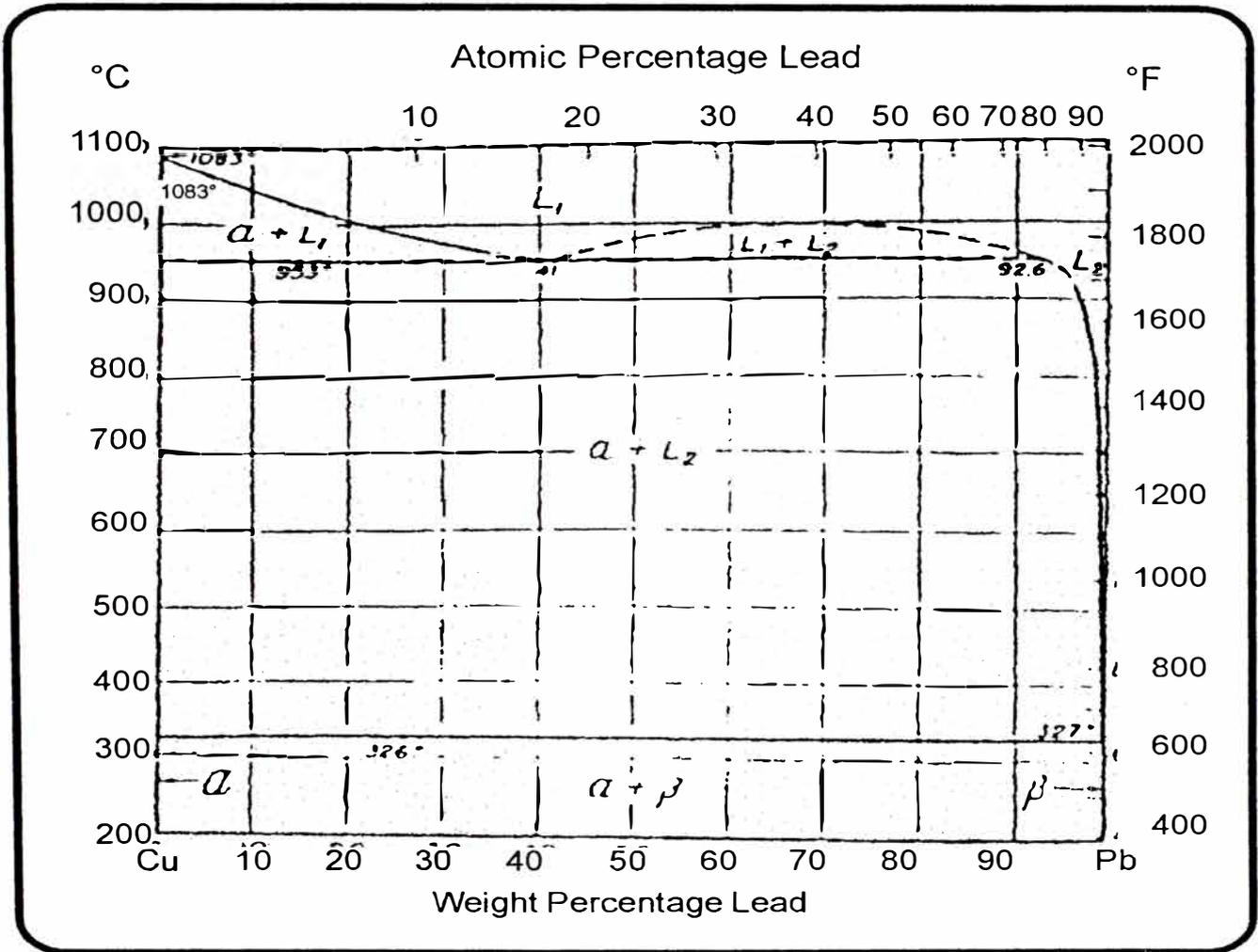


Figura 3.3.- Diagrama de equilibrio Cobre-Plomo.

cobre-estaño-zinc de amplio rango de solidificación y bajo contenido de plomo. Este comportamiento es ventajoso, en vista de que las partículas de plomo tienden a aislarse en los mismos lugares donde se producen los vacíos de los microrechupes, en tales aleaciones.

Esto explica la efectividad del plomo en promover la resistencia a las presiones, en estas aleaciones. El plomo también rompe la continuidad de la estructura de la matriz de la aleación y, de este modo, pequeñas cantidades de plomo cuando están bien distribuidas pueden servir como lubricante y como “rompedor de viruta”, mejorando su maquinabilidad.

En aleaciones de estrecho rango de solidificación con altos contenidos de plomo, pueden producirse una marcada segregación por gravedad, especialmente bajo condiciones de lento enfriamiento.

- DIAGRAMA COBRE-ESTAÑO-ZINC.- Para propósitos prácticos, la sección isotérmica a 500 °C del diagrama de equilibrio ternario cobre-estaño-zinc, ilustrada en la Figura 3.4, representa las relaciones efectivas de las fases que existen a la temperatura ambiente. Las fases presentes, dentro del rango de composiciones de interés comercial, pueden comprenderse en términos de lo discutido anteriormente, en los diferentes diagramas de equilibrio binarios, de las aleaciones de cobre.

La principal fase que se presenta en todas las aleaciones comerciales es aquella designada como alfa (α) en la Figura 3.4. Este campo representa una serie

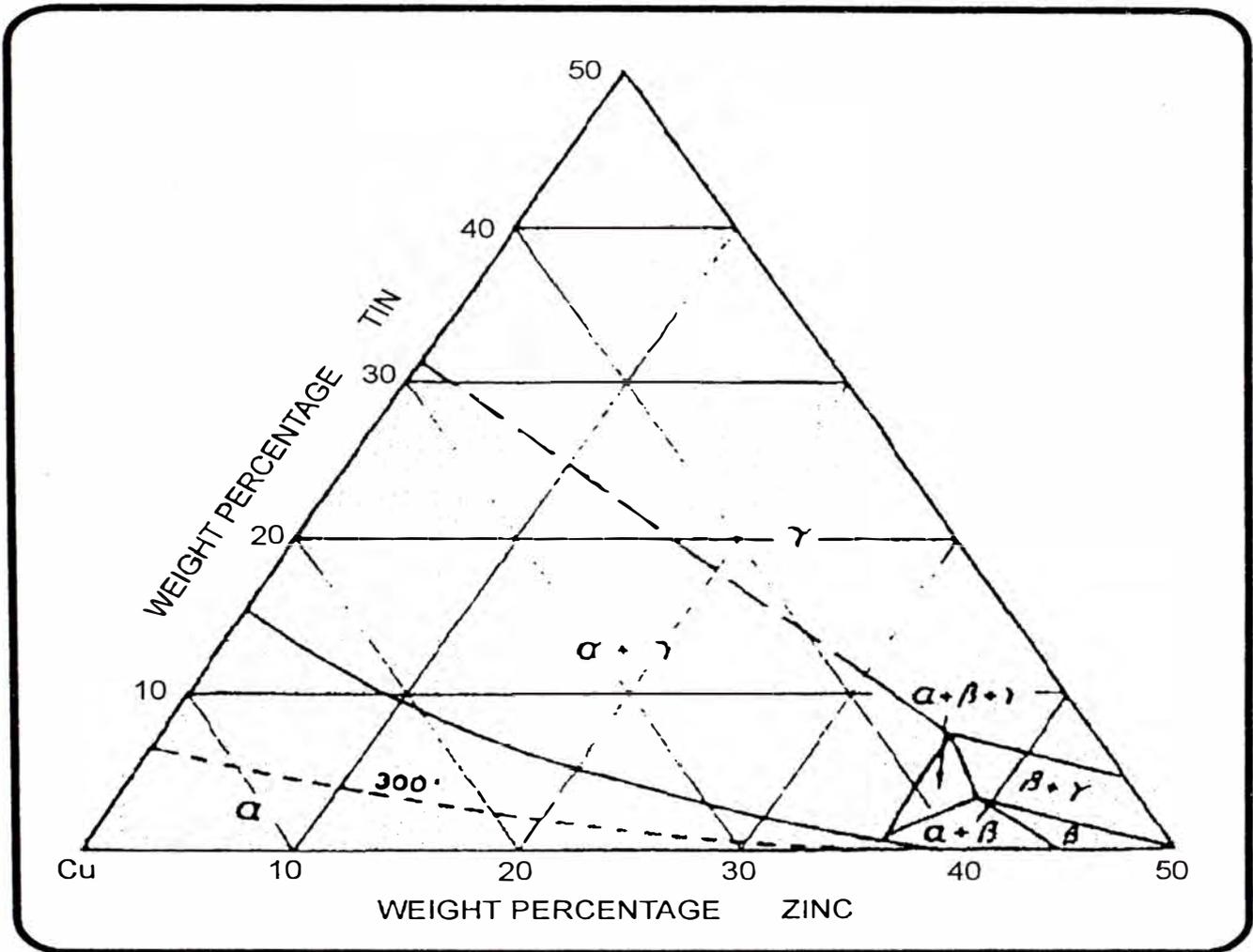


Figura 3.4.- Sección isotérmica a 500°C del diagrama de equilibrio ternario Cobre-Estaño-Zinc.

continúa de soluciones sólidas análogas a las fases alfa presentadas en los diagramas de equilibrio binarios Cu-Zn y Cu-Sn. Cuando ambos elementos aleantes están presentes simultáneamente, cada uno de ellos reduce la solubilidad del otro al mismo tiempo, y la curva que rodea la región α en la Figura 3.4 muestra los límites efectivos de solubilidad. El amplio rango de solidificación de las aleaciones ternarias presentan estructuras en “bruto de colada” donde la matriz α muestra una pronunciada segregación o “nucleado”.

La segunda fase que ocurre, consistentemente, en todas las aleaciones al plomo es, desde luego, el mismo plomo. La cantidad y distribución del plomo depende de la cantidad presente en la aleación, el rango de solidificación de la aleación, y su real velocidad de solidificación. Piezas enfriadas en moldes metálicos, para un cierto contenido de plomo, tienden a exhibir un tamaño de grano fino y, en consecuencia una distribución de las partículas de plomo más fina que en las piezas fundidas en moldes de arena.

Las inclusiones de plomo son de un color gris oscuro y su forma tiende a conformar los bordes de grano dendrítico de la matriz. En vista de que la fase plomo es, virtualmente, insoluble en la condición sólida, no hay necesidad de considerarlo en la constitución de estas aleaciones en términos de un diagrama de equilibrio cuaternario Cu-Sn-Pb-Zn. En vez de ello, podemos, realmente, ignorar el contenido de plomo y recalculamos los porcentajes de la composición de la aleación, en términos de la relación cobre/estaño/zinc. Por ejemplo la aleación C83600 (85-5-5-5) puede esperarse que solidifique como su equivalente sin plomo 89.5 %Cu, 5.25 %Sn y 5.25 %Zn.

Refiriéndonos nuevamente al diagrama ternario, el campo de la fase α esta rodeado por una región de 2 fases de composiciones que consisten de fases alfa + gamma ($\alpha + \gamma$). La fase γ en el diagrama ternario, al igual que la fase α , también consiste de una serie continua de soluciones sólidas de estaño y zinc en cobre.

Metalúrgicamente, esta fase es isomorfa con la fase γ del sistema Cu-Zn y la fase δ del sistema Cu-Sn. Cuando, debido a las condiciones de solidificación de no equilibrio, la fase γ aparece en la estructura solidificada de las aleaciones ternarias, esta tiene la apariencia idéntica de la fase δ que constituye el eutéctico $\alpha + \delta$ en las aleaciones Cu-Sn. Por esta razón, comúnmente nos referimos a ésta como la fase δ . En apariencia, esta fase, forma una parte de un eutéctico $\alpha + \delta$ que se presenta como inclusiones azuladas, a menudo alargadas, encontradas en los bordes de grano de la matriz.

El eutéctico $\alpha + \delta$, a menudo se presenta en los bronce al estaño (8 a 10 %Sn), y predomina bajo condiciones de rápido enfriamiento. También se detecta en los latones rojos al plomo, sin embargo es menos frecuente en los latones semirojos. Cantidades excesivas del eutéctico $\alpha + \delta$, son consideradas indeseables, debido a que reducen la elongación de la aleación. La ocurrencia de esta fase en las aleaciones comerciales esta regulada por la restricción de la suma de los contenidos de estaño y zinc.

2. EFECTO DE LOS ELEMENTOS ALEANTES EN LOS LATONES ROJOS

- **ZINC.-** En la aleación C83600, el contenido de Zn es de 4 - 6%. Mejora la resistencia y dureza, (por el fenómeno del endurecimiento por solución sólida), además disminuye la ductilidad.
- **ESTAÑO.-** Su contenido va de 4-6%. Posee un efecto similar al Zn, pero es más potente; además mejora la resistencia a la corrosión, aumenta la fluidez y reduce la segregación del plomo.
- **PLOMO.-** El contenido de Pb es de 4-6%. Mejora la maquinabilidad, le da a la aleación características de metal antifricción, tiene un efecto adverso sobre la resistencia al impacto.
- **NIQUEL.-** En la aleación C83600 puede haber hasta 1% como máximo. Mejora las propiedades mecánicas e incrementa la resistencia a la corrosión, disminuye la fluidez, tiene una tendencia al refinamiento de grano, además promueve la dispersión del plomo.

Existen otros elementos que pueden estar presentes en el latón rojo, pero son impurezas que ejercen efecto negativo sobre la aleación, debiendo tomarse todas las precauciones para no sobrepasar los límites permisibles.

- **FIERRO.-** El fierro es soluble en muy pequeña proporción en el cobre, sin embargo con el forma un constituyente complejo rico en Fe, el cual proporciona núcleos para la cristalización, ejerciendo una acción de refinador de grano. Además, mejora la resistencia a la tracción y la dureza.

- **ALUMINIO.-** Aún cuando el aluminio mejora la fluidez, debido a su capacidad de formar inclusiones de óxidos y películas de alúmina, que pueden producir porosidades y piezas no compactas, el %Al no debe sobrepasar el 0,01%. Este efecto nocivo no es muy claro pero parece que las películas de óxidos quedan atrapadas en el metal y que la absorción del hidrógeno se incrementa.
- **SILICIO.-** Su comportamiento es similar al aluminio y, por lo tanto no debe sobrepasar de 0,03%. En presencia del plomo forma un silicato de plomo que puede aparecer como inclusiones en la pieza.

3. VARIACIONES MICROESTRUCTURALES.

Las microestructuras de la aleación C83600, exhiben una matriz α fuertemente segregada, con inclusiones intergranulares de plomo o eutectoide $\alpha + \delta$, a menudo es difícil distinguir una composición de otra sobre la base de la microestructura solamente. El mayor valor del examen metalográfico es para propósitos de comparación y para determinar si la aleación conocida presenta cantidades o distribuciones anormales de las fases esperadas o inclusiones extrañas. Además, el examen microscópico es útil como un medio para diagnosticar la no solidez o ausencia de “hermeticidad” o “presurizado” (resistencia a la presión).

El comportamiento de solidificación dendrítica de esta aleación hacen que sean susceptibles a los microrechupes o microporosidades, que, usualmente, están en el rango de 1 a 3% en volumen. Mayores grados de microporosidades, si están bien distribuidas pueden tolerarse sin efectos adversos sobre las propiedades mecánicas o resistencia a la presión.

Cuando los vacíos resultantes de la “microcontracción” tienden a concentrarse, ellos a menudo se interconectan lo suficientemente tal que se extienden a través de la pared de una vasija de presión y permiten la fuga o escape en zonas aisladas. En las microfotografías los huecos o vacíos aparecen como áreas negras que se ubican interdendríticamente, o en los bordes de grano.

Como medida de precaución, debe tenerse mucho cuidado en aleaciones que tengan plomo, ya que puede inducir a error, cuando en el pulido se eliminan las partículas de plomo y estos huecos podrían confundirse con los microrechupes o microporosidades.

4. CARACTERISTICAS DE FUNDICION DE LOS LATONES ROJOS.

La susceptibilidad de esta aleación a la contaminación por absorción de gas (hidrógeno solamente, o en combinación con el oxígeno), es una principal causa del rechazo de las piezas por no solidez. Menores contenidos de gas se absorben en las aleaciones que se funden en hornos de inducción.

Cuando se usan hornos con quemadores a petróleo, se debe ejercer un estricto control sobre la atmósfera del horno (condiciones ligeramente oxidantes), luego se realizará una adecuada desoxidación. El adecuado grado de desoxidación con cobre fosforoso debe establecerse empíricamente para cada fundición, de acuerdo a su práctica de fusión y a los productos empleados.

Los principales gases que contaminan a estas aleaciones son el hidrógeno, vapor de agua, monóxido de carbono, anhídrido carbónico y anhídrido sulfuroso. El hidrógeno es soluble en el cobre pero menos soluble en los latones, produciéndose porosidades, especialmente si la aleación se enfría lentamente en moldes de arena.

Las aleaciones de cobre son sensibles a la absorción de hidrógeno, la solubilidad del hidrógeno en estas aleaciones depende de 3 efectos:

a) EFECTO DE LA TEMPERATURA.- La solubilidad del hidrógeno puede representarse por la ecuación:

$$S = C e^{-E_s/KT}$$

donde:

S = Solubilidad del hidrógeno en el cobre

C = Constante

K = Constante de Boltzman

E_s = Calor de solución de 1 mol de hidrógeno

T = Temperatura absoluta

El hidrógeno se disuelve en el baño como elemento, durante la solidificación se recombina como hidrógeno molecular, produciéndose porosidades en el metal. La Figura 3.5 muestra que la solubilidad del hidrógeno en las aleaciones de cobre-estaño es menor que en el cobre puro.

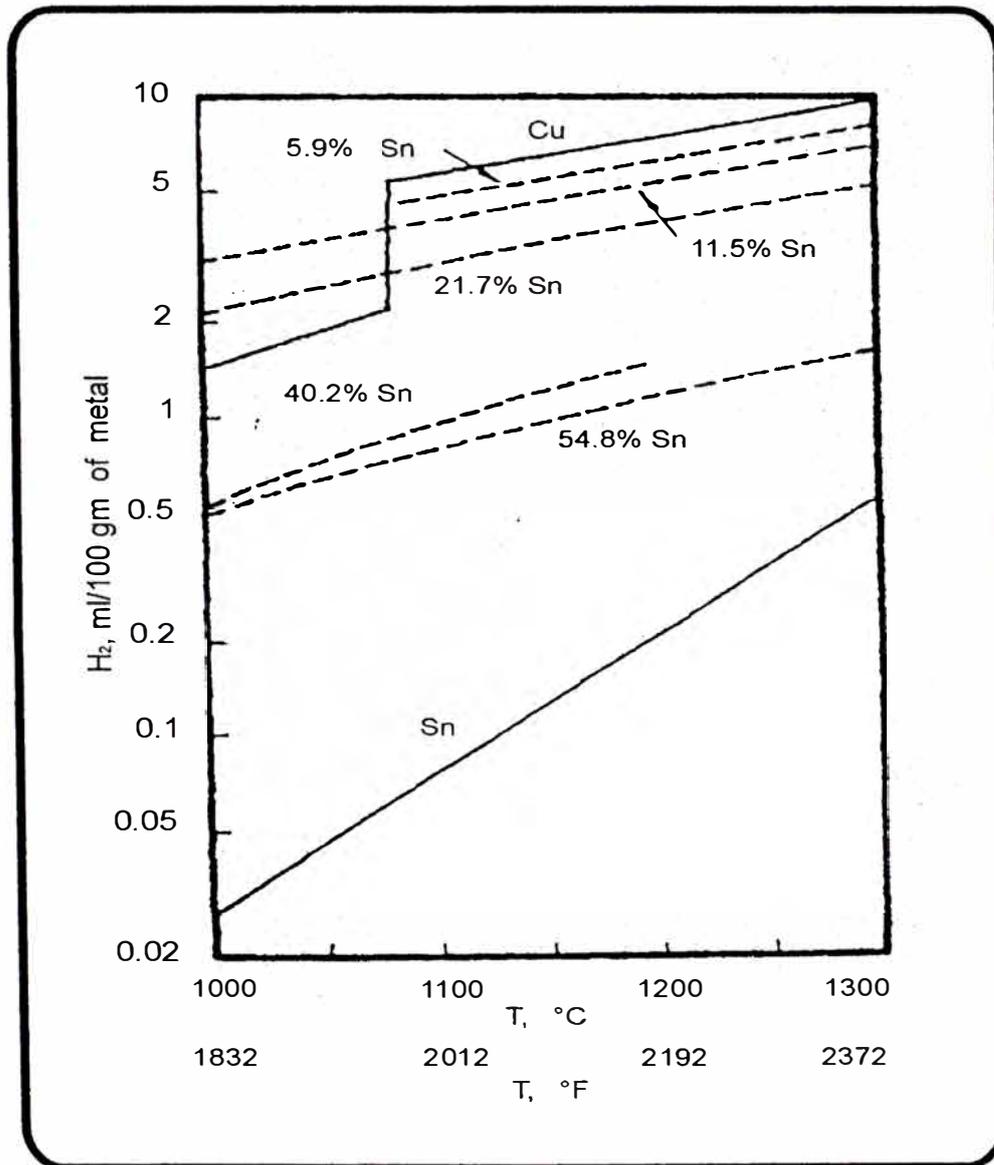
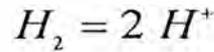


Figura 3.5.- Solubilidad del hidrógeno en el cobre, estaño y las aleaciones de cobre-estaño, a la presión de 1 atmósfera.

b) EFECTO DE LA PRESION DE HIDROGENO.- La solubilidad del hidrógeno también es función de la presión parcial del hidrógeno sobre el metal, el hidrógeno se disuelve en el baño en estado atómico el cual significa una disociación molecular de acuerdo a:



De acuerdo con la ley de Sievert, la cantidad de gas disuelto en el baño varía con la raíz cuadrada de la presión del gas en la atmósfera sobre el baño:

$$\%[H] = K \sqrt{pH_2}$$

donde:

[H] = Cantidad de hidrógeno disuelto en el baño.

K = Constante dependiente de la temperatura.

pH_2 = Presión parcial del hidrógeno en la atmósfera sobre el baño.

En estado sólido, entre 500 °C y 1083 °C:

$$\log K = -\frac{3050}{T} + 1.104$$

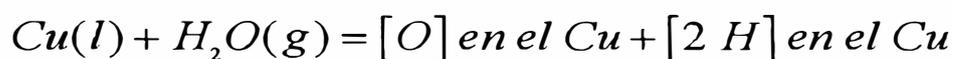
donde:

T = Temperatura absoluta en °K.

En estado líquido entre 1083 °C y 1450 °C:

$$\log K = -\frac{2600}{T} + 1.192$$

Bajo condiciones prácticas de fundición, una buena cantidad de vapor de agua reacciona con el cobre líquido, de acuerdo con la siguiente reacción:



donde:

$$[\text{H}] = 3.04 \times 10^{-7} \sqrt{\frac{p\text{H}_2\text{O}}{[\text{O}]}} \quad \text{a } 1083^\circ\text{C}$$

$$[\text{H}] = 7.96 \times 10^{-7} \sqrt{\frac{p\text{H}_2\text{O}}{[\text{O}]}} \quad \text{a } 1250^\circ\text{C}$$

donde:

$p\text{H}_2\text{O}$ = Presión del vapor de agua en la zona de contacto con el baño.

$[\text{O}]$ = Cantidad de oxígeno disuelto en el baño.

De la ecuación anterior se concluye que una disminución en la presión del vapor de agua o un aumento en el contenido de oxígeno disuelto en el baño, producirá un bajo contenido de hidrógeno disuelto en el baño.

c) EFECTO DE LA PRESION DE VAPOR DE ZINC.- La presión de vapor de zinc está dado por la siguiente expresión:

$$\log p\text{Zn} = -\frac{6789.5}{T} - 1.051 \log T - 0.0001255 T + 12.0181$$

Debido a la alta presión de vapor del zinc a la temperatura de fusión, disminuye el contenido de hidrógeno disuelto en el metal.

5. PROPIEDADES DE LOS LATONES ROJOS

	ALEACION		
	C83600	C83800	C84400
Especificación	Latón rojo al Pb Metal Onza Aleación 4A SAE 40	Latón rojo al Pb Bronce Hidráulico Aleación 4B	Metal Válvula Aleación 5A
Composición Química, Cu-Sn-Pb-Zn	85 - 5 - 5 - 5	83 - 4 - 6 - 7	81 - 3 - 7 - 9
Densidad, gr/cc	8.80	8.60	8.70
Rango de Solidificación			
- Temperatura de Liquidus, °C	1010	1004	1004
- Temperatura de Solidus, °C	854	843	843
Temperatura de vaciado, °C			
- Piezas finas	1149 - 1288	1150 - 1260	1150 - 1260
- Piezas gruesas	1066 - 1177	1066 - 1177	1066 - 1177
Resistencia a la tracción, kg/mm²	22.50 - 26.72	21.09 - 26.72	20.39 - 27.42
Límite de fluencia al (0.5%), kg/mm²	10.55 - 11.95	9.14 - 11.95	8.44 - 11.95
% Elongación	26 - 40	18 - 30	21 - 27
Dureza Brinell	54 - 67	50 - 60	50 - 60
Maquinabilidad	84	90	90
Contracción del modelista, pulg/pie	5/32 - 3/16	3/16	3/16

6. APLICACIONES MAS FRECUENTES DE LOS LATONES ROJOS

Las piezas fundidas de las diversas familias incluidas en el grupo de aleaciones Cu-Sn-Pb-Zn, constituyen más de las 3/4 partes de la producción anual de las aleaciones fundidas de aleaciones de cobre.

La aleación C83600, constituye el “eje” del grupo completo, se usa en válvulas, accesorios de tuberías, bombas de agua, carcazas e impulsores, pequeños engranajes, grifería de alta calidad, estatuas y placas. Estas aplicaciones son posibles debido a la resistencia a la corrosión, maquinabilidad, resistencia, propiedades antifricción, color y excelente colabilidad de la aleación.

Aleación C83800 (83-4-6-7), encuentra aplicación donde algo de baja resistencia mecánica es aceptable (válvulas de baja presión, accesorios y componentes de bombas).

Aleación C84400 (81-3-7-9) y C84800 (76-2.5-6.5-15) son las aleaciones de trabajo pesado que comprenden el mayor tonelaje de las piezas comerciales de grifería, llaves, grifos y ciertas válvulas de baja presión.

CAPITULO IV:

DISTANCIA DE ALIMENTACION EN LATONES ROJOS (ALEACION C83600)

FUNDAMENTO TEORICO:

La aleación de base cobre C83600, cuya composición química promedio es: 85% Cu, 5% Sn, 5% Pb y 5% Zn, presenta un rango de solidificación de 156 °C y solidifica de una manera pastosa, característica de las aleaciones del grupo II.

El mecanismo de solidificación de este grupo de aleaciones, es completamente diferente a las del grupo I, que forman piel sólida, tal como se detalló en el Capítulo II.

La relativa facilidad o dificultad en obtener una adecuada solidez en las piezas de aleaciones del grupo II, fundamentalmente depende del espesor y uniformidad de la sección, aún más que en las aleaciones del grupo I.

Anteriormente se ha mencionado que las aleaciones de amplio rango de solidificación, solidifican de una manera análoga al endurecimiento del concreto, por medio de lo cual la masa se completa, en el enfriamiento por debajo de la temperatura de líquidus, primero se espesa y luego se torna “pastosa” debido a la formación de una siempre incrementada cantidad de cristales de metal sólido en

todo el líquido. Este es el comportamiento característico de tales aleaciones siempre que ellos solidifiquen a una velocidad relativamente lenta.

Como se ha discutido previamente durante las primeras etapas de solidificación ocurre un proceso conocido como “alimentación de masa”, ayudado por la gravedad y la presión atmosférica. Este proceso es un fenómeno natural que sucede automáticamente y compensa casi los 2/3 de la contracción de solidificación exhibida por la aleación. La contracción remanente (de 1 a 2% del volumen total) tiene lugar durante la etapa final de solidificación. En este momento, la estructura está casi 70% solidificada y tiene cierta rigidez.

A medida que la solidificación avanza, los cristales sólidos crecen lateralmente, atrapando entre ellos “charcos” aislados de metal líquido. Cuando estos solidifican, ellos dejan detrás huecos cuyo tamaño y forma dependen del relativo engrosamiento de las dendritas de los alrededores. Mientras que las últimas bolsas de metal a solidificar están aisladas, la alimentación de las regiones adyacentes es, virtualmente, imposible.

En consecuencia, bajo tales condiciones de lenta solidificación (piezas fundidas en moldes de arena), las aleaciones del grupo II pueden considerarse que, prácticamente no tienen distancia de alimentación, como en aquellas del grupo I.

Por lo expuesto, el estudio de la distancia de alimentación de la aleación C83600, se realizará en base a la medición de la densidad, utilizando la misma técnica que para las aleaciones de aluminio y comprende las siguientes etapas:

1. MODELOS

Se prepararon modelos de madera de barras de sección cuadrada de $\frac{1}{2}$ " x $\frac{1}{2}$ ", 1" x 1", 1 $\frac{1}{2}$ " x 1 $\frac{1}{2}$ " y 2" x 2", de diversas longitudes. El dimensionamiento de los risers se efectuó aplicando el "método del módulo", con el módulo del riser (M_R) igual a 1.3 veces el módulo de la pieza (M_C).

Ejemplo: Calcular el riser necesario para fundir con la aleación C83600, una barra de 2" x 2" x 10", considerando una relación de H/D igual a 2.

Cálculo del módulo de la pieza (M_C)

$$V_c = 2 \times 2 \times 10 = 40 \text{ pulg}^3$$

$$A_c = 2(2 \times 2) + 2(2 \times 10) + 2(2 \times 10) = 88 \text{ pulg}^2$$

$$M_c = \frac{V_c}{A_c} = \frac{40}{88} = 0.454 \text{ pulg}$$

Cálculo del módulo del riser (M_R)

$$M_R = 1.3 \times 0.454 = 0.590 \text{ pulg}^3$$

Cálculo de las dimensiones del riser, para $H = 2 D$. El riser no tiene el extremo superior cubierto con un aislante.



Luego:

$$V_R = \frac{\pi D^2}{4} \times 2 D = \frac{\pi D^3}{2}$$

$$A_R = \frac{\pi D^2}{4} \times 2 + \pi D \times 2 D = \frac{5}{2} \pi D^2$$

$$M_R = \frac{V_R}{A_R} = \frac{D}{5}$$

De donde:

$$D = 5 M_R$$

$$H = 10 M_R$$

Reemplazando M_R , tenemos:

$$D = 5 \times 0.590 = 2.95 \approx 3 \text{ pulg}$$

$$H = 2 \times D = 2 \times 3 = 6 \text{ pulg}$$

Procediendo de manera similar, determinamos las dimensiones de los risers necesarios para vaciar las diferentes barras presentadas en la Tabla 4.1.

TABLA 4.1.- Dimensiones de Barras y Risers empleado (para H/D = 2)

N° Colada	Barra (pulgadas)	Mc (pulg)	Mr (pulg)	Dr (pulg)	Hr (pulg)	Peso de metal a colar, (kg)
16	1/2 x 1/2 x 2	0.111	0.144	3/4	1 1/2	0.170
16	1/2 x 1/2 x 2	0.118	0.153	3/4	1 1/2	0.240
16	1/2 x 1/2 x 2	0.120	0.156	3/4	1 1/2	0.310
17	1 x 1 x 4	0.222	0.289	1 1/2	3	1.350
17	1 x 1 x 8	0.235	0.306	1 1/2	3	1.930
17	1 x 1 x 12	0.240	0.312	1 1/2	3	2.510
18	1 1/2 x 1 1/2 x 6	0.333	0.433	2 1/4	4 1/2	4.550
19	1 1/2 x 1 1/2 x 12	0.353	0.459	2 1/4	4 1/2	6.510
20	1 1/2 x 1 1/2 x 18	0.360	0.468	2 1/4	4 1/2	8.470
21	2 x 2 x 10	0.454	0.590	3	6	11.950
22	2 x 2 x 14	0.467	0.607	3	6	14.270
23	2 x 2 x 18	0.474	0.616	3	6	16.590

2. MOLDEO

Debido a su bajo costo, fácil disponibilidad y al gran acabado superficial obtenido en las piezas fundidas, se empleó la arena natural o “tierra de huaca”, la cual presenta granos finísimos de forma redondeada en su mayor parte, pudiendo observarse una pequeña cantidad de granos angulares y compuestos.

3. FUSION

Para producir la aleación C83600, la carga metálica debe ser a partir de metales puros o de retorno, lingotes o chatarra limpia y seca del análisis deseado, evitar la contaminación con elementos indeseables, como cantidades excesivas de hierro que producen inclusiones duras que dañan las herramientas de corte, pequeñas cantidades de silicio o aluminio que originan serios problemas de “fugas” o mal sellado en las piezas sometidas a presión.

El procedimiento de fusión, se realiza lo más rápido posible, en una atmósfera ligeramente oxidante (0.5% oxígeno libre, en los gases de combustión), seguido de una adecuada desoxidación con cobre fosforoso, el cual reacciona con el oxígeno presente en el baño formando un compuesto insoluble fósforo-oxígeno, evitando que el oxígeno reaccione con el hidrógeno para formar vapor de agua, una adición excesiva de Cu-P ocasiona altos costos, problemas en la refusión del stock, acabado superficial rugoso, el exceso de fósforo entra en solución en el baño originándose porosidades en la pieza fundida por el H₂, debido al cambio de solubilidad.

Según el Unified Numbering System la aleación C83600, latón rojo al plomo, tiene la siguiente composición:

84.0 - 86.0 %Cu

4.0 - 6.0 %Sn

4.0 - 6.0 %Pb

4.0 - 6.0 %Zn

La secuencia de la práctica de fusión seguida, fue la siguiente:

1. Precalentar el crisol en el horno, hasta alcanzar el color rojo cereza.
2. Colocar el fundente seco, al igual que en todas las aleaciones de cobre.
3. Cargar el cobre y fundir lo más rápido posible bajo una atmósfera ligeramente oxidante.
4. A medida que la fusión avanza, se carga el cobre restante.
5. Terminada la fusión de la carga, controlar la temperatura del baño con un pirómetro de inmersión, no debe sobre pasar de 1,220 °C.
6. Añadir los elementos aleantes Sn, Pb y Zn, en ese orden, agregar un exceso de 2 %Zn en la carga, para compensar la merma de fusión por la formación de vapores de Zn.
7. Una vez fundida toda la carga y obtenida la temperatura de vaciado, extraer una probeta de 3/4" x 3/4" para ver si se forma rechupe y observar la fractura para desoxidar.
8. Si la probeta presenta rechupe, no necesita desgasificación, de lo contrario desgasificar con parte de un anillo de Logas 50 (tamaño A-1 para 100 Kg de aleación). Desgasificar por espacio de 3 minutos, durante el cual la temperatura del baño descenderá 30 °C.
9. Desoxidar añadiendo 1.2 gr de Cu-P al 15 % por cada Kg. de aleación.

10. Se agita el baño y en cuanto llega a la temperatura de colada procedemos al vaciado.

PIEZAS	TEMPERATURA DE COLADA
Sección de hasta 1/2"	1200 °C
Sección de 1/2" a 1 1/2"	1150 °C
Sección de más de 1 1/2"	1120 °C

La aleación obtenida presenta el siguiente análisis típico:

85.24 % Cu

4.67 % Sn

4.95 % Pb

5.14 % Zn

4. INSPECCION

Como se mencionó anteriormente, esta aleación fue estudiada en base a la medición de la densidad de las diversas secciones de la barras fundidas. Las barras fueron cortadas en rodajas de 1/2", determinándose la densidad por pesada.

El ensayo de tracción fue efectuado sobre las probetas fundidas en moldes de arena a partir de la placa modelo de 2 probetas, ilustrada a continuación.

5. RESULTADOS

Los resultados obtenidos con las barras fundidas se presentan en las Tablas 4.2, 4.3, 4.4 y 4.5 los cuales se ilustran en los Gráficos 4.1, 4.2, 4.3 y 4.4 respectivamente.

TABLA 4.2.- Densidades de la Barra de ½ x ½" de varias longitudes, coladas a 1200 °C

Distancia desde el riser (pulgadas)	Densidad de barras (g/cc)		
	1/2 x 1/2 x 2"	1/2 x 1/2 x 4"	1/2 x 1/2 x 6"
0 - ½	8.795	8.745	8.660
½ - 1	8.803	8.752	8.679
1 - 1 ½	8.824	8.769	8.654
1 ½ - 2	8.842	8.747	8.682
2 - 2 ½		8.770	8.698
2 ½ - 3		8.778	8.665
3 - 3 ½		8.801	8.670
3 ½ - 4		8.823	8.726
4 - 4 ½			8.731
4 ½ - 5			8.762
5 - 5 ½			8.777
5 ½ - 6			8.796
Densidad promedio (g/cc)	8.816	8.773	8.708

TABLA 4.3.- Densidades de la Barra de 1 x 1" de varias longitudes, coladas a 1150 °C

Distancia desde el riser (pulgadas)	Densidad de barras (g/cc)		
	1 x 1 x 4"	1 x 1 x 8"	1 x 1 x 12"
0 - ½	8.748	8.672	8.543
½ - 1	8.776	8.695	8.547
1 - 1 ½	8.774	8.678	8.571
1 ½ - 2	8.795	8.696	8.552
2 - 2 ½	8.78	8.697	8.554
2 ½ - 3	8.802	8.722	8.50
3 - 3 ½	8.806	8.724	8.595
3 ½ - 4	8.23	8.704	8.571
4 - 4 ½		8.721	8.578
4 ½ - 5		8.753	8.600
5 - 5 ½		8.722	8.603
5 ½ - 6		8.727	8.597
6 - 6 ½		8.749	8.629
6 ½ - 7		8.752	8.653
7 - 7 ½		8.769	8.626
7 ½ - 8		8.772	8.657
8 - 8 ½			8.654
8 ½ - 9			8.670
9 - 9 ½			8.674
9 ½ - 10			8.678
10 - 10 ½			8.702
10 ½ - 11			8.726
11 - 11 ½			8.732
11 ½ - 12			8.748
Densidad promedio (g/cc)	8.788	8.722	8.626

TABLA 4.4.- Densidades de la Barra de 1 ½ x 1 ½ ” de varias longitudes, coladas a

1150 °C

Distancia desde el riser (pulgadas)	Densidad de barras (g/cc)		
	1 1/2 x 1 1/2 x 6"	1 1/2 x 1 1/2 x 12"	1 1/2 x 1 1/2 x 18"
0 - ½	8.722	8.605	8.492
½ - 1	8.729	8.617	8.497
1 - 1 ½	8.737	8.622	8.523
1 ½ - 2	8.718	8.609	8.519
2 - 2 ½	8.726	8.618	8.507
2 ½ - 3	8.753	8.651	8.501
3 - 3 ½	8.738	8.640	8.516
3 ½ - 4	8.740	8.655	8.500
4 - 4 ½	8.745	8.660	8.524
4 ½ - 5	8.754	8.637	8.527
5 - 5 ½	8.762	8.658	8.521
5 ½ - 6	8.781	8.662	8.553
6 - 6 ½		8.646	8.532
6 ½ - 7		8.677	8.556
7 - 7 ½		8.665	8.529
7 ½ - 8		8.669	8.531
8 - 8 ½		8.672	8.548
8 ½ - 9		8.683	8.555
9 - 9 ½		8.687	8.529
9 ½ - 10		8.679	8.561
10 - 10 ½		8.705	8.560
10 ½ - 11		8.712	8.579
11 - 11 ½		8.727	8.555
11 ½ - 12		8.761	8.575
12 - 12 ½			8.583
12 ½ - 13			8.577
13 - 13 ½			8.596
13 ½ - 14			8.588
14 - 14 ½			8.599
14 ½ - 15			8.617
15 - 15 ½			8.632
15 ½ - 16			8.654
16 - 16 ½			8.681
16 ½ - 17			8.687
17 - 17 ½			8.679
17 ½ - 18			8.706
Densidad promedio (g/cc)	8.742	8.663	8.566

**TABLA 4.5.- Densidades de la Barra de 2 x 2" de varias longitudes, coladas a
1150 °C**

Distancia desde el riser (pulgadas)	Densidad de barras (g/cc)		
	2 x 2 x 10"	2 x 2 x 14"	2 x 2 x 18"
0 - ½	8.617	8.518	8.379
½ - 1	8.623	8.529	8.396
1 - 1 ½	8.654	8.553	8.422
1 ½ - 2	8.632	8.550	8.405
2 - 2 ½	8.656	8.556	8.428
2 ½ - 3	8.678	8.583	8.430
3 - 3 ½	8.661	8.582	8.451
3 ½ - 4	8.665	8.585	8.437
4 - 4 ½	8.659	8.564	8.414
4 ½ - 5	8.682	8.578	8.429
5 - 5 ½	8.657	8.581	8.456
5 ½ - 6	8.678	8.586	8.478
6 - 6 ½	8.683	8.563	8.461
6 ½ - 7	8.687	8.577	8.483
7 - 7 ½	8.704	8.603	8.487
7 ½ - 8	8.726	8.596	8.495
8 - 8 ½	8.701	8.599	8.507
8 ½ - 9	8.725	8.605	8.480
9 - 9 ½	8.719	8.612	8.506
9 ½ - 10	8.755	8.619	8.512
10 - 10 ½		8.631	8.489
10 ½ - 11		8.648	8.475
11 - 11 ½		8.624	8.500
11 ½ - 12		8.655	8.518
12 - 12 ½		8.660	8.528
12 ½ - 13		8.666	8.512
13 - 13 ½		8.693	8.531
13 ½ - 14		8.707	8.556
14 - 14 ½			8.558
14 ½ - 15			8.582
15 - 15 ½			8.587
15 ½ - 16			8.593
16 - 16 ½			8.600
16 ½ - 17			8.629
17 - 17 ½			8.633
17 ½ - 18			8.657
Densidad promedio (g/cc)	8.655	8.601	8.500

6. CONCLUSIONES

De lo estudiado se concluye lo siguiente:

1. La medición de densidades es un método simple de determinar el grado de solidez de una pieza fundida.
2. La temperatura de colada influye desfavorablemente sobre la solidez de las barras, esto es, a mayor temperatura de colada disminuye la densidad, la cual está relacionada a un mayor tamaño de grano.
3. La densidad promedio de las barras es tanto mayor cuanto menor longitud tenga.
4. La resistencia a la tracción aumenta a medida que incrementa la densidad promedio de la barra.
5. La solidez interna alcanzada en esta aleación, depende de evitar las velocidades lentas de enfriamiento, esto se logra: minimizando los espesores de sección de la pieza, distribuyendo, uniformemente, el calor en el metal que ingresa a la cavidad del molde, usando enfriadores y materiales de moldeo de gran poder de enfriamiento.
6. Se requieren gradientes de temperatura de por lo menos $33\text{ }^{\circ}\text{C}$ por pulgada, durante la solidificación, para que esta aleación desarrolle un frente de solidificación que permita la alimentación desde el riser.

CAPITULO V:

DISEÑO DE RISERS

1. CONSIDERACIONES TEORICAS

Los latones rojos al plomo, aleación C83600, tienen amplio rango de solidificación. Estas aleaciones representan el más grande porcentaje de la producción anual de piezas y encuentran extensiva aplicación en griferías y en piezas que requieran resistencia a la corrosión en combinación con resistencia a la presión y una moderada resistencia. La relativa facilidad o dificultad en obtener una adecuada solidez en las piezas, fundamentalmente, dependen del espesor y uniformidad de la sección, aún más que en las aleaciones del grupo I.

Los principios del diseño de riser para estas aleaciones, que pertenecen al grupo II, pueden comprenderse mejor recordando sus características de solidificación y contracción. Anteriormente, hemos indicado que las aleaciones de amplio rango de solidificación, solidifican de una manera análoga al endurecimiento del concreto, por medio de lo cual la masa completa, en el enfriamiento por debajo de la temperatura de líquidus, primero se espesa y luego se torna pastosa debido a la formación de una siempre incrementada cantidad de cristales de metal sólido en todo el líquido (Figura 2.5). Este es el comportamiento característico de tales aleaciones siempre que ellos solidifiquen a una velocidad relativamente lenta.

Como se discutió previamente durante las primeras etapas de solidificación ocurre un proceso conocido como “alimentación de masa”, ayudado por la gravedad

y la presión atmosférica. Este proceso es un fenómeno natural que se produce automáticamente y compensa casi los 2/3 de la contracción de solidificación exhibida por la aleación. La contracción remanente (de 1 a 2% del volumen total) tiene lugar durante la etapa final de solidificación.

En este momento la estructura está casi 70% solidificada y tiene cierta rigidez. A medida que la solidificación continua, los cristales sólidos crecen lateralmente, atrapando entre ellos “charcos” aislados de metal líquido. Cuando éstos charcos solidifican, ellos dejan detrás huecos cuyos tamaños y formas dependen del relativo engrosamiento de las dendritas de los alrededores. Mientras que las últimas bolsas de metal a solidificar están aisladas la alimentación de las regiones adyacentes es virtualmente imposible. En consecuencia bajo tales condiciones de lenta solidificación las aleaciones del grupo II pueden considerarse que, prácticamente no tienen distancia de alimentación, como en aquellas del grupo I.

La experiencia ha demostrado que el éxito en alcanzar la solidez interna en las aleaciones del grupo II depende de evitar las velocidades lentas de enfriamiento. El fundidor tiene tres posibles medios para conseguir esto, dentro de las limitaciones del diseño de la pieza y los procesos disponibles de moldeo, éstos son:

- a) Minimizar los espesores de sección de la pieza.
- b) Reducir y/o distribuir uniformemente el calor en el metal que ingresa a la cavidad del molde.
- c) Usar enfriadores y materiales de moldeo de alto poder de enfriamiento.

Las secciones siguientes describen los métodos prácticos (y sus limitaciones) para producir piezas de aceptable solidez e integridad. Como con cualquier parámetro de calidad, debe tenerse en mente que la solidez es una condición relativa que debe definirse y evaluarse en términos de los requerimientos de servicio de la pieza. Por ejemplo, las piezas hechas de las aleaciones del grupo II, raramente son requeridas para que cumplan los estándares radiográficos de solidez ASTM Clase I o Clase II, con respecto a porosidades internas de contracción. En general, la solidez es juzgada por la resistencia a la presión de la pieza en combinación con la no presencia de porosidades visibles en las piezas fundidas en bruto de colada o en superficies maquinadas, y conforme con los requerimientos de las propiedades mecánicas mínimas.

PIEZAS DELGADAS

Las piezas que tienen un espesor uniforme de sección de alrededor de 3/8" o menos aún en moldes ordinarios de arena, tienden a solidificar muy rápidamente para desarrollar una capa bastante densa, de grano fino, o "piel" de metal en la superficie en contacto con la arena. Ellos aprovechan del efecto combinado de la alimentación de masa y la presión atmosférica, en sostener una compactación uniforme de volumen y forma durante las primeras etapas de solidificación; las microporosidades internas residuales de 1 a 2% están uniforme y finamente repartidas, tal que son invisibles a simple vista. Esto resulta en piezas que son resistentes a la presión y visiblemente sanas sin ningún intento deliberado de alimentación.

El uso de entradas simples, o aún "colocadas en beso" (kiss gating), mientras estos no originen "puntos calientes", son suficientes para producir piezas sanas de

calidad comercial Cuando se presentan puntos calientes en tales piezas, ellos están a menudo en o cerca al punto de entrada, en los “filetes”, o en las uniones de las paredes de la pieza. Estos son áreas potenciales de gruesas “macroporosidades” o macrorechupes y fugas. A veces, tales condiciones pueden mejorarse reduciendo la temperatura de vaciado o con entradas directamente dentro de las secciones delgadas antes que en las secciones gruesas de la pieza. Con frecuencia, pueden emplearse ventajosamente entradas múltiples para reducir las concentraciones de calor en la pieza.

PIEZAS DE SECCIONES MODERADAS Y GRUESAS

A medida que el espesor de la sección de la pieza se incrementa más allá de $\frac{1}{2}$ ”, o a medida que los puntos calientes aislados se vuelven más predominantes, debido al incremento en la complejidad del diseño, se torna más y más difícil obtener piezas de aceptable calidad. Los macrorechupes pueden volverse un serio problema, en términos de pérdida de resistencia a la presión, tanto como las porosidades visibles sobre las superficies maquinadas.

Existe, a menudo, una inclinación a corregir tal condición en áreas accesibles como rebordes, ejes, anexando un riser a la pieza para suministrar alimentación de metal. Sin embargo, el procedimiento convencional del diseño de riser, como se aplica en aleaciones de estrecho rango de alimentación fundidas en moldes de arena en verde, simplemente no trabaja. No sólo el riser no elimina los macrorechupes, sino que puede aún exagerar la condición. Esto se debe a que la masa del riser adicional reduce la velocidad de solidificación de la sección gruesa y la anticipada alimentación

puede no tener lugar a causa de que el modo pastoso de solidificación previene la solidificación direccional (Figura 2.10).

Los risers en piezas de secciones moderadas y gruesas, con un adecuado diseño y aplicación, sin embargo, pueden ser beneficiosos. El uso principal de los risers en tales piezas es para eliminar el defecto conocido como marcas o depresiones superficiales o “sink marks”. Estos defectos consisten de depresiones localizadas sobre la superficie de la pieza, variando su severidad desde áreas poco profundas a bolsas bastante profundas que se extienden dentro del interior de la pieza.

Las depresiones ocurren en puntos calientes que solidifican más lentamente que las áreas adyacentes. La fuerza de la presión atmosférica contra la superficie de la pieza actúa uniformemente durante la solidificación. Mientras que las superficies de la pieza, a su vez, ofrecen resistencia uniforme a la compresión, la compactación del volumen de la pieza será igualmente distribuida y no notable.

Donde sea prolongada la etapa pastosa de solidificación, sin embargo, tales áreas permanecen vulnerables a la presión externa, la cual puede causar su derrumbe. Irónicamente, el metal desplazado por la formación de la depresión, a menudo, compensa la contracción de solidificación en aquella área, con el resultado de que la estructura interna adyacente este completamente sana.

La técnica del diseño de riser usada para evitar las depresiones no se basa en el principio de la solidificación direccional, sin embargo si sobre la solidificación uniforme. Como implica el término, el propósito es minimizar la formación de puntos calientes y hacer que la pieza solidifique a la misma velocidad en toda la pieza.

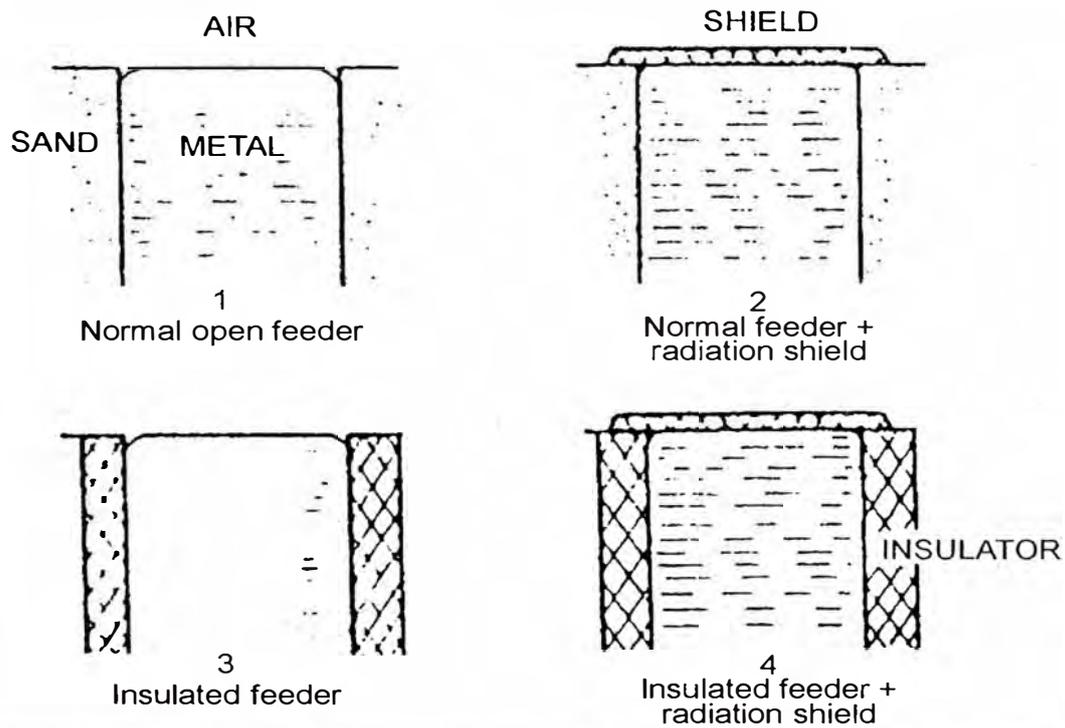
Esto es, esencialmente, lo que ocurre en piezas pequeñas de secciones uniformes de paredes delgadas.

En piezas gruesas, puede ser promovida, en vista de que la total uniformidad no puede lograrse. Por ejemplo, en aisladas secciones gruesas tales como protuberancias y uniones de nervios puede inducirse un enfriamiento más rápido con el uso de enfriadores metálicos o arenas especiales de moldeo como zircón o cromita.

También, con entradas en las secciones delgadas, las regiones gruesas serán llenadas al último, con metal frío. Pueden usarse risers “muertos o ahogados” (estos se añaden a las secciones que se llenan al último) para suministrar presión metalostática a la pieza y para formar un canal abierto al interior de la pieza, tal que la presión atmosférica pueda actuar desde el interior tanto como del exterior de la pieza.

En vista de que es aún importante que estos risers permanezcan fundidos más que la pieza misma, es ventajoso proveerlos con manguitos aislantes o exotérmicos y cubiertas del extremo superior del riser. Los beneficios de estos pueden verse en la Figura 5.1

El diseño de risers para el control de los defectos de depresiones no es una ciencia exacta. Como regla general, los risers deben ser tan pequeños en diámetros y tan altos como sean prácticos. Esto significa un diámetro no mucho mayor que 1.5 veces el espesor de la sección a la cual está unido y una altura de por lo menos 3 veces el diámetro. Las dimensiones reales pueden haberse modificado, dependiendo de las condiciones particulares y resultados obtenidos.



Time conmutes for total solidification of 4 - 4 inch exlindrical feeders				
	1	2	3	4
Steel	5 0	13 4	7 5	43 0
Cooper	8 2	14 0	15 1	45 0
Aluminium	12 3	14 3	31 1	45 6

Figura 5.1.- Efecto de diversas técnicas de aislamiento sobre la eficiencia de risers para piezas fundidas de Al, Cu y Acero.

Para cierta clase de piezas de secciones medias a gruesas, la eliminación de las marcas superficiales con risers, conjuntamente con la colocación localizada de enfriadores para minimizar macrorechupes internos, es a menudo adecuado en la producción de una pieza aceptable de grado comercial. Los problemas se tornan más severos en piezas de sección gruesa, que deben tener una gran resistencia a la presión y estar exentas de visibles porosidades de contracción. Flinn y Trojan han resumido los resultados de un extensivo programa de investigación, conducido bajo la responsabilidad de la American Foundrymen's Society, dirigido hacia la obtención de piezas sólidas de sección gruesa, en aleaciones de amplio rango de solidificación.

Excepto en los bronce al estaño de alto plomo, virtualmente, todas las aleaciones de esta familia se encontraron que exhiben diversos grados de fuga bajo presión cuando se dejan solidificar a velocidades comparables a aquellas en los moldes de arena. A pesar del tamaño del riser, las barras y placas de sección gruesa, fundidas en la aleación C83600 no pueden alimentarse efectivamente sin el uso extensivo de enfriadores masivos que producirán la solidificación direccional. Excepto en, barras muy cortas enfriadas al extremo, fueron inadecuadas en desarrollar la solidificación direccional. Estudios térmicos confirman que son necesarios gradientes de temperatura de por lo menos $33\text{ }^{\circ}\text{C/pulg}$, durante la solidificación, para que la aleación desarrolle un frente de solidificación que permita la alimentación desde el riser.

Para esto se necesita el uso de enfriadores en forma de cuña que se colocan contra las caras de la pieza a lo largo de su longitud, como se muestra en la Figura 5.2. El enfriamiento de esta manera, aún cuando efectivo, tiene obvias limitaciones en piezas de forma compleja excepto sobre distancias cortas.

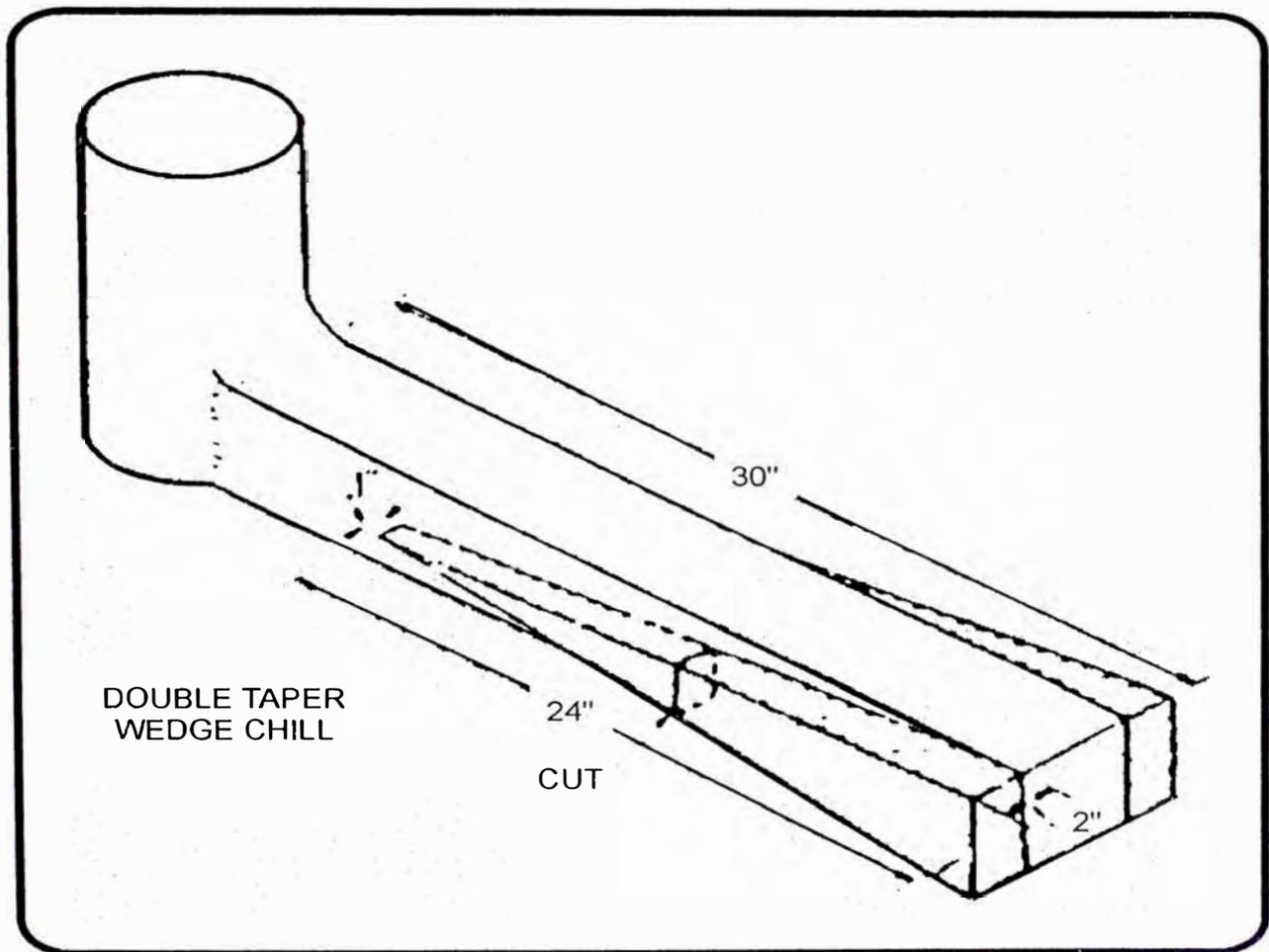


Figura 5.2.- Disposición de enfriadores en forma de cuña sobre barras de bronce de cañón.

Donde pueda aplicarse estas técnicas, el diseño de risers puede realizarse como en las aleaciones del grupo I. Sin embargo, no puede establecerse con cierta certeza, que la distancia de alimentación sea mucho mayor que $3T$ a $4T$ y puede ser aún menor. Sin embargo, distancias cortas pueden usarse en los risers cubiertos y manguitos aislantes para asegurar el presurizado y alimentación.

2. TIPOS DE RISERS

Desde el punto de vista de la eficiencia técnica y de la facilidad de moldeo, la forma más deseable es la cilíndrica con una relación de altura a diámetro (H/D) de 1.0, 1.5 y 2. En piezas pequeñas pueden usarse risers laterales ciegos de forma cilíndrica con la superficie inferior y superior, semiesféricas. Tales risers se conectan a la pieza con un pequeño “cuello” o “neck” y la entrada o “ataque”, usualmente, se fija al riser para obtener mejores resultados.

En las piezas que tienen múltiples risers localizados a diferentes niveles verticales, los risers ubicados cerca al extremo superior de la pieza alimentarán las secciones inferiores de la pieza (y los risers asociados con estos) hasta que solidifique la sección interconectada. Esta situación aumenta significativamente la demanda de alimentación a los risers superiores, con la posibilidad de que los haga inadecuados. En esta circunstancia, el tamaño del riser superior debe incrementarse de tal forma que sea capaz de satisfacer la mayor demanda de alimentación de metal.

Usualmente, el aumento de volumen requerido es aproximadamente $\frac{1}{2}$ de la suma de las porciones inferiores más el riser y neck asociados a estas, multiplicado por la contracción total de la aleación entre la temperatura de vaciado y la temperatura de solidus. Este efecto puede minimizarse (pero no eliminarse) con el uso de enfriadores en la sección que interconecta. La forma más fácil de incrementar el volumen del riser es aumentando su altura.

Puede obtenerse rendimientos extremadamente altos de más de 80%, cuando se usan risers aislados. Para las aleaciones del grupo I, el volumen del riser puede ser de sólo 15 a 25% de la sección de la pieza a alimentar. Las pérdidas de calor por radiación de la superficie superior expuesta del riser, representan un considerable porcentaje de las pérdidas totales de calor, alcanzando a 25% en los risers aislados y 50% en los risers no aislados.

Por lo tanto, sin considerar el tipo de riser, el extremo superior del riser siempre debe cubrirse con un material exotérmico o aislante, a fin de promover la máxima eficiencia de alimentación. Se recomienda que la altura mínima de la cubierta del material usado sea de $\frac{1}{10}$ del diámetro del riser.

Es muy importante prevenir la solidificación prematura de la superficie superior del riser a fin de evitar el aislamiento de metal del contacto con la presión atmosférica de los alrededores. La presión atmosférica actúa forzando a que el metal líquido alimente las secciones adyacentes de la pieza, a medida que se contrae.

Los manguitos exotérmicos, que eran en otros tiempos populares, se ha discontinuado su uso, reemplazándose por los manguitos aislantes que son más económicos y ocasionan menos problemas. Pueden alcanzarse, sin embargo ahorros sustanciales con el empleo de cualquier tipo de manguito.

3. DISEÑO DE RISERS

Los risers, en realidad son diseñados para prevenir la formación de los huecos de contracción o rechupes en la pieza durante la solidificación, en la cual se originan 3 con-tracciones:

1. Desde la temperatura del vaciado hasta la temperatura de liquidus, se produce la contracción líquida.
2. De la temperatura del liquidus a la temperatura del solidus, esto es durante la transformación desde el estado líquido al sólido, se origina la contracción de solidificación.
3. Desde la temperatura del solidus hasta la temperatura ambiente, se produce la contracción sólida.

El problema a mano, porosidad de contracción, puede resolverse controlando el modelo de solidificación y los gradientes térmicos, tal que los rechupes se produzcan fuera de la pieza misma. Es evidente que para producir las mejores propiedades de ingeniería en una pieza dada, deben eliminarse los rechupes.

Para producir una pieza sana, el riser o reservorio de metal líquido el cual es, fundamentalmente, para compensar la contracción de solidificación, debe satisfacer 2 requerimientos

- 1. Tamaño del Riser.-** Si el riser tiene que suministrar metal líquido para alimentar la contracción de solidificación de la pieza, debe solidificar después que la pieza (excepto en la fundición gris). Cuando el material del molde que rodea al riser y la pieza es el mismo, entonces la relación $(V/A)^2$ del riser debe exceder al de la pieza, a menos que se coloque sobre el riser una fuente externa de calor tal como un material exotérmico o la pieza tenga enfriadores.
- 2. Colocación del riser.-** Para una aleación con alta resistencia a la alimentación central, una pieza requerirá risers espaciados más estrechamente que para otra aleación. En otras palabras, la distancia efectiva de alimentación de un riser en una aleación con amplio rango de solidificación es menor que en una aleación de estrecho rango de solidificación.

Los métodos para determinar el tamaño del riser, deben basarse sobre los criterios de tiempo de solidificación y volumen de alimentación del riser, de tal manera que se asegure una solidificación direccional y la producción de una pieza sana. Para cada tipo de pieza en particular, uno de estos criterios será el factor crítico que controle el tamaño mínimo del riser.

En los casos donde el tamaño del riser está controlado por el tiempo de enfriamiento (piezas pesadas), no es necesario casi nunca estimar el tiempo de solidificación del riser y la pieza, ya que las comparaciones puramente geométricas de éstas puede adoptarse para asegurar que el riser solidifique al último.

En su forma más simple, se puede hacer comparaciones entre las secciones de la pieza y el riser; pero técnicas más comprensivas de comparación tridimensional se han desarrollado basándose en la ley de Chvorinov.

a) Método del CFR

La resistencia a la alimentación central (CFR) es un término que expresa cuantitativamente la facilidad o dificultad de la alimentación. Es deseable tener término independiente del tiempo absoluto de solidificación, tal que este pueda usarse para comparar los diferentes materiales del molde o diferentes tamaños de sección. En cualquier caso, la alimentación de una pieza se torna más dificultosa tan pronto como los cristales sólidos se presenten en el centro. Mientras mayor es el porcentaje del tiempo total de solidificación durante el cual estos cristales están presentes en el centro de la pieza, mayor es la dificultad de alimentación.

$$CFR = \frac{\textit{tiempo durante el cual se forman los cristales en el centro}}{\textit{tiempo total de solidificación de la pieza}} \times 100$$

Una revisión de la literatura sobre fundición de metales revela que hay más artículos que tratan sobre el diseño de risers en piezas de acero, que con las aleaciones de cobre, cuantitativamente.

Las aleaciones con una resistencia a la alimentación central (CFR) similar a la del acero tendrán un diseño de riser similar, mientras que aquellas con mayor CFR serán más difíciles de alimentar. Trabajos realizados por la Naval Research Laboratory indican que estas predicciones son correctas.

La distancia de alimentación para el bronce al manganeso (similar al latón 60-40) en placas es 5.5 T vs 4.5 T para el acero, donde T es el espesor de la placa. Además, en el bronce 88-10-2 el rechupe se encontró a lo largo de toda la longitud de la barra.

Para aleaciones con gran CFR, que es el caso de la aleación C83600, es aconsejable el enfriamiento local en aquellas porciones de la pieza para las cuales sean indicadas máximas resistencias. Por ejemplo, se ha demostrado para esta aleación que en barras de 2" x 2" y placas de 1" de espesor, se requieren de enfriadores para producir un gradiente de 33 °C /pulg, el cual es el gradiente mínimo que asegura la solidez en esta aleación.

TABLA 5.1.- Valores de CFR para diversas aleaciones

Aleación	CFR	
Acero 18-8 (0.2 %C)	35	
Acero, 12 %Cr	38	Menor que el
Cobre	1	CFR del acero
Latón 60-40 (60Cu-40Zn)	26	de 0.6 %C
Plomo	17	
Acero de 0.6 %C	54	Similar al CFR
Monel	64	del acero
Latón rojo al Pb	93	Mayor que el
Bronce 88-10-2 (88Cu-10Sn-2Zn)	95	CFR del acero
Aleación de Al, 8 %Mg	91	de 0.6 %C
Aleación de Al, 4.5 %Cu	96	

b) Método del Módulo

En los últimos años se ha dado gran atención a un método conocido como el "método del módulo" para calcular el tamaño del riser, que incluye el desarrollo de datos pertinentes y programas de computación. Este método en la actualidad es ampliamente usado en el dimensionamiento de los risers.

Este método se ha empleado extensivamente en el diseño de risers en piezas de acero, sin embargo se aplica también en aleaciones de cobre de estrecho rango de solidificación. A continuación, describiremos brevemente este método.

La regla de Chvorinov establece que el tiempo de solidificación (t) de una pieza, esta dado por la relación:

$$t = k \left(\frac{V}{A} \right)^2 \quad (1)$$

En esta expresión (V) y (A) son el volumen y área superficial de la pieza, respectivamente, y k es una constante de proporcionalidad cuyo valor depende de las propiedades térmicas del metal y del molde.

La relación (V/A) es conocida como el “módulo” de la pieza (M), luego reemplazando este en la ecuación (1), se tiene:

$$t = k \times M^2 \quad (2)$$

En vista de que la ecuación de Chvorinov puede aplicarse a cualquier pieza, se usa tanto para la pieza, como para el riser respectivo. Cuando se trata de formas unidas tales como un riser y una pieza, el área superficial de cada forma, a ser considerada incluirá sólo aquellas porciones que contribuyen a la pérdida de calor durante la solidificación.

Para describir el tiempo de solidificación de la pieza y del riser, se requieren 2 ecuaciones y los subíndices **C** y **R** se usarán para distinguir a los valores de la pieza y riser respectivamente.

$$\text{Pieza: } t_C = k \times M_C^2 \quad (3)$$

$$\text{Riser: } t_R = k \times M_R^2 \quad (4)$$

En un sentido práctico no estamos muy interesados con el tiempo real requerido para la solidificación, más bien interesa el tiempo relativo de solidificación del riser y la pieza. Obviamente, el riser para ser efectivo debe solidificar después que la pieza lo ha hecho. Matemáticamente, esto significa que t_R debe ser mayor que t_C en cierta cantidad, es decir:

$$\frac{t_R}{t_C} = F^2 > 1 \quad (5)$$

Esto significa que la relación del tiempo de solidificación del riser y la pieza, es cierto número cuyo valor, cuando está al cuadrado es un número mayor que uno. Esto puede escribirse como:

$$\frac{t_R}{t_C} = \frac{k \times M_R^2}{k \times M_C^2} = F^2, \text{ o } M_R^2 = F^2 \times M_C^2 \quad (6)$$

Simplificando tenemos:

$$M_R = F \times M_C \quad (7)$$

La experiencia ha demostrado que el valor adecuado de F depende del metal que se va a colar. Comúnmente, para el acero y la fundición nodular, se ha usado un valor de 1.2, mientras que un valor ligeramente mayor de alrededor de 1.3, es preferido en las aleaciones de cobre de estrecho rango de solidificación. Esto es:

$$M_R = 1.3 \times M_C \quad (8)$$

Notar que esto es sólo un factor a considerarse en el diseño de un adecuado riser, sin embargo la ecuación (8) simplemente nos da una forma empírica de proporcionar un riser tal que solidifique más lentamente que la pieza. El otro requerimiento básico de cualquier riser es que éste debe tener un volumen suficiente que proporcione la cantidad necesaria de alimentación de metal a la pieza o sección de la pieza a la cual esta unida.

Para clasificar este punto consideraremos 2 piezas de formas geométricas diferentes, cada una de las cuales con el mismo valor del módulo (M_C):

1) Primero consideraremos un cubo con una arista de 5" ($a = 5$)

$$V_c = 5^3 = 125 \text{ pulg}^3$$

$$A_c = 6 a^2 = 6 \times 5^2 = 150 \text{ pulg}^2$$

Por lo tanto:

$$M_C = 125 / 150 = 0.833 \text{ pulg}$$

2) Luego consideramos una placa cuadrada de 10" x 10" y 2 ½" de espesor

$$V_c = 10 \times 10 \times 2.5 = 250 \text{ pulg}^3$$

$$A_c = 2(10 \times 10) + 4(2.5 \times 10) = 300 \text{ pulg}^2$$

En este caso también:

$$M_C = 250 / 300 = 0.833 \text{ pulg}$$

Como puede observarse la segunda pieza tiene el doble del volumen de la primera pieza, y por lo tanto, puede esperarse que requiera considerablemente más alimentación de metal del riser. Tal diferencia depende de los factores de forma.

Esto puede determinarse experimentalmente cuando se necesite; sin embargo, es mucho más fácil (aún cuando menos preciso) usar los datos presentados en la Tabla 5.2. Esta indica los valores mínimos para la relación entre el volumen del riser y el volumen de la pieza (como porcentaje) para asegurar que el riser pueda, en verdad, suministrar la necesaria cantidad de alimentación de metal a la pieza.

Se presentan 5 clases generales de piezas de “muy gruesas” a “finas”. Notar que los risers que tienen una relación altura a diámetro H:D de 1:1 son más eficientes que cuando H:D es de 2:1. También se observa que los risers aislados son más eficientes que aquellos formados directamente en el molde de arena.

TABLA 5.2.- Requerimientos de volúmenes mínimos de risers

Tipo de Pieza	MINIMO Vr/Vc (%)			
	RISERS AISLADOS		RISERS EN ARENA	
	H/D = 1:1	H/D = 2:1	H/D = 1:1	H/D = 2:1
1 Muy gruesa Cubos, etc Espesor: ancho: longitud 1 : 1.33 : 2	32	40	140	198
2 Gruesa 1 : 2 : 4	26	32	106	140
3 Intermedia 1 : 3 : 9	19	22	58	75
4 Regularmente delgada 1 : 10 : 10	13	15	30	38
5 Delgada 1 : 15 : 30 a más	8	9	12	14

Ejemplo:

Una pieza de bronce al manganeso de la forma de una barra cuadrada de 2" x 2" y 9" de longitud será fundida en un molde de arena, usando un riser cilíndrico abierto unido al extremo de la barra. Puede usarse tal riser y, si es así, ¿Cuál es la relación óptima H/D?

Paso 1:

Evaluar la ubicación del riser en términos de la distancia de alimentación de la aleación. Esta distancia para barras de bronce al manganeso varía de 4T hacia arriba, dependiendo del valor de T. Podemos asumir sin peligro que un solo riser colocado al extremo de la barra, alimentará toda la longitud de 9". Para asegurarnos podemos colocar un enfriador externo en el otro extremo de la barra, lejos del riser ó extremo libre de la barra, para darle un mayor gradiente térmico durante la solidificación.

Paso 2:

Calculamos el volumen (V_C), área efectiva (A_C) y módulo (M_C) de la pieza:

$$V_C = 2 \times 2 \times 9 = 36 \text{ pu lg}^3$$

El área efectiva de la pieza (el área desde la cual el calor es extraído durante la solidificación), será la suma de las áreas de los 4 lados laterales más aquella del extremo libre. No se incluye el área de la barra en contacto con el riser.

Por lo tanto:

$$A_C = 4(2 \times 9) + (2 \times 2) = 76 \text{ pu lg}^2$$

$$M_C = \frac{V_C}{A_C} = \frac{36}{76} = 0.474 \text{ pu lg}$$

Paso 3:

Calculamos el módulo del riser (M_R) multiplicando M_C por 1.3

$$M_R = 1.3 \times M_C = 1.3 \times 0.474 = 0.616 \text{ pulg}$$

Paso 4:

Considerar un riser abierto (el extremo superior aislado con una cubierta) que tiene una relación $H/D = 1$. Calcular el valor de H y D para tal riser, cuyo valor del módulo es $M_R = 0.616$ pulg.

$$V_R = H \times \frac{\pi D^2}{4} = \frac{\pi D^3}{4}$$

$$A_R = H \times \pi D + \frac{\pi D^2}{4} = \frac{5}{4} \pi D^2$$

$$M_R = \frac{\pi D^3 / 4}{5/4 \pi D^2} = \frac{D}{5}$$

$$D = 5 \times M_R$$

$$H = 5 \times M_R$$

Por lo tanto:

$$D = 5 \times 0.616 = 3.08 \text{ pulg}$$

$$D = 3.08 \text{ pulg}$$

$$H = 3.08 \text{ pulg}$$

Notar que, para facilitar el cálculo, no deducimos el área del cuello o neck que conecta el riser a la pieza, cuando se calculó el área efectiva del riser. Esto introduce un pequeño error que tiende a hacer al riser un poco mayor que lo necesario. Observar también que nuestra área efectiva del riser incluye el área lateral del cilindro y el área inferior, pero no aquella del extremo superior del riser, la cual está aislada.

Paso 5:

Asumiendo un riser de $H = D = 3''$, calcular su volumen y determinar si es lo bastante grande para proporcionar la alimentación de metal a la barra de $2'' \times 2'' \times 9''$.

$$V_R = \frac{\pi D^3}{4} = 21.2 \text{ pulg}^3$$

La relación V_R/V_C , será:

$$\frac{V_R}{V_C} = \frac{21.2}{36} = 0.59 \text{ o } 59\%$$

De este modo, el volumen del riser, representa el 59% del volumen de la pieza. Refiriéndonos a la Tabla 5.2, la barra en cuestión puede considerarse como “intermedia” en la clasificación de su configuración. Por lo tanto, para un riser vaciado en un molde de arena y una relación H/D de 1 : 1, su volumen debe ser por lo menos de 58% del volumen de la pieza. En consecuencia, el riser calculado es adecuado. Si no lo fuera, debemos incrementar su volumen aumentando la altura.

c) Método COX

Cox sugiere que, antes de elegir el tamaño del riser, la parte de la pieza a alimentar debe clasificarse de acuerdo a su forma, esto es, si (distancia alrededor de la pieza/ espesor de pared) es más de 30, entonces la parte es una placa y si es menos de 30, entonces la parte es “gruesa”.

Cox recomienda el uso de un riser de altura igual a 1.5 diámetro, el diámetro del riser usado para piezas fundidas en arena es:

$$D = 7.2 \frac{V_c}{A_c}$$

Donde:

V_c = volumen de pieza

A_c = área de superficie de enfriamiento

Ejemplo:

Diseñar el riser de una placa de 5 cm x 20 cm x 30 cm

Solución:

$$V_c = 30 \times 20 \times 5 = 3000 \text{ cm}^3$$

$$A_c = 2(30 \times 20) + 2(30 \times 5) + 2(20 \times 5) = 1700 \text{ cm}^2$$

Por lo tanto:

$$D = 7.2 \times \frac{3000}{1700} = 12.7 \text{ cm}$$

$$H = 1.5 \times 12.7 = 19.0 \text{ cm}$$

d) Método JEANCOLAS

Una característica esencial del riser es que el tiempo de solidificación debe ser proporcional al tiempo correspondiente a las partes de la pieza. El concepto del módulo de enfriamiento (V/A) como fue originalmente definido por Chovrinov y posteriormente desarrollado por Halbert, es también considerado por Jeancolas en estos cálculos.

CAPITULO VI

DISEÑO DEL SISTEMA DE ALIMENTACION

La principal función de un sistema de alimentación es entregar metal limpio dentro de la cavidad del molde desde la cuchara sin deteriorar la calidad del metal. Consideraciones secundarias, tales como facilidad de moldeo, eliminación de las entradas y alto rendimiento de fundición no deben originar un diseño de sistema de alimentación que dificulte la producción de piezas de alta calidad.

Las aleaciones de cobre del grupo I; que tienen un estrecho rango de solidificación, de menos de 50 °C, tales como los bronce al aluminio, latones amarillos, bronce al manganeso, latón blanco al manganeso, cobre y cobre-cromo, tienen grandes cantidades de elementos aleantes, tales como Zn, Al ó Mn ó con pequeñas cantidades de Cr. Todos estos elementos son fácilmente oxidables y forman películas tenaces de óxidos insolubles.

De aquí, que el vaciado y los sistemas de alimentación para esta clase de aleaciones deben ser cuidadosamente diseñadas para evitar la turbulencia que puede resultar en películas de óxidos que serán atrapadas como inclusiones en la pieza. Estas inclusiones producirán un marcado deterioro en las propiedades mecánicas.

El cobre puro es un caso especial, en vista de que puede fácilmente absorber grandes cantidades de oxígeno bajo condiciones turbulentas. Este oxígeno disuelto, en combinación con el hidrógeno disuelto, puede luego dar origen a porosidades del “vapor” cuando la pieza solidifica.

Si hay un exceso de desoxidante, el cobre puro es menos sensible al flujo turbulento.

Las aleaciones de cobre del grupo I, que tienen un rango de solidificación de 50 °C a 111 °C, tales como las aleaciones cobre-níquel, latones al silicio y bronce al silicio, no forman películas de óxido tan fácilmente como las aleaciones indicadas en el párrafo anterior; sin embargo, con el uso de un sistema de alimentación más turbulento puede generarse una considerable cantidad de óxidos (dross).

Por lo tanto, es más seguro emplear en estas aleaciones sistemas de alimentación no turbulentos. Puede notarse que en las aleaciones que contienen silicio, la presencia del plomo incrementa la tendencia a la formación de inclusiones de óxidos. Similarmente, un aumento en los elementos aleantes, tales como el columbio (niobio), berilio y cromo, causan grandes problemas con las inclusiones de óxidos en los cuproníqueles.

Las aleaciones de cobre del grupo II, que tienen un amplio rango de solidificación, de 111 °C a 167 °C, tales como los bronce al estaño, bronce al estaño con alto plomo, latones rojos al plomo, latones semirojos al plomo y plata níquel, tienen una relativamente baja tendencia a la oxidación y, por lo general se desoxidan con fósforo.

El fósforo residual inhibe la formación de la película de óxido durante el vaciado, combinándose con el oxígeno libre presente para formar pequeños glóbulos de una escoria fluida (fosfato de cobre) el cual se eleva fácilmente a través del metal fundido hacia el extremo superior de la cavidad del molde.

De este modo, no hay películas internas de óxido para deteriorar las propiedades.

En vista de que estas aleaciones son relativamente insensibles a la turbulencia, pueden usarse diferentes sistemas de alimentación; deben ser importantes consideraciones, la simplicidad del diseño y la colocación de las entradas para mejorar la adecuada secuencia de solidificación, antes que evitar la turbulencia.

A continuación, revisaremos los principales detalles de diseño de los componentes del sistema de alimentación: Bebedero - Canales de Colada - Entradas.

1. BEBEDERO

LA BALSA.- La producción de piezas de alta calidad requiere no, solamente de adecuadas operaciones de fusión, moldeo y óptimos diseños del modelo, sino también una comprensión de los principios del sistema de alimentación, tal que pueda entregarse metal limpio a la cavidad del molde, con una mínima cantidad de turbulencia. Una “balsa” o depósito de vaciado permitirá llenar prontamente al bebedero y mantener una carga constante durante todo el vaciado.

Si el peso del metal vaciado en un molde excede a 15 kgs, una balsa ofrece muchas ventajas. El operador que realiza el vaciado podrá dirigir el flujo de metal desde la cuchara a la balsa con menos chance a que se derrame y el bebedero no necesita ubicarse cerca al borde del molde.

La cuchara de vaciado puede ser llevada dentro de 1" a 2" de la balsa y puede mantenerse más fácilmente una velocidad de flujo continuo a través de una gran carga de vaciado. Si hubieran interrupciones breves en el vaciado del metal dentro de la balsa, el metal excedente cubrirá la merma de metal hasta que el vaciado se reanude.

La principal desventaja de usar una balsa es que el rendimiento disminuye, originando el reciclado de una mayor cantidad de metal; sin embargo, si se interrumpe el vaciado antes que el metal alcance el extremo superior de los risers, el metal en exceso de la balsa drenará al interior llenando los risers, de este modo se minimiza el derroche. La Figura 6.1, presenta el esquema de una balsa recomendable.

La reducción del metal derramado, al usar una balsa, compensa el pequeño costo de producción de la balsa. En el vaciado, el chorro de metal debe dirigirse al lado posterior de la balsa, lejos del área del bebedero, y el nivel de metal en la balsa debe mantenerse a una altura de alrededor de 2" o más.

El factor más importante en el sistema de alimentación es el correcto tamaño del bebedero. Si se selecciona un tamaño erróneo, o si el bebedero tiene un ahusamiento o un ahusamiento invertido, el daño hecho al metal que ingresa a la cavidad del molde puede ser grande y difícil de corregir.

En vista de que la mayoría de los moldes de alta producción requieren menos de 15 kgs de metal vaciado, implican cajas de moldeo con el semimolde superior

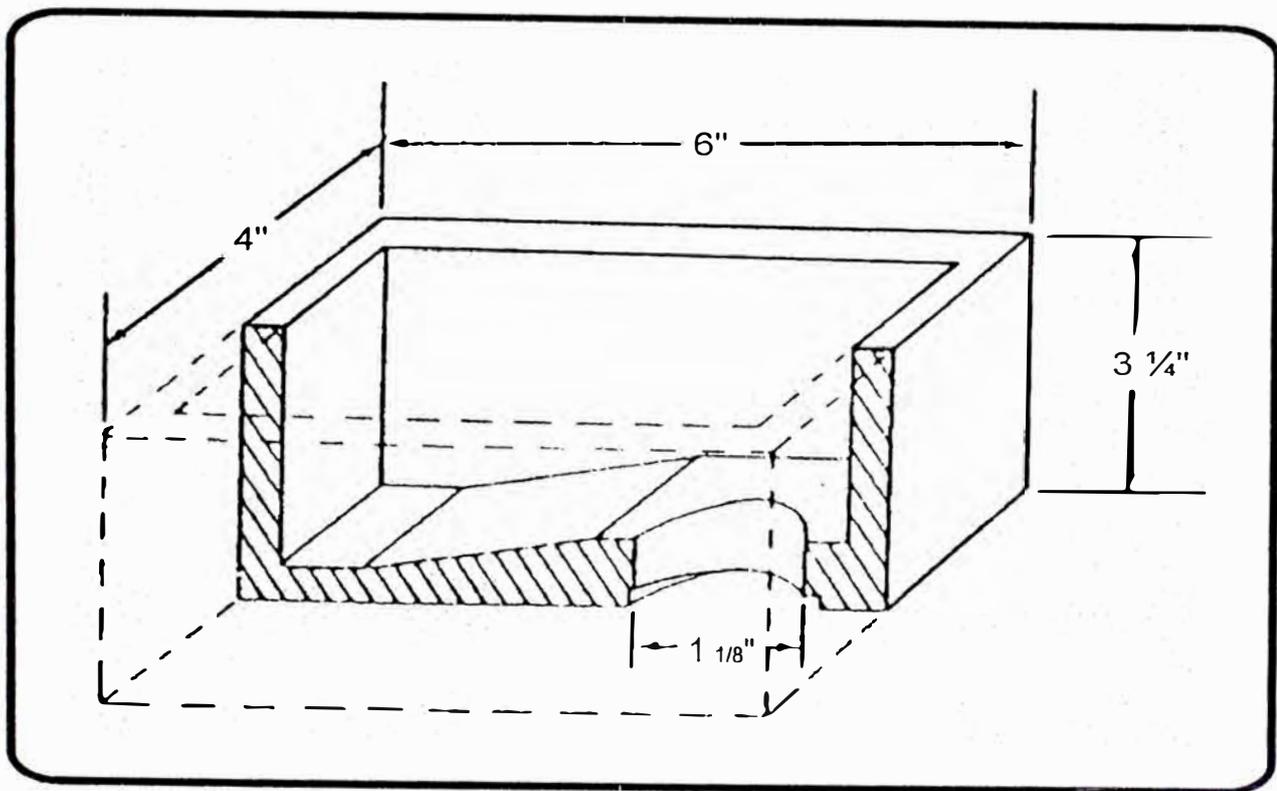


Figura 6.1.- Balsa recomendable para las aleaciones de cobre.

de una altura de 4" a 6", pueden usarse bebederos de tamaño standard con las aleaciones de cobre. El tercio superior del bebedero es el "embudo", que tiene una abertura de aproximadamente 2" de diámetro. La porción restante del bebedero debe ahusarse hacia abajo hasta una abertura final de diámetro entre 1/2" y 7/8", dependiendo de la deseada velocidad de vaciado.

Hay muchas cartas, gráficos y fórmulas para calcular las dimensiones de un bebedero ahusado (excluyendo el embudo, el cual puede ser de cualquier forma, desde un cono cortado en el molde a una balsa más elaborada que se ilustra en la Figura 6.1).

Primero, se selecciona la deseada velocidad de vaciado y luego se determina el diámetro de salida del bebedero requerido (Figura 6.3), basado sobre la esperada altura de metal en el bebedero y la balsa (si lo hubiera). Una vez que se obtiene el diámetro de salida, se determina el diámetro de entrada adecuado (Figura 6.4). Las dimensiones del bebedero se tornan críticas a medida que se incrementa la altura por encima de 12". Para pequeños bebederos (4" a 6"), es práctica común ahusar los bebederos de 5° a 10°. Un mayor ahusamiento no será perjudicial salvo que aumentará el metal vaciado.

Un bebedero ahusado hacia abajo se llena mucho más rápidamente, se mantiene lleno durante el vaciado y produce una mínima turbulencia de aspiración de aire dentro del chorro de metal a medida que fluye hacia abajo. Además, con un correcto diseño del canal de colada y las entradas, un adecuado bebedero, también asegura que cada molde sucesivo es llenado en la misma forma. Esto ayuda a garantizar que todas las piezas serán uniformes, de la misma calidad.

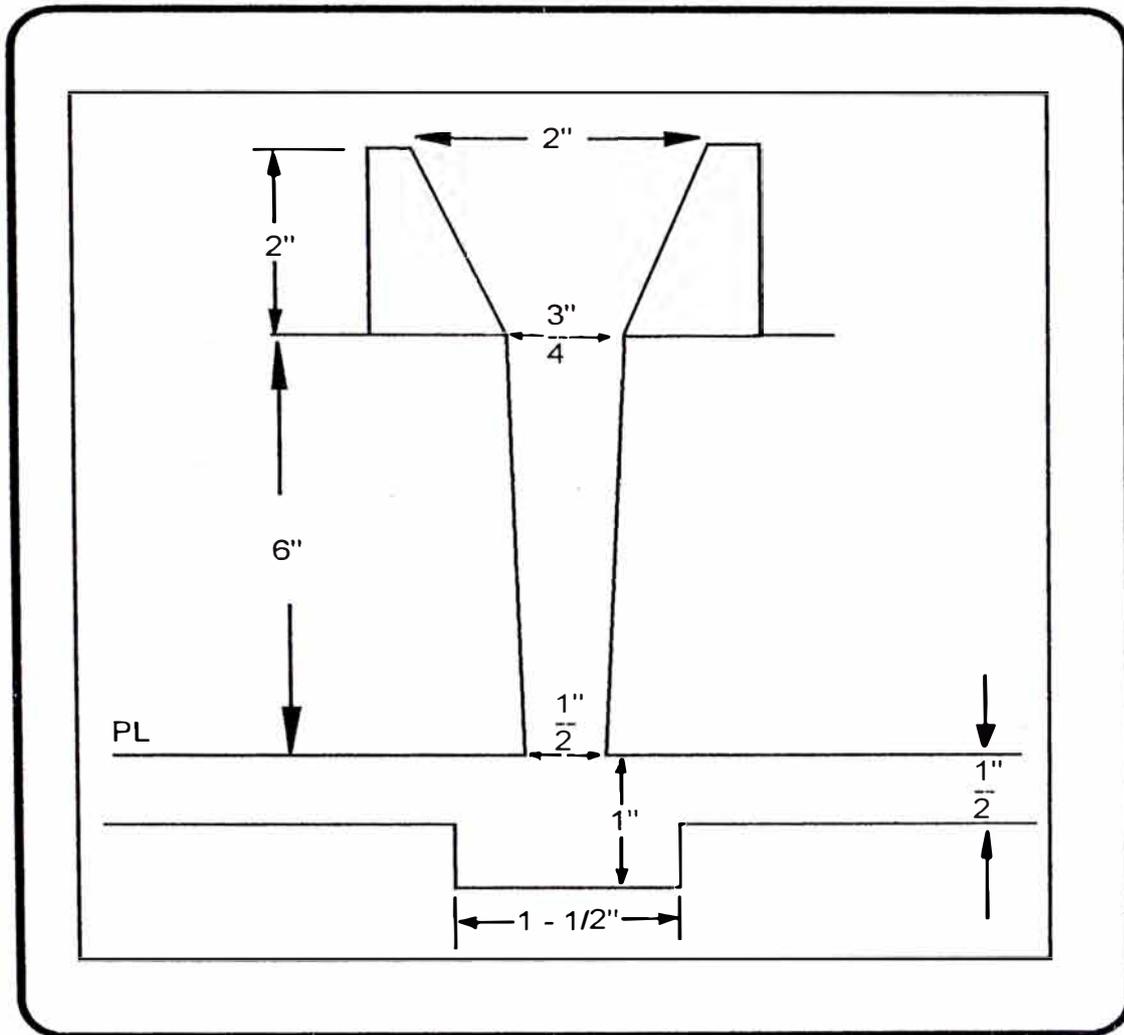


Figura 6.2.- Típico diseño de un bebedero para reducir la turbulencia.

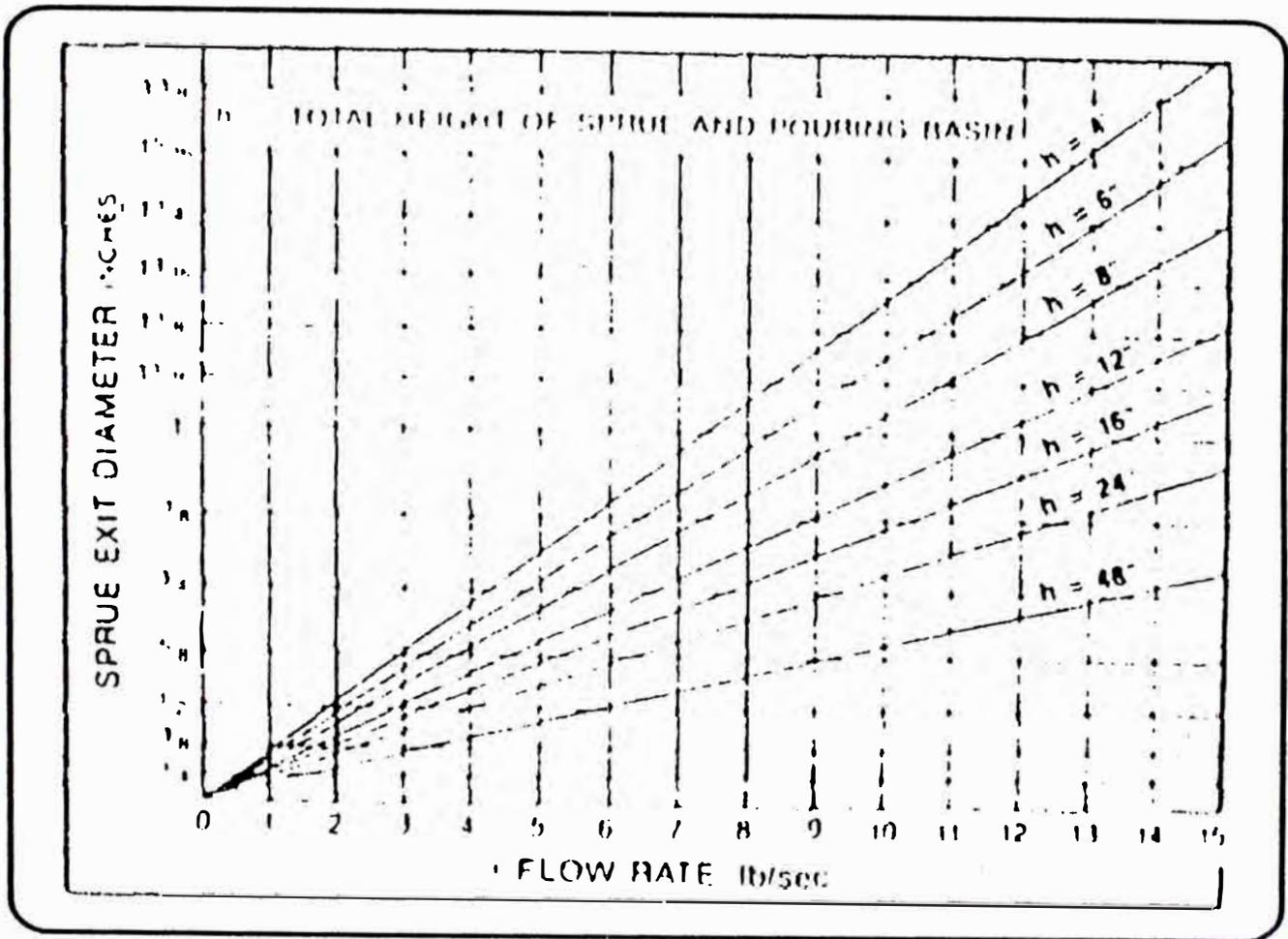


Figura 6.3.- Velocidades de flujo de las aleaciones de cobre, a través de bebederos ahusados.

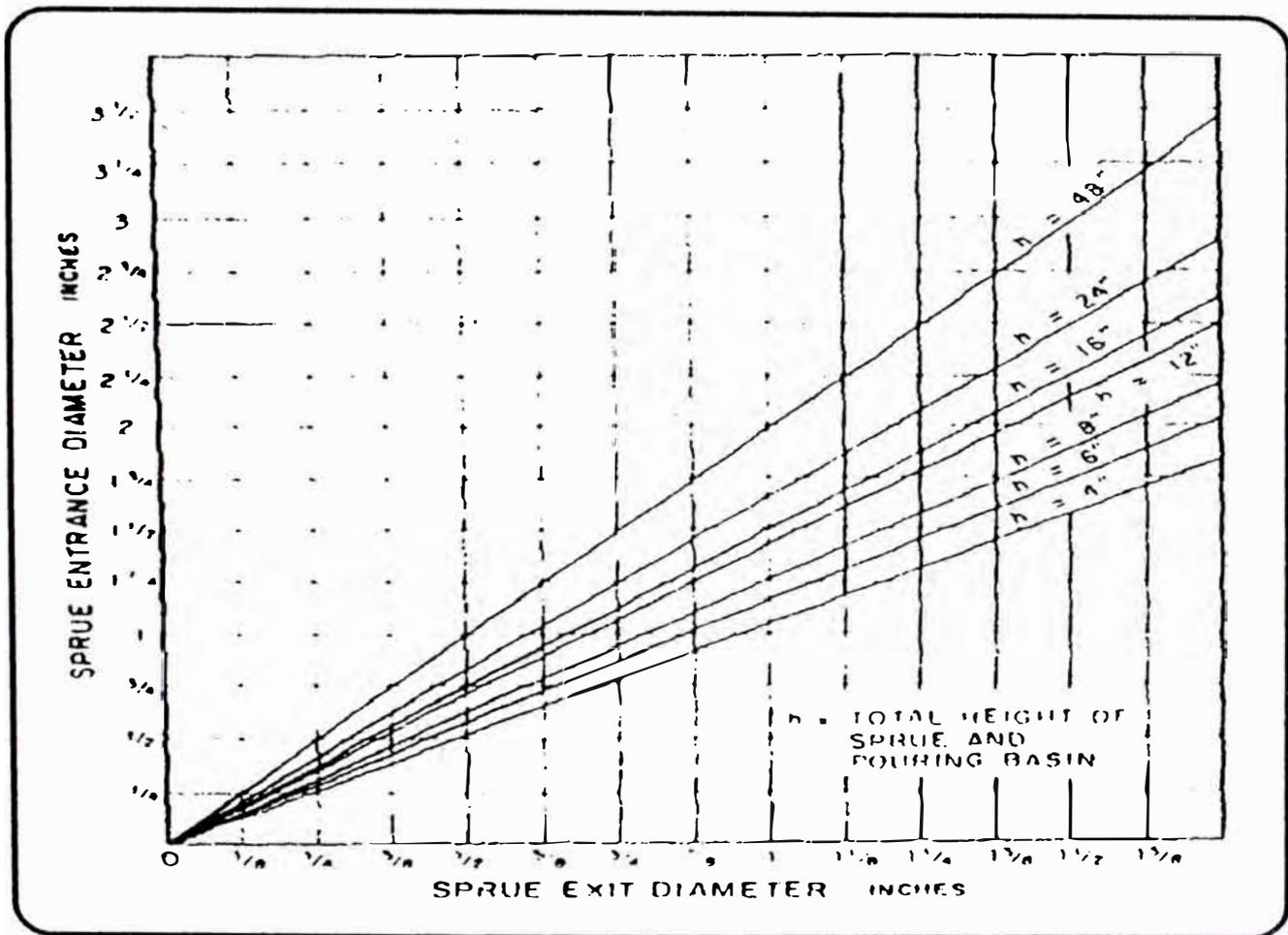


Figura 6.4.- Diámetros de entrada y salida, recomendables para bebederos de diversas alturas.

BASE DEL BEBEDERO.- Debido a que la velocidad del chorro es máxima en el fondo del bebedero y es proporcional a la raíz cuadrada de la altura de caída del metal, es obligatorio usar un pozo en la base del bebedero para amortiguar la caída del chorro de metal. El pozo también cambia el flujo vertical del metal a un flujo horizontal, con la menor cantidad de turbulencia en el canal de colada.

El tamaño recomendable para la profundidad del pozo debe ser el doble de la altura del canal de colada; el diámetro debe ser de 2 a 3 veces el diámetro de salida del bebedero. Usualmente, para la mayoría de tamaños de bebederos y velocidades de vaciado, es adecuado un pozo de altura de 1" a 1 ½" y un diámetro de 1 ½" a 2". El uso de pozos de grandes dimensiones producirán una ligera reducción en el rendimiento de la fundición.

2. AREA DE CHOQUE

El método óptimo para controlar la velocidad de vaciado es con un adecuado tamaño del diámetro de salida de un bebedero ahusado hacia abajo. El diámetro de salida se torna en el "choque" del sistema de alimentación, debido a que es la menor área de sección transversal, a través del cual el flujo de metal ingresa al molde. Si no puede usarse el ahusamiento del bebedero hacia abajo, es necesario emplear un método alternativo de proporcionar un choque en o cerca de la base del bebedero.

Una técnica, a menudo mal aplicada, es el uso de los llamados “filtros” en la base del bebedero. Filtros o coladores con múltiples agujeros pueden solamente eliminar los grandes trozos de óxidos o no metálicos y dividen el flujo de metal en múltiples pequeños chorros, de este modo se incrementa la turbulencia, exposición al aire y formación de óxidos y escorias dentro del molde.

Estos filtros, hechos de arena de almas, acero estañado, mica, fibra de vidrio o cerámica, solamente restringen la velocidad del flujo de metal. Por esta razón, es mejor proporcionar sólo un simple agujero, el cual tiene el correcto diámetro de salida de un bebedero adecuadamente ahusado, tal como se muestra en la Figura 6.5(b). Tal choque nunca debe colocarse en la parte superior del bebedero ni en la balsa.

Una técnica menos común, aún cuando efectiva, es usar un alma en forma de cono, que se coloca en el centro del pozo en base del bebedero, como se muestra en la Figura 6.5(c). En este caso, la abertura en forma de anillo entre la salida del bebedero y el cono debe ser del tamaño de la adecuada área de choque.

La técnica más familiar (Figura 6.5 (d)) es proporcionar una restricción en el canal de colada a 1" del pozo (nunca en el área de entrada o ataque). Estas restricciones deben ser suavemente perfiladas y colocadas al fondo del canal de colada. El espesor de la abertura del choque debe ser de 1/4 a 3/4 de la altura del canal de colada y el área de la sección transversal del choque no excederá de 1/4 del área de la base del bebedero. La colocación del choque cerca al pozo (de vaciado)

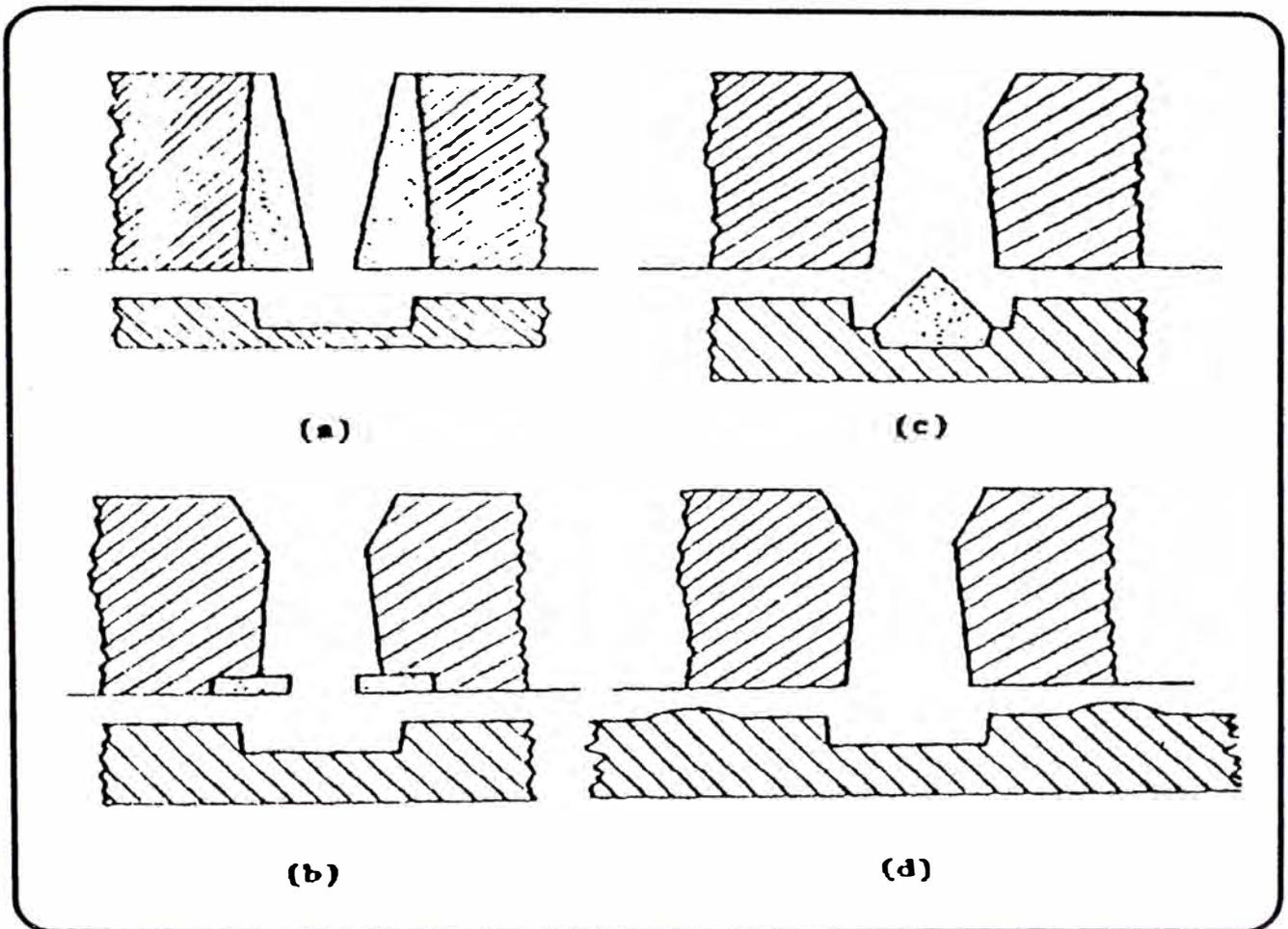


Figura 6.5.- Métodos alternativos para corregir el problema de un bebedero de ahusamiento inverso

asegura que el bebedero pueda ser llenado prontamente y mantenerse lleno durante todo el vaciado. Esto, también permite la disipación de cualquier turbulencia antes que el chorro alcance las ubicaciones de las entradas.

Los filtros de acero estañado contaminan al metal, introduciendo excesivas cantidades de fierro dentro del baño, lo que origina puntos duros que deterioran las herramientas durante el maquinado. Los mejores materiales son la mica y la fibra de vidrio, dado que estos son relativamente delgados y pueden colocarse sobre el pozo en la línea de partición antes del cierre del molde sin requerir especiales estampas en el modelo.

3. VELOCIDAD DE VACIADO

La velocidad del vaciado depende de factores tales como peso de pieza, tamaño de sección, altura del bebedero y tipo de aleación. Para pequeñas piezas (30 libras o menos), la mayoría de las aleaciones de cobre del grupo II se vacían manualmente a casi 4 libras/seg.

La Figura 6.3 presenta los requeridos diámetros de salida del bebedero a diversas alturas del bebedero, para específicas velocidades de flujo durante el vaciado. La Tabla 6.1 presenta los valores de la velocidad de flujo en salidas del bebedero de los tamaños usados, comúnmente de diversas alturas y diámetros. Cuando se usan bebederos de 4" a 6" de altura es adecuado un diámetro de salida del bebedero de $\frac{1}{2}$ " a $\frac{3}{4}$ ", para obtener una velocidad de flujo de 2 a 4 lbs/seg. Esto es, totalmente, satisfactorio en piezas con pesos brutos de menos de 30 lbs.

No será necesario emplear diámetros de salida de $\frac{7}{8}$ " a $1 \frac{1}{8}$ " a menos que se use el vaciado automático.

La producción de la mayoría de piezas requieren bebederos con diámetros de salida de 5/8" a 3/4", que es suficiente para vaciar la mayoría de los moldes a una velocidad de 30 lbs en 8 a 10 seg.

El tiempo total de vaciado en segundos, puede estimarse dividiendo el peso total vaciado en el molde (pieza más risers y entradas) entre la velocidad de flujo indicada para el diámetro de salida del bebedero seleccionado, como se muestra en la Figura 6.3. Realmente, la velocidad de flujo a través del fondo del bebedero no permanece constante durante el vaciado. En vez de ello, a medida que disminuye el nivel de metal en la cavidad del molde incrementa, de este modo se origina la “contrapresión” por el decremento en la altura efectiva (carga) de metal en el bebedero.

Esta reducción de flujo, produce un aumento en el tiempo de vaciado, esto es llamado el “factor de entrega”, y es mayor para piezas altas de alturas próximas a la del bebedero, que en las piezas planas. De este modo, si la pieza es 1/4 tan alto como la altura total del bebedero y la balsa, el factor de entrega es 1.1 veces el tiempo de vaciado calculado. Esta información se presenta en la Figura 6.6 y en la Tabla 6.1.

TABLA 6.1.- Velocidades de flujo de aleaciones de base cobre, a través de bebederos ahusados de diversos diámetros y alturas.

Bebedero		Velocidad de flujo (lbs/seg) para alturas de bebedero				
Area (pulg ²)	Diámetro (pulg)	4"	6"	12"	24"	48"
0.20	1/2	1.8	2.0	3.0	4.0	6.0
0.30	5/8	2.8	3.3	4.5	6.0	9.0
0.44	3/4	4.0	4.5	6.5	9.0	13.5
0.60	7/8	5.5	6.5	9.0	12.5	18.0
0.78	1	7.5	8.5	11.5	16.5	29.5
1.00	1 1/8	9.5	10.5	17.0	20.5	30.0

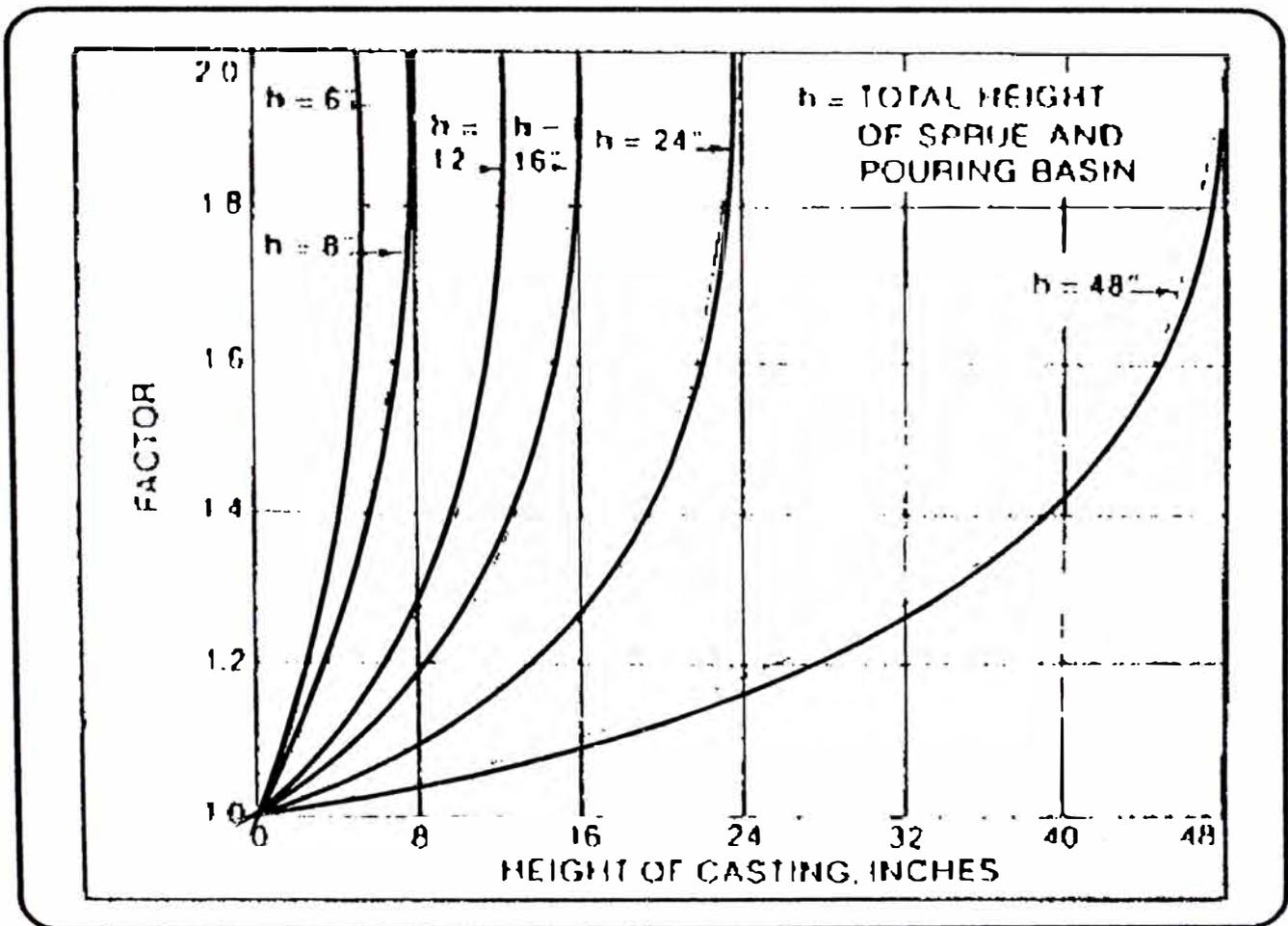


Figura 6.6.- Factor de entrega en piezas coladas por el fondo de diversas alturas.

Como se ha observado, la velocidad de vaciado varía, dependiendo del tamaño y espesor de la pieza. Un estimado de la óptima velocidad de vaciado puede obtenerse de la ecuación:

$$W = \frac{\sqrt{W_i}}{0.86 + 1.09 T}$$

Donde:

W = Velocidad de flujo, en libras/segundo

W_i = Peso de la pieza, en libras

T = Espesor promedio de la sección delgada, en pulg.

Esto, también se presenta gráficamente en la Figura 6.7, para diferentes espesores de sección. Ninguno de estos cálculos dan valores absolutos debido a los efectos de fricción, dimensionamiento impreciso del bebedero, canal de colada y entradas, diseño de pieza, volumen relativo de la pieza por encima y debajo de la línea de partición, altura del “pico” de la cuchara de vaciado por encima del bebedero, y otros. Sin embargo, los cálculos proporcionan un punto de partida del cual pueden modificarse las dimensiones del bebedero como resultado de la medición del real tiempo de vaciado más una contribución del acabado superficial y calidad de la pieza.

TABLA 6.2.- Factor de entrega para piezas coladas por el fondo

Si la pieza es tan alta como el bebedero	x	2.0
Si la pieza es 3/4 tan alta como el bebedero	x	1.3
Si la pieza es 1/2 tan alta como el bebedero	x	1.2
Si la pieza es 1/4 tan alta como el bebedero	x	1.1

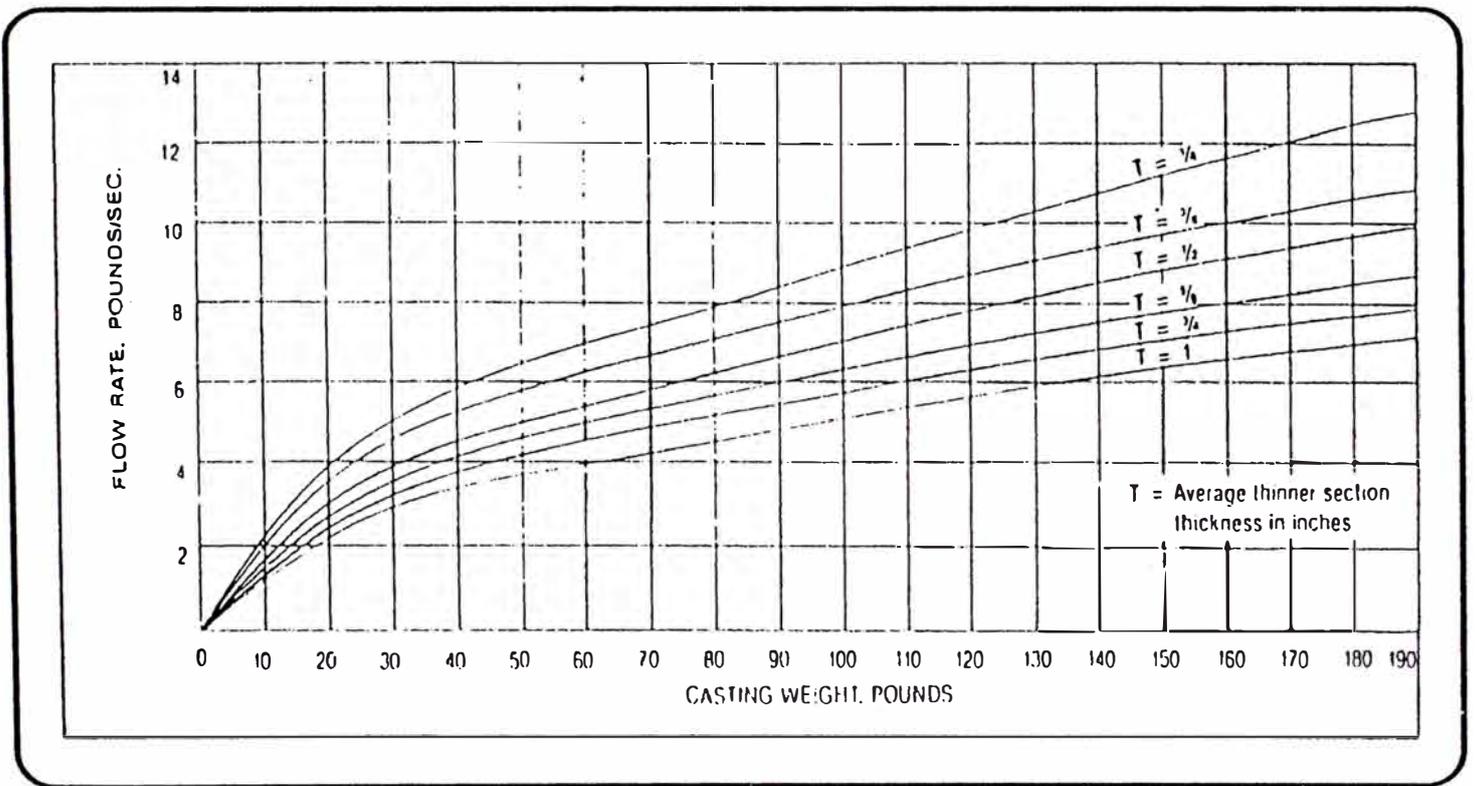


Figura 6.7.- Velocidad de flujo horizontal como una función del peso de la pieza.

Debe esperarse que las grandes piezas requerirán bebederos más grandes a fin de dar los razonables tiempos de llenado. Sin embargo, las grandes piezas requieren grandes cajas de moldeo y, por lo tanto, altos bebederos; de este modo, el efecto es autocompensatorio.

Un bebedero de 1" de diámetro con una altura de 24" entrega 16.5 libras/seg y debe llenar en 26 segundos una pieza de 320 libras, asumiendo un factor de entrega de 1.3. Un bebedero de 3/4" de diámetro llenará la misma pieza en 43 seg. Muchas piezas grandes de alto grado se han producido usando bebederos relativamente pequeños. En la mayoría de casos, donde se usan altos bebederos (3 a 4 pies) con grandes diámetros (2" a 3"), ellos no se llenan completamente hasta que el molde este lleno por la mitad, y las velocidades de llenado no están aproximadamente tan altas como los valores calculados, basados sobre el tamaño de bebedero diseñado.

Cuando se requieren altas velocidades de flujo (mayores de 10 libras/seg) y se usan bebederos de diámetros relativamente pequeños, tales cantidades de metal no pueden consistentemente ser entregados dentro de la abertura del bebedero sin el uso de una balsa. Para las aleaciones del grupo I, es buena práctica tapar la abertura del bebedero con un tapón de refractario o grafito hasta que se llene la balsa. Esto asegura un llenado rápido y completo del bebedero cuando se retira el tapón. Dicha técnica es aún más esencial con altos bebederos, debido a que aumentan los problemas de velocidad de metal y turbulencia. Similarmente, con frecuencia se usan bebederos rectangulares ahusados debido a que estos son fáciles de hacer y modificarse, a la vez que son menos propensos a la formación de remolinos como en los bebederos circulares.

En pequeñas piezas, sino se usa una balsa, es importante colocar la cuchara de vaciado tan cerca al bebedero como sea posible a fin de no incrementar la altura efectiva del bebedero. Si una cuchara de vaciado está demasiado llena y no puede inclinarse, o si el bebedero está ubicado muy cerca al centro del molde tal que la cuchara de vaciado debe elevarse para alcanzar al bebedero, incrementándose significativamente la velocidad de vaciado debido a la adicional distancia de vaciado.

Este efecto se minimiza con el empleo de una balsa; sin embargo, la distancia entre el pico de la cuchara y la abertura del bebedero debe aún ser minimizada para obtener la menor turbulencia posible.

4. CANALES DE COLADA Y ENTRADAS

Para las aleaciones del cobre del grupo I y II es obligatorio que todos los canales de colada se coloquen en la base del molde (semimolde inferior), con la mayor parte de la pieza como sea posible colocada en la tapa del molde (semimolde superior). De esta manera todos los canales de colada se llenarán completamente antes que cualquier metal ingrese a las entradas que se colocan en la tapa del molde. El metal luego dejará las entradas con una mínima cantidad de turbulencia y empezará a llenar la cavidad de la pieza.

Los canales de colada deben ser rectangulares cuando sea posible, y su área total máxima de sección transversal deben ser de 2 a 4 veces el área de choque (área de salida de bebedero cuando no se usa el choque separado).

La sección transversal del canal de colada debe ser lo bastante grande para prevenir el enfriamiento prematuro del metal durante el vaciado.

Un canal de colada rectangular, cuyo ancho es mayor que su profundidad, trabaja mejor. En general, los canales de colada deben dimensionarse de tal forma que su ancho sea alrededor de 2 veces su profundidad, sin embargo un canal de colada cuadrado será la segunda elección. El canal de colada menos deseable es aquel en el que la profundidad excede al ancho; sin embargo, limitaciones de espacio a veces necesitan este diseño a fin de mantener la deseada sección transversal del canal de colada en relación al área de choque.

El concepto de “relación de áreas”, comúnmente usado en el diseño de sistemas de alimentación, se expresa como la relación de las áreas de sección transversal de los canales de colada y entradas a la del choque (choque : canales de colada : entradas). Si no hay un sistema de choque separado, el área de choque es aquella de la abertura del fondo de un bebedero ahusado hacia abajo. La significación de la relación de áreas se basa en el hecho que, para una velocidad de flujo del líquido de volumen constante, la velocidad del chorro es inversamente proporcional al área de la sección transversal del canal en el cual está fluyendo.

Lo más deseable es que el metal ingrese a la cavidad de la pieza a una mínima velocidad y de aquí, con mínima turbulencia. A fin de alcanzar esto, el área de la sección transversal de las entradas debe ser por lo menos igual a, y preferentemente mayor que, la de los canales de colada. Los canales de colada deben ser iguales o mayores en área que el choque.

Tal sistema, en el que el metal líquido se mueve a una velocidad siempre decreciente a través de los sucesivos canales de incrementadas áreas de sección transversal, es referido como un sistema de alimentación “sin presión”. Estos sistemas se recomiendan principalmente para las aleaciones del grupo I, con relación de áreas tan altas como 1 : 4 : 6.

Como un ejemplo de esta relación consideremos un sistema de alimentación en el que se usa un bebedero de 7/8” de diámetro con un área de sección transversal de 0.6 pulg². El área total de los canales de colada (4 veces la del bebedero) será 2.4 pulg² y el área total de las entradas será 3.6 pulg². Si el sistema empleado es un diseño de doble canal con cada canal de colada con cuatro entradas, luego el área de cada canal de colada será de 1.2 pulg² y cada entrada será de 0.45 pulg². De este modo, con el bebedero de 7/8" de diámetro nosotros podemos usar 2 canales de colada de 1" x 1.2" y 8 entradas de 0.375" x 1.2". A medida que aumenta el tamaño del bebedero, las áreas respectivas de los canales de colada y entradas también incrementan en proporción a la relación de áreas seleccionada; por lo tanto, para un mejor rendimiento (peso de metal vaciado/peso de pieza) es ventajoso el uso de pequeños bebederos.

El diseño de un canal de colada y sistema de alimentación debe también asegurar que volúmenes iguales de metal fluyan por cada entrada cuando se usan más de una entrada con un canal de colada dado. Si se usa un canal de colada de área constante de sección transversal con entradas múltiples, el volumen de metal que pasa a través de cada entrada será diferente, dependiendo de la ubicación de la entrada en el canal de colada.

Por la entrada más remota del bebedero pasará el mayor volumen de metal, por la entrada más cercana al bebedero la menor cantidad y por las entradas intermedias pasarán cantidades proporcionales a su ubicación.

Es posible obtener una entrega uniforme de metal a través de cada entrada, variando la sección transversal del canal de colada, a lo largo de su longitud por cualquiera de las 2 formas, tal como se ilustra en la Figura 6.8. Una forma es reducir la sección transversal del canal de colada en una cantidad igual al área de cada entrada que ha pasado, de éste modo resulta en un canal de colada de diseño "escalonado" como se muestra en la Figura 6.8 (a) para una simple pieza y en la Figura 6.9 para múltiples piezas.

Como ejemplo, supongamos que tenemos un sistema de alimentación con una relación de áreas de 1 : 4 : 4, consistente de un simple canal de colada y 4 entradas, donde el área inicial del canal de colada (adyacente a la base del bebedero) es 1 pulg². En vista de que el área total de las entradas es igual a la máxima área de canal de colada, cada una de las entradas tendrá un área de 0.25 pulg². Para obtener un flujo uniforme a través de cada entrada, el canal de colada debe reducirse de 1.00 pulg² a 0.75 pulg² después de pasar la primera entrada, de 0.75 pulg² a 0.50 pulg² luego de pasar la segunda, y de 0.50 pulg² a 0.25 pulg² después de pasar la tercera. No hay necesidad de reducir el área del canal de colada después de pasar la última entrada; por lo tanto si se usa un canal de colada escalonado, habrá un "escalón" menos que las entradas.

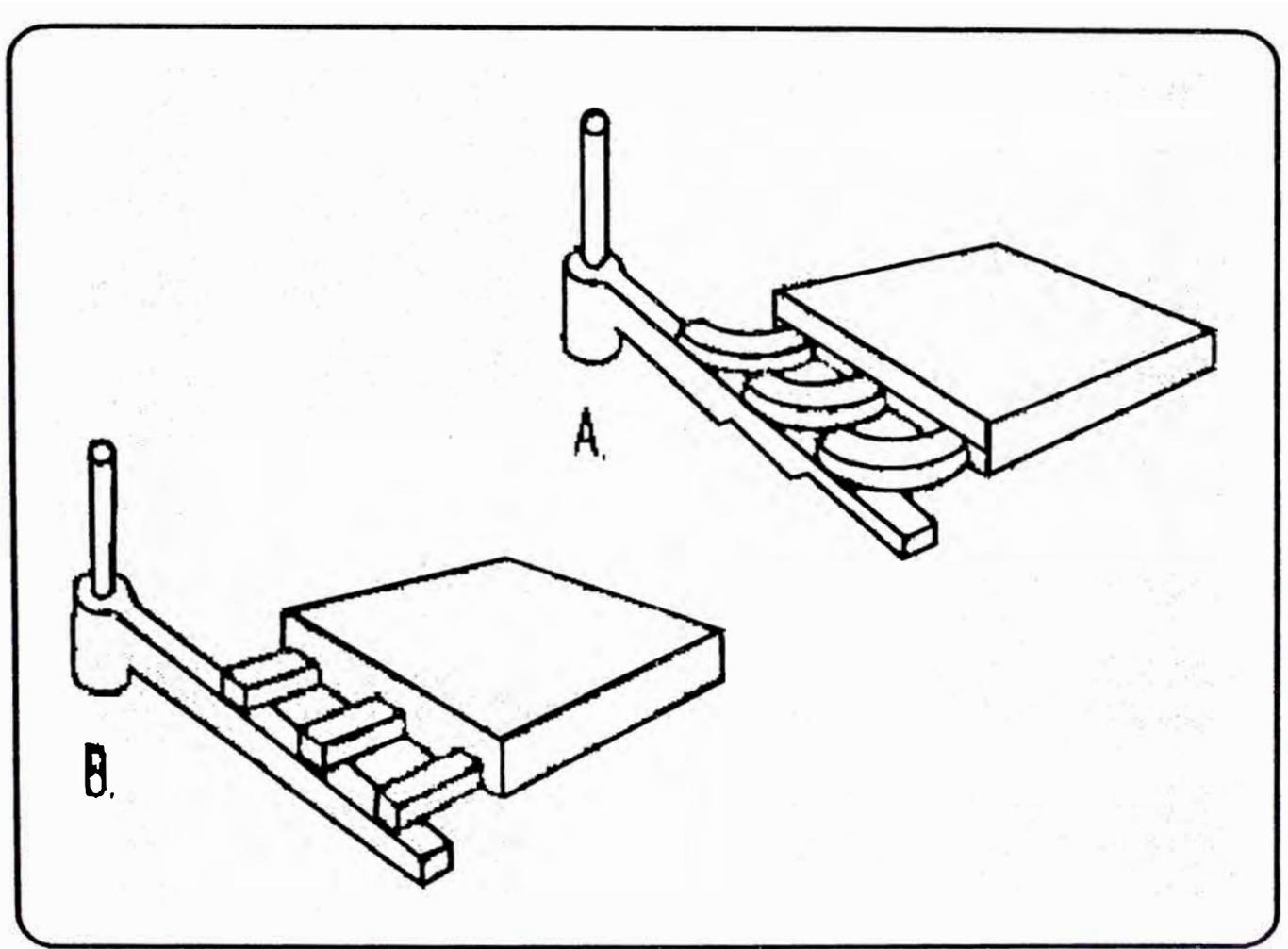


Figura 6.8.- Canales de colada escalonado y ahusado en sistemas de alimentación para una simple cavidad.

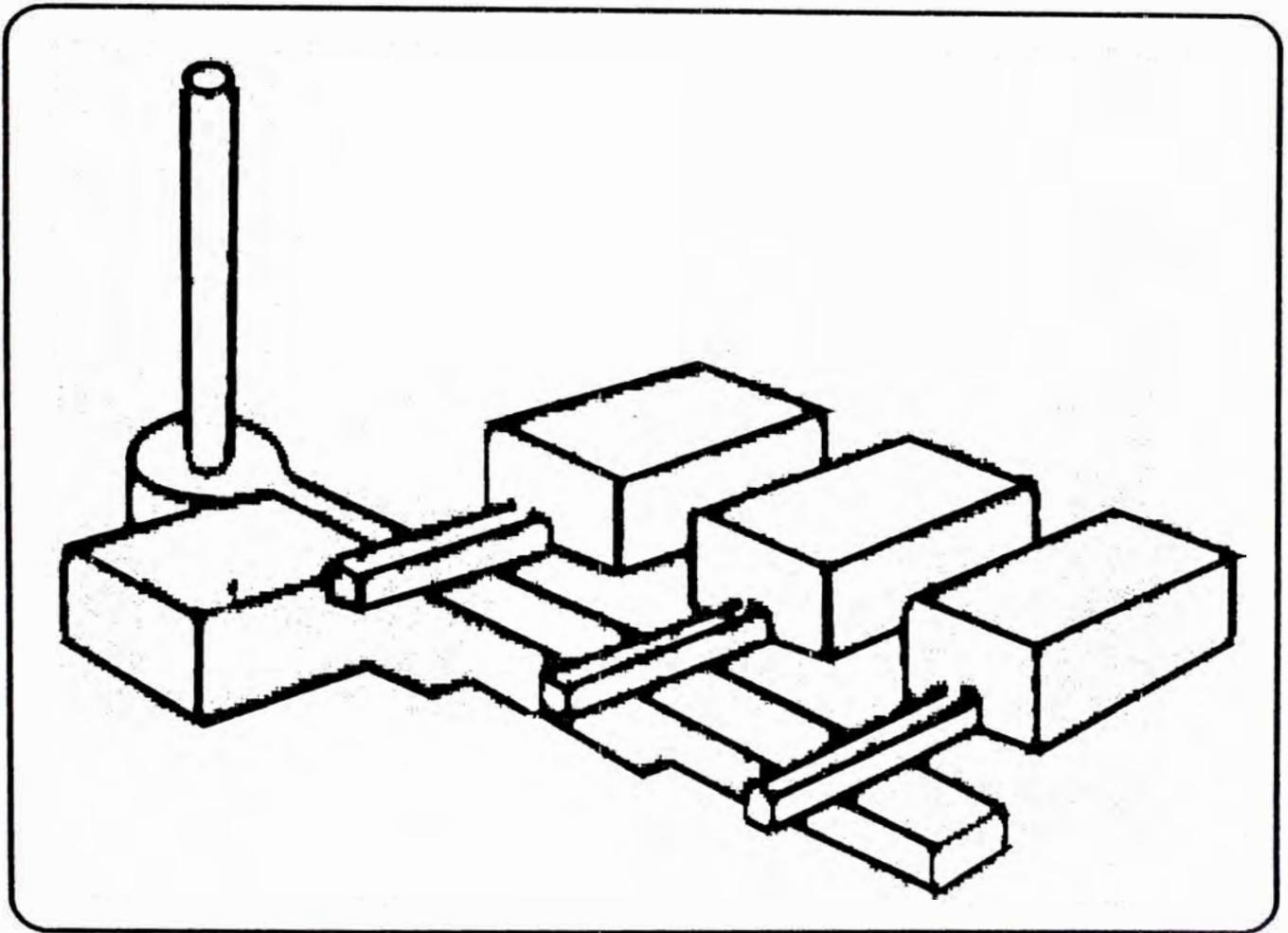


Figura 6.9.- Sistema de alimentación en cavidades múltiples con un canal de colada escalonado.

Una segunda técnica (Figura 6.8 (b)) es simplemente ahusar el canal de colada desde un extremo al otro tal que se reducirá el área de la sección transversal a la misma velocidad como si se hubiera usado un canal de colada escalonado.

El empleo de canales de colada escalonados o ahusados para obtener flujos uniformes a través de las entradas, se realiza en moldes horizontales y nivelados. Debido a que la inclinación del molde, accidental o deliberada, afecta la forma en que el metal fluye dentro del molde, esta técnica debe restringirse en su uso a fin de obtener llenados secuenciales o progresivos del molde.

Un refinamiento del diseño del canal de colada es el uso de un pozo de rebose al final del canal de colada, con o sin un “desfogue” que permita el escape del aire desplazado. Estudios con moldes transparentes (o cinematografía por rayos X en el caso de moldes de arena) muestran que el metal que está fluyendo a través de un canal de colada con el extremo “muerto” (sin pozo ni desfogue) choque las paredes del extremo con una fuerza considerable y el impulso causa una onda de choque que recorre hacia atrás del canal de colada en la dirección opuesta.

Esta onda puede causar la interrupción prematura del flujo a través de las entradas, produciéndose las uniones frías y misruns (falta de llenado). Un pozo de rebose, como se muestra en la Figura 6.10 sirve para absorber el impacto del metal a medida que este alcanza el final del canal de colada y previene el retroceso de la onda de choque.

La ubicación preferida de las entradas es la tapa, traslapando el canal de colada en la línea de partición. Son más deseables las entradas planas rectangulares que las entradas cuadradas, y una entrada con la dimensión del ancho en un plano vertical es la menos deseable.

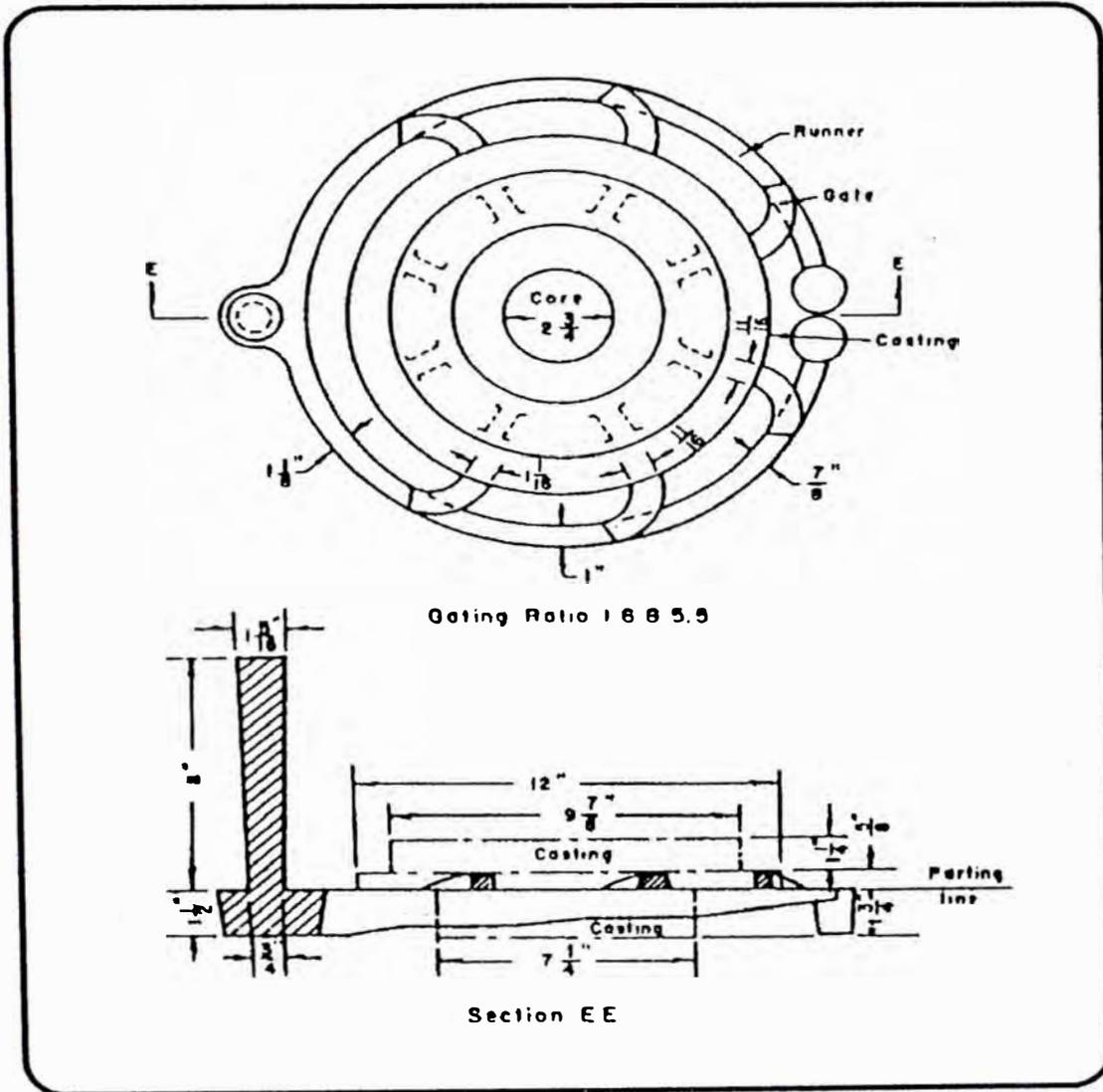


Figura 6.10.- Sistema de alimentación de un anillo.

Como se mencionó previamente, a fin de evitar un sistema de alimentación a presión, es necesario que el área total de entradas en cada canal de colada sea por lo menos igual a aquella área del mismo canal de colada.

Las Figuras 6.8 (a) y (b), ilustran un buen sistema de alimentación con entradas perfiladas y ángulo recto. Ensayos han demostrado que las entradas perfiladas son ligeramente superiores a las entradas en ángulo recto, en reducir la turbulencia a un mínimo. Las entradas deben entregar metal a la cavidad del molde al nivel más bajo posible a fin de minimizar la tendencia hacia la erosión y turbulencia asociado con la caída del chorro de metal. Para asegurar el llenado no turbulento de la cavidad más cercana al bebedero, y evitar que arrastre cualquier escoria dentro de la cavidad, la primera entrada no debe estar a menos de 2" de la base del bebedero. La escoria u óxidos, a menudo son atrapados por la adherencia del molde sobre la superficie superior del canal de colada entre el bebedero y la primera entrada; por lo tanto, aumentando la longitud de esta sección se consigue un efecto beneficioso, especialmente en aleaciones del grupo I.

Los mismos principios básicos se aplican en los moldes partidos verticalmente como en los sistemas de alimentación horizontal, con sólo unas pocas desviaciones necesarias para minimizar la adicional turbulencia característica de los sistemas de alimentación vertical. Para las aleaciones del grupo II, la alimentación vertical de las piezas, usualmente no presenta serios problemas en vista de que puede aplicarse entradas por el fondo o entradas en cuerno sin deteriorar el metal.

Para estas aleaciones, el metal puede también ser introducido dentro del molde a través de entradas en diversas ubicaciones a lo largo de la línea de partición.

En piezas cilíndricas, altas y huecas (tales como bocinas) de aleaciones del grupo II, comúnmente se emplea en el extremo superior del molde, una entrada anular del tipo de lápiz (Figura 6.11). Esta entrega el metal más caliente a las secciones superiores de la pieza, con lo cual se mejora la alimentación. El cilindro con una brida (Figura 6.11) es vaciado a través de 8 entradas en forma de lápiz en un canal de colada circular, localizado en el extremo superior del molde. Un alma circular en el canal de colada sella las entradas hasta que la caja del canal de colada esté totalmente llena. Esta alma luego es levantada y retirada, permitiendo que todo el metal fluya simultáneamente a través de las entradas.

En las aleaciones de cobre de amplio rango de solidificación, del grupo II, que no requieren grandes risers, puede aplicarse la alimentación vertical en moldes de cavidades múltiples (Figuras 6.12 y 6.13) donde las cavidades son espaciadas a diferentes niveles en el molde (Figura 6.12) es, especialmente importante usar un bebedero ahusado el cual se llenará rápidamente, con lo que se alcanzará casi el llenado simultáneo de todas las cavidades del molde.

Para asegurar el llenado simultáneo, las entradas en el extremo superior deben ser proporcionalmente mayores en áreas que aquellas entradas inferiores, de este modo se compensa las diferencias en la carga hidrostática del metal. En los moldes alimentados verticalmente donde todas las cavidades se localizan al mismo nivel

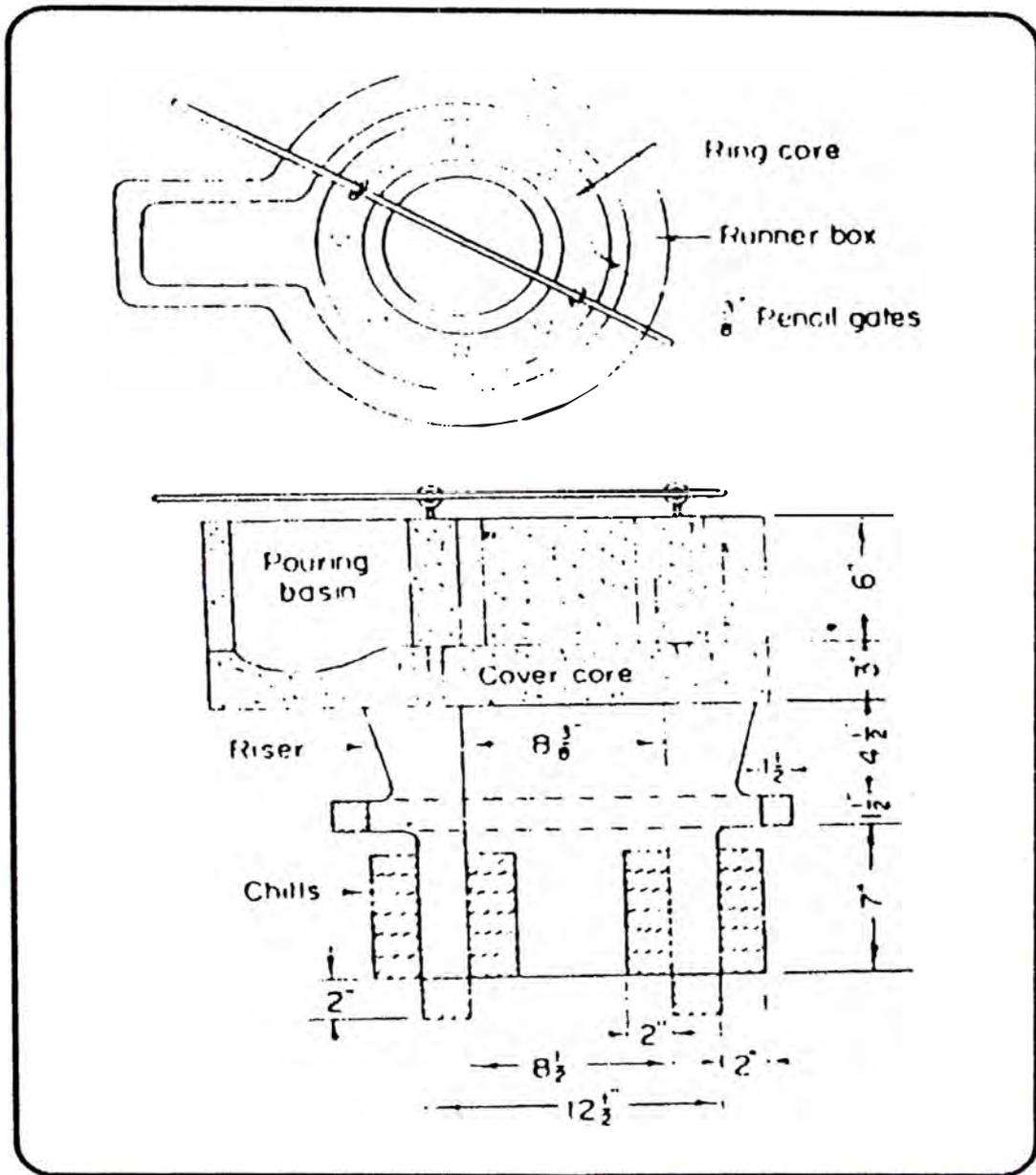


Figura 6.11.- Sistema de alimentación de un cilindro hueco.

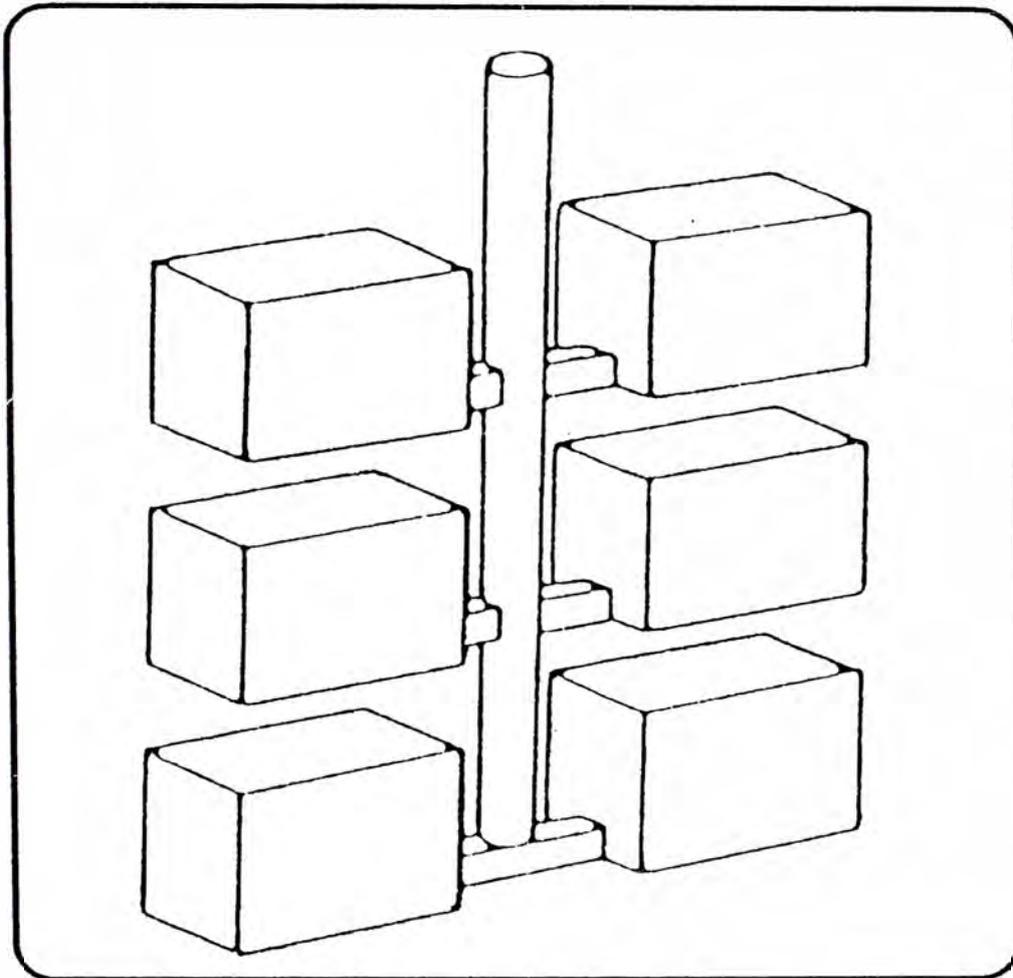


Figura 6.12.- Sistema vertical en cavidades múltiples. Relación de alimentación 1:6 (1:2 a cada nivel), bebedero ahusado, choque de 1/2".

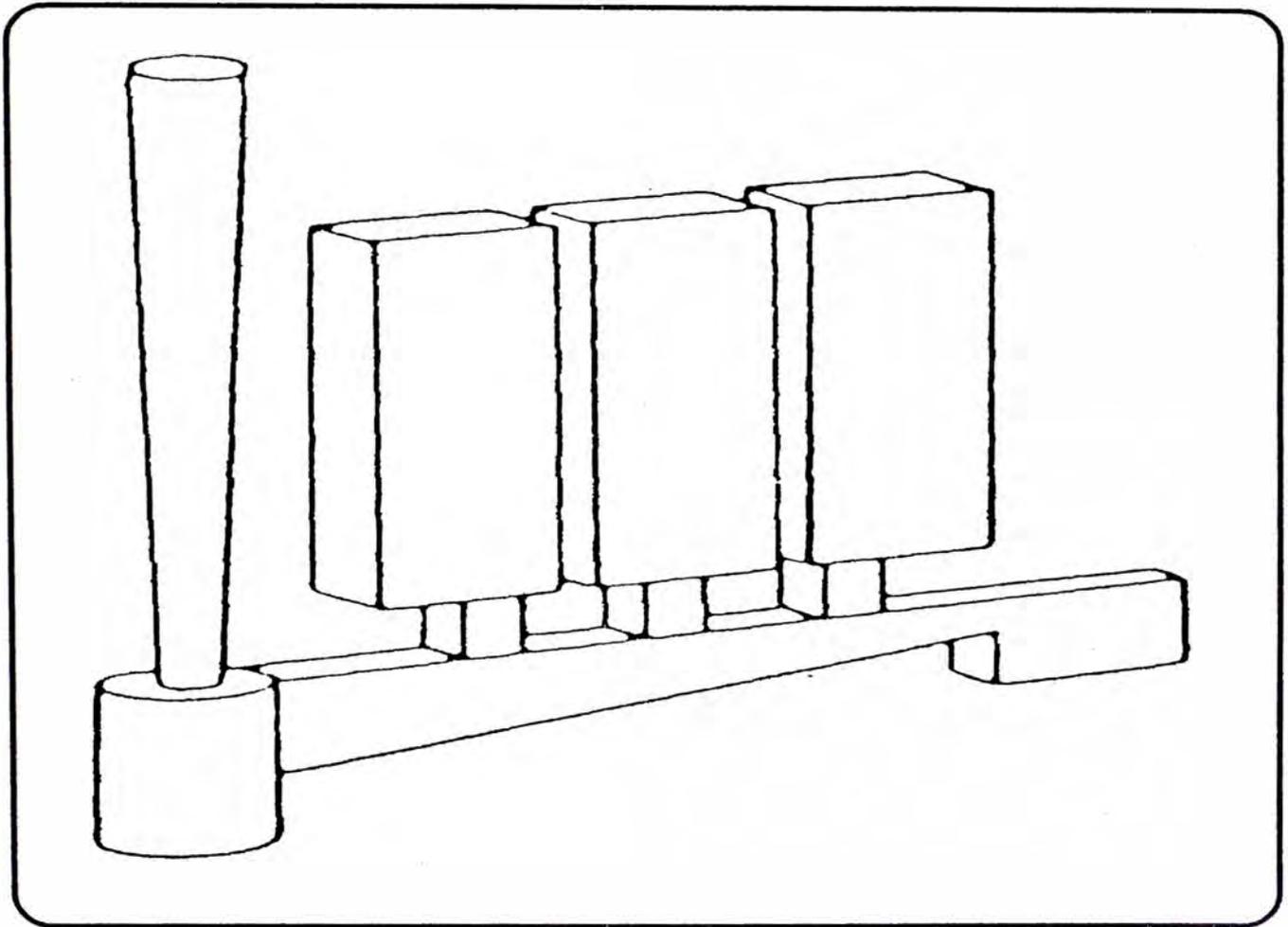


Figura 6.13.- Sistema vertical en cavidades múltiples con el canal de colada en el fondo. Relación de alimentación 1:4:4, bebedero ahusado, choque de 1/2".

(Figura 6.13), se aplican las mismas reglas como en los sistemas de alimentación horizontal.

5. TIPOS ESPECIALES DE SISTEMAS DE ALIMENTACION

En aleaciones de cobre del grupo II (piezas de un cierto rango de tamaños) se pueden usar especiales sistemas de alimentación, como por ejemplo la alimentación “en cuchilla” y la alimentación “en beso”. Estos sistemas de alimentación no son recomendables para las aleaciones del grupo I. Aún con las aleaciones del grupo II, en piezas con secciones gruesas se pueden producir contracciones o rechupes superficiales (arrugas o depresiones superficiales) cuando se alimentan de este modo, debido a la incapacidad de estos sistemas de alimentación para proporcionar alimentación de metal a la pieza durante la solidificación.

Las ventajas de estos especiales sistemas de alimentación son:

- a) Alto rendimiento de fundición.
- b) Facilidad de eliminar las entradas de las piezas.
- c) Requerimientos reducidos de esmerilado en las operaciones de limpieza.

Quizás la principal desventaja es el hecho de que las piezas, a menudo se separan de las entradas en el desmoldeo, necesitando el uso de tamices especiales, o se recuperan manualmente de sistemas mecanizados. La Figura 6.14 es una representación esquemática de ambos sistemas de alimentación.

En el sistema de alimentación “en beso”, donde la entrada ligeramente traslapa (o “besa”) la pieza, la cavidad del molde debe estar completamente ya sea

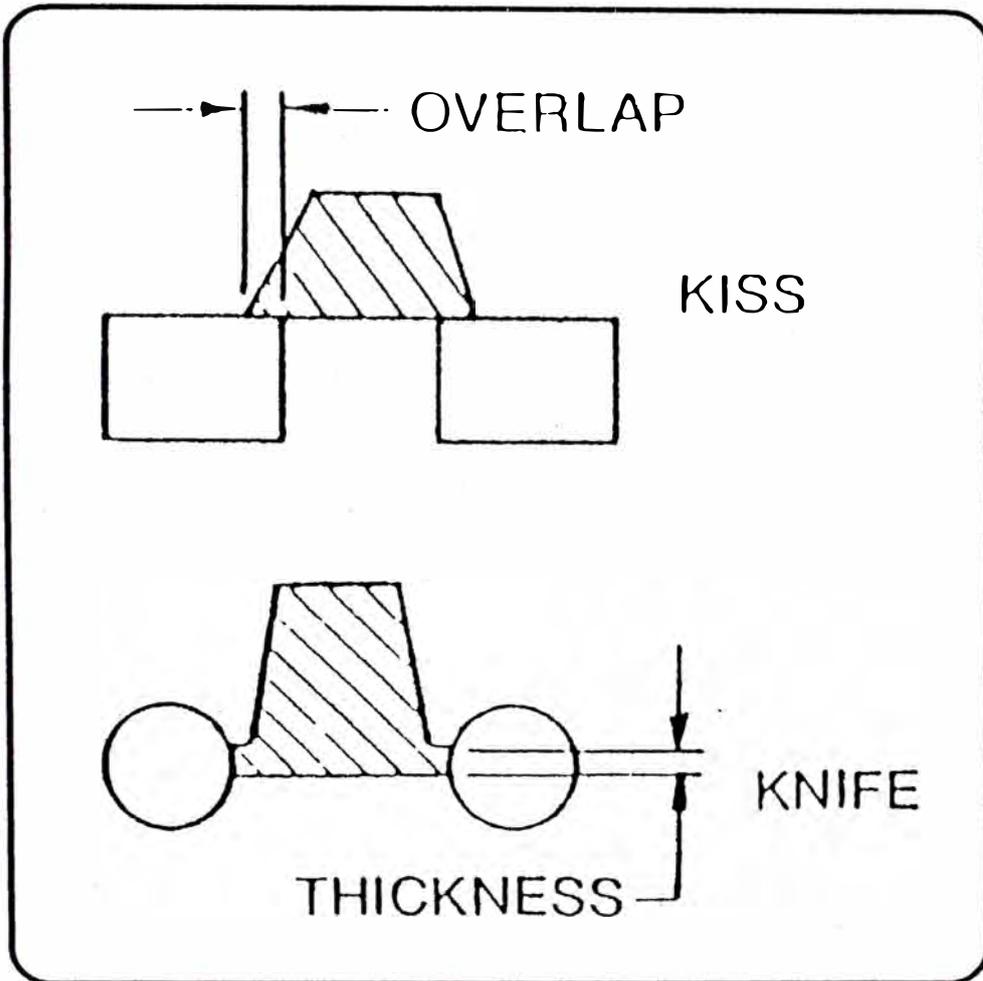


Figura 6.14.- Sistemas de alimentación «en cuchilla» y «en beso».

en la tapa o en la base. El canal de colada, el cual está en la mitad opuesta del molde, por si mismo también sirve como la entrada en vista de que este traslapa el borde de cada pieza de $1/32''$ a $3/32''$.

En el sistema de alimentación “en cuchilla”, las piezas están parcialmente en la tapa y parcialmente en la base. El canal de colada que puede estar en cualquier mitad del molde, pasa muy cerca a la cavidad del molde y requiere sólo una pequeña entrada conectada a cada cavidad en la línea de partición. El espesor de las entradas varía de $1/32''$ a $3/32''$.

La mayoría de los sistemas de alimentación en cuchilla y en beso son, necesariamente sistemas a presión. El área total de la sección transversal de las entradas es menor que la del canal de colada o del bebedero. De este modo, la velocidad del metal será máxima en las entradas, originando que el metal se arroje dentro de la cavidad del molde llenando las secciones delgadas.

Es absolutamente esencial mantener un flujo continuo a través de cada entrada. Los canales de colada deben llenarse lo más rápido posible, a menos que el molde se incline para obtener el llenado progresivo de las cavidades. Si el flujo a través de una entrada dada es interrumpido aún momentáneamente, o si las entradas son demasiado pequeñas, pueden producirse los “misruns”.

Los misruns, también ocurren si las entradas en un molde de cavidad múltiple son tan grandes que el metal no puede vaciarse lo bastante rápido para asegurar que todas las cavidades se llenen prontamente, en forma simultánea y uniforme.

En ambos casos, los misruns resultan de una interrupción o vaciado lento del flujo de metal dentro de la cavidad del molde después que se ha iniciado el llenado. Esto origina que las entradas solidifiquen parcial o completamente, tal que el flujo adecuado no puede reanudarse tan pronto como el suministro de metal ha sido restablecido. Estos sistemas de alimentación demanden el más grande cuidado y consistencia en la práctica del vaciado.

CAPITULO VII

CONTROL DE CALIDAD EN LATONES ROJOS

El término control de calidad significa un esfuerzo para asegurar que el producto manufacturado que se despacha de la fundición reúne los requerimientos exigidos por el cliente a un costo satisfactorio para el productor y el usuario. El factor económico es importante en determinar el grado y sofisticación del programa de control de calidad y debe medirse en términos de lo estricto de la aplicación del producto. Para aplicaciones críticas en ingeniería hay especificaciones que deben cumplirse estrictamente. Sin embargo, muchos productos comerciales implican requerimientos de servicio menos severos y ciertos patrones inferiores de calidad. Antes que una fundición pueda establecer un programa de control de calidad que sea efectivo y económico, es esencial que los standards de calidad de la pieza sean definidos cuidadosamente y acordados entre el productor y el usuario. La estructura de precios de las piezas a producir debe incluir el costo de las evaluaciones del control de calidad.

Se debe poner énfasis en la solidez y apariencia de las piezas. Las piezas defectuosas se rechazarán inmediatamente por la fundición antes de que se maquinen o ensamblen.

En vista de que la totalidad de piezas deben controlarse estrechamente como parte del programa de control de calidad, es también importante que el proceso y los

materiales usados en la producción de las piezas, sean controlados a fin de minimizar la cantidad de piezas defectuosas producidas. Esto implica el control de las operaciones de manufactura.

1. MATERIALES DE CARGA

Entre los materiales de carga tenemos los siguientes:

a) LINGOTES.- La mayor proporción de las piezas producidas de latón rojo, utiliza en la carga lingotes o pre-aleaciones, dado que este material minimiza los problemas asociados con la adición de los aleantes en la fusión de la aleación.

El ensayo más directo aplicable a los lingotes es el análisis químico, de virutas de taladrado u otras formas de muestra, para determinar que los elementos aleantes e impurezas están dentro de los límites especificados.

Un método para obtener las virutas del taladrado de muestras de lingote (según Norma ASTM E-88-58) es taladrar 5 agujeros de aproximadamente ½” de diámetro, en puntos igualmente espaciados a lo largo de una línea diagonal entre los extremos del lingote. El taladrado se hace a través del espesor total del lingote desde el extremo superior hasta el fondo.

Están disponibles dos tipos generales de lingotes, los de “superficie lisa” y los de “superficie áspera”, cuyas superficies y apariencia depende de la manera en que el metal es escoriado y tratado durante el vaciado dentro de las lingoteras. Las diferencias entre estos dos tipos de lingotes no se ha demostrado que sean muy significativas y la elección depende fundamentalmente de la preferencia personal.

A pesar del tipo de lingote, la superficie no debe exhibir una apariencia gris, grasienta, causada por una cantidad excesiva de aluminio y/o silicio (en aleaciones donde estos elementos son impurezas).

Lingotes con la superficie “soplada” indican que el lingote contiene gran cantidad de gases. Es mejor rechazar los lingotes cuyas superficies no presentan una apariencia con un nivel ligeramente cóncavo.

La fractura de un lingote, debido a que no es demasiado indicativo de la calidad, debe ser de color uniforme y libre de escoria, así como de inclusiones de óxidos y gases atrapados.

Los requerimientos generales y ensayos para los lingotes de aleaciones de base cobre, están dados en la Especificación ASTM-B30. Este incluye tanto al análisis químico como los requerimientos de propiedades mecánicas.

Los fundidores, a menudo son renuentes a incurrir en gastos adicionales para realizar análisis químicos periódicos en su programa de control de calidad, se acepta el análisis del proveedor. Esto puede conducir a problemas que incluyen:

- Errores en el análisis del vendedor que pueden no detectarse, y se reciben aleaciones incorrectas.
- El análisis del vendedor no incluye el contenido de impurezas.
- La refusión y recirculación de la chatarra de fundición pueden causar pérdidas de algunos elementos y acumular impurezas indeseables, produciéndose piezas defectuosas.

Los requerimientos de propiedades mecánicas mínimas para materiales en forma de lingote, se basan en los valores obtenidos de barras de ensayo coladas separadamente. Los tipos de barras usadas, se describen en la Norma ASTM-B208. Es inadecuado y engañoso preparar barras de ensayo de secciones cortadas del lingote, en vista de que las propiedades de tales muestras presentan poca correlación con aquellas de las barras de ensayo coladas separadamente.

b) CHATARRA.- Todas las fundiciones refunden las entradas, bebederos, canales de coladas, risers y piezas rechazadas generadas durante la producción. Tales materiales, generalmente llamados chatarra interna o retorno, deben clasificarse durante el manipuleo y almacenaje dentro de la fundición para evitar mezclarse con (o posible contaminación) otras aleaciones o materiales. Con sucesivas refusiones hay una

tendencia a la pérdida gradual de elementos volátiles tales como el Zn, además de una acumulación de contaminantes tales como el Fe; dependiendo de la fusión y de la práctica de desoxidación, el nivel de P residual en los retornos fundidos puede llegar a niveles peligrosos. Es por ello que se requiere el control periódico de la composición de la chatarra que se está reusando.

Un contaminante particularmente dañino en las aleaciones de Cu-Sn-Pb-Zn, es el aluminio. Desafortunadamente, las latas de aluminio de las bebidas y el papel de aluminio que cubre los alimentos y cigarrillos se usan indiscriminadamente. Cuando estos se encuentran en el horno de fusión, aún en pequeñas cantidades, pueden causar serios problemas originando el rechazo de las piezas de esa colada. Además, el metal de esas coladas deben descartarse para evitar la contaminación de las siguientes coladas. La mejor solución de tal contaminación es prohibir la presencia de las latas y el papel de aluminio dentro de la fundición.

En algunos casos, las fundiciones refunden la virutas del taladrado, generados en el maquinado de la piezas que se producen. Este material debe controlarse cuidadosamente para evitar que tenga humedad, aceite, partículas de fierro, u otras aleaciones.

Cuando se compra chatarra ningún análisis asegurará que esté libre de contaminantes. Hay chatarras confiables, como por ejemplo alambres de cobre, radiadores de automóviles, etc. Chatarras obsoletas de ciertas fuentes y aplicaciones

pueden ser razonablemente confiables, sin embargo en la mayoría de casos no han sido adecuadamente clasificados, y por lo tanto no se pueden garantizar que estén libres de contaminantes. Los principales compradores de chatarra son los que funden lingotes los cuales eliminan los contaminantes, a niveles razonables por técnicas de refinación.

La mayoría de fundiciones prefieren emplear lingotes de composición conocida, particularmente en la producción de piezas de gran calidad.

2. CALIDAD DEL METAL

La absorción del hidrógeno por el baño de las aleaciones de cobre es un serio problema, en vista de que es una causa común de la porosidad y fragilidad de las piezas acabadas. Para **minimizar** la absorción del hidrógeno durante la fusión, el método más efectivo es minimizar la cantidad de hidrógeno en contacto con el metal fundido. En el caso de los hornos de inducción y hornos de arco, la principal fuente del hidrógeno es la humedad en el aire. En los hornos calentados con combustible, el peligro de la absorción del hidrógeno es mucho mayor debido a los grandes volúmenes de vapor de agua que se generan por el quemado de combustible, y esta humedad esta presente en los productos de combustión que entran en contacto con el metal fundido en el horno.

Sin considerar el tipo de horno usado, una técnica para minimizar la absorción del hidrógeno es fundir bajo una atmósfera ligeramente oxidante. Cuando se controla

adecuadamente, una atmósfera oxidante sobre el baño producirá la suficiente absorción del oxígeno que reprimirá el nivel del hidrógeno a un valor inferior. Esta técnica es efectiva especialmente en las aleaciones Cu-Sn-Pb-Zn. El método para establecer y evaluar una atmósfera suficientemente oxidante, tradicionalmente se ha basado en la experiencia antes que en técnicas científicas. Este método varía con el tipo de horno utilizado.

- **HORNO DE INDUCCION.**- Mantener una atmósfera oxidante con el horno de inducción no es un problema en vista que la atmósfera en contacto con el metal fundido es el aire del ambiente, conteniendo 21% de oxígeno. Realmente, puede ocurrir el problema de una atmósfera demasiado oxidante, lo que originaría una excesiva oxidación (DROSSING) o pérdida de fusión. Sin embargo, si la fusión se hace rápidamente y el metal se vacía tan pronto como el baño alcance la temperatura, se presentarán pocos problemas con el hidrógeno o la oxidación. En casos de una prolongada exposición del baño, es a menudo ventajoso tener una cubierta de un material inerte o ligeramente reductor.

A veces, se usan los fundentes que producen una cubierta vidriosa, semejante a la escoria. Sin embargo, estos materiales deben usarse discretamente en vista de que ellos pueden tener una tendencia a absorber humedad durante el almacenaje, por lo que se incrementará el problema de la absorción del hidrógeno. Estos fundentes también tienen la desventaja de erosionar las paredes del crisol o quedar atrapados en el metal a medida que se vacía. A menudo, es preferible una cubierta de trozos de grafito o

carbón de madera, libre de alquitrán u otros aglomerantes que contienen hidrocarburos.

- **HORNOS DE ARCO.**- Aún cuando son bastante populares, los hornos de arco se usan muy poco en las fundiciones de aleaciones de cobre. Los hornos de arco directo o arco indirecto funden dentro de una cámara cerrada. El aire puede encontrarse dentro del horno a través de los canales de colada o alrededor de las aberturas de los electrodos, aún cuando la velocidad de circulación del aire no es grande. El intenso calor del arco produce la combustión de los electrodos de grafito reaccionando con el oxígeno presente en la atmósfera del horno. Esto resulta en una atmósfera consistente, esencialmente de nitrógeno (N_2), monóxido de carbono (CO) y algo de humedad residual del aire.

Se ha ensayado la supresión de la absorción del hidrógeno en los hornos de arco con fundentes en exceso de aire. Este método, sin embargo tiene la desventaja de incrementar grandemente la velocidad de consumo del electrodo. La práctica más común es sellar el canal de colada con un cemento refractario a fin de minimizar el flujo de aire dentro del horno. Esta práctica depende de conservar la humedad atmosférica lejos del horno tanto como sea posible y es naturalmente más efectivo en días de baja humedad. El único remedio para desgasificar es el lavado con un gas inerte, como por ejemplo nitrógeno seco.

- **HORNOS CALENTADOS CON COMBUSTIBLE.**- Se considerarán en este tipo los hornos de crisol y los de tipo hogar calentados con gas natural, petróleo, propano o combinación de ellos. Como se estableció anteriormente, estos

combustibles son hidrocarburos (compuestos de C e H₂) su combustión produce la formación de grandes cantidades de vapor de H₂O, el vapor de H₂O forma parte de la llama visible que entra en contacto con el metal fundido antes que se agote dentro del horno. En ausencia de oxígeno libre en la atmósfera del horno, la humedad en la flama, reacciona con el metal fundido, dejando peligrosamente grandes cantidades de hidrógeno formado y disueltos en el baño. Esta es la causa más común de la presencia de poros en las piezas de aleaciones de cobre, y de allí la importancia de ejercer un estricto control de la atmósfera del horno, en los hornos de este tipo.

Se han hecho muchos intentos por los fundidores de estas aleaciones para evitar o prevenir la contaminación del hidrógeno en estos hornos, usando una cubierta sobre la superficie del baño. En general, este método ha resultado ineficaz, no confiable y no práctico. Las cubiertas de materiales porosos tales como el carbón no previenen la humedad de la llama que alcanza la superficie del baño y sirven solamente para reaccionar con el oxígeno libre presente, de este modo se añade al problema de la contaminación del hidrógeno. El uso de cubiertas vidriosas, parecidas a la escoria, pueden ser relativamente efectivas en proteger el baño, sin embargo hay muchas desventajas. La más importante es que tales cubiertas previenen que el oxígeno de la atmósfera del horno reaccione con el baño. Para vencer este problema la práctica inglesa añade materiales oxidantes tales como el óxido cuproso a la cubierta de escoria.

Sin embargo, el uso de cubiertas de escoria es una molestia y una fuente potencial de inclusiones en la piezas. Desde un punto de vista práctico, su uso acorta la vida del crisol y refractarios del horno, reduciendo la eficiencia térmica durante la fusión, al proteger la superficie del baño del calor radiante. En los hornos de tipo hogar el uso de una cubierta de escoria hace virtualmente imposible que el hornero juzgue la temperatura del metal por la observación del grado de flameado del Zn.

La práctica aceptada comúnmente, para controlar la atmósfera en los hornos calentados con combustible aún cuando es imprecisa y depende de la experiencia del operador, es fundir bajo condiciones ligeramente oxidantes. Esto significa el ajuste de la relación combustible a aire de los quemadores, tal que se use ligeramente más aire que el requerido para la combustión completa, produciéndose una pequeña cantidad de oxígeno libre presente en la llama.

La cantidad precisa de oxígeno libre deseado no se ha determinado científicamente, sin embargo, los expertos han convenido que este asciende aproximadamente a 2% del volumen de los gases en los productos de combustión. Este exceso de oxígeno, bajo circunstancias normales, tiende a saturar el baño con oxígeno con lo que se restringe la solubilidad del hidrógeno a niveles bajos, aceptables; la posterior desoxidación eliminará el oxígeno disuelto, permitiendo de este modo que el metal solidifique sin la formación de porosidades visibles debidas al hidrógeno solamente o a la reacción hidrógeno-oxígeno.

El método más confiable para asegurar la presencia de un ligero exceso de oxígeno en la llama del quemador, es utilizar un adecuado quemador o un dispositivo de control automático que mantenga constantemente la adecuada relación COMBUSTIBLE A AIRE. Tales controles se encuentran disponibles fácilmente hoy en día y son los más recomendables para el control de la atmósfera del horno.

En hornos que carecen de quemadores de control automático, el ajuste de la relación combustible a aire depende de la habilidad del operador y su experiencia. Se ha observado, particularmente en hornos de crisol que la existencia de una llama aguda, corta que tiene un tinte ligeramente verde rodeando la parte externa, indica una atmósfera adecuadamente oxidante. Es una idea errada que una llama verde es siempre oxidante. Se ha observado en numerosas ocasiones que una llama larga verdosa se produce cuando hay condiciones reductoras. Por esta razón el examen visual es a menudo inadecuado, a menos que sea realizado por un operador altamente experimentado.

Otra técnica de control imprecisa pero útil, es el ensayo del zinc. Con esta técnica una pequeña plancha de zinc limpia se mantiene a la salida de la llama del horno por 5 segundos y luego se observa la apariencia de su superficie; si la superficie se ha ennegrecido, la atmósfera es altamente reductora; si ha cambiado a un color entre amarillo a ligeramente gris la atmósfera es ligeramente reductora; si el color permanece inalterable la atmósfera es oxidante en cierto grado. Este ensayo también depende de la experiencia del operador y proporciona solamente un control adecuado.

El método más confiable para obtener una medida exacta de la composición de los gases de combustión que salen de horno son los equipos de análisis de combustión. Aún cuando se requieren cuidados en la toma de la muestra de gas, pueden hacerse rápidamente la determinación de los niveles de dióxido de carbono (CO_2), monóxido de carbono (CO) y oxígeno libre (O_2). Esta es la técnica más recomendable para el control de la atmósfera del horno, sin considerar que el horno tenga o no quemadores automáticos.

Cualquier ensayo para evaluar la calidad del metal, para que sea útil no solamente debe ser sensible y reproducible si no que también debe ser relativamente rápido y simple tal que pueda tomarse una decisión mientras que el metal esta esperando antes de la colada. Sirve de poco conocer que el metal es defectuoso después que la pieza ha sido vaciada.

Tradicionalmente, el fundidor ha requerido hacer uso de ensayos que impliquen exámenes visuales, juicios cualitativos de la calidad del metal, basado en observaciones del comportamiento de pequeñas muestras solidificadas en moldes de ensayo. Los siguientes ensayos son los más utilizados y recomendables:

a) ENSAYO DE CONTRACCION O RECHUPE.- Un ensayo relativamente simple es fundir un cilindro ahusado de la aleación, de aproximadamente 2" de diámetro por 4" de longitud dentro de un molde de arena seca, dejando que la muestra solidifique lentamente. Preferentemente la superficie de la pieza se cubre con una capa

de material aislante tal como la Bemiculita, inmediatamente después del vaciado para prevenir la solidificación prematura.

Para las aleaciones de estrecho rango de solidificación tal como el bronce al aluminio o cobre puro (para los cuales este ensayo es particularmente sensitivo), las coladas libres de gas presentarán un rechupe profundo localizado desde la superficie hacia abajo. Coladas conteniendo gases disueltos exhibirán una variedad de características desde rechupes reducidos a sopladuras internas. En casos extremos el gas liberado puede causar la exudación del metal fundido desde la superficie de la pieza.

Este ensayo es menos sensible en las aleaciones de amplio rango de solidificación en vista de que estos materiales aún cuando están libres de gas presentan solo una superficie con depresiones moderadas como resultado de la contracción de solidificación. Coladas mal desgasificadas, sin embargo presentan el “soplado” de la superficie de la muestra y es una evidencia del burbujeo del gas que es liberado durante la solidificación. Los bronce con alto plomo pueden presentar el “sudor del plomo”, cuando están severamente gaseados.

b) ENSAYO DE FRACTURA.- Este ensayo implica el examen de una sección transversal rota recientemente, de una pieza o muestra colada, observando cualquier anomalía en el color o textura, o la presencia de huecos o inclusiones. Información valiosa puede derivarse de este ensayo una vez que el fundidor ha aprendido a distinguir entre la apariencia normal y anormal de la fractura de la aleación en cuestión.

Desafortunadamente, es difícil definir específicamente cuando la fractura es normal o anormal.

A fin de aprender como correlacionar la apariencia de la fractura con la calidad del metal, es necesario preparar una serie de muestras de fractura para cada aleación de las coladas fundidas y vaciadas sobre un amplio rango de condiciones. Por ejemplo, una colada fundida bajo condiciones oxidantes y severamente sobre calentada puede luego ser usada para colar una serie de barras fracturadas a incremento de 50 °C en la temperatura de vaciado (pueden colarse una doble serie, con y sin desoxidación).

Deben colarse series similares de coladas fundidas bajo atmósferas reductoras y de cargas que contienen niveles extremos de fósforo residual. Puede también observarse los efectos de la contaminación deliberada con aluminio y silicio. Debe enfatizarse que las superficies fracturadas serán examinadas inmediatamente, ya que ellas tienen una tendencia a mancharse a menos que se guarden en una atmósfera seca e inerte.

Con la experiencia en la evaluación de la apariencia de la fractura se puede distinguir, por lo menos cualitativamente, entre la porosidad de hidrógeno, porosidad de hidrógeno/óxígeno (reacción de vapor) y rechupes en las aleaciones Cu-Sn-Pb-Zn, de amplio rango de solidificación. El ensayo de fractura es aplicado, frecuentemente, en este tipo de aleaciones.

c) ENSAYO DE PRESION REDUCIDA.- En los últimos años se ha desarrollado un ensayo rápido, sensitivo y altamente reproducible, el cual da una medida cuantitativa de los gases disueltos en una colada de aleación de cobre. El procedimiento del ensayo es el resultado de una extensa investigación en la Universidad de Michigan-Ann Arbor, bajo el patrocinio solidario de la American Foundrymen`s Society, la International Copper Research Association y el Brass and Bronze Ingot Institute.

Este ensayo implica la solidificación cuidadosamente controlada, de una pequeña muestra de metal fundida bajo un vacío parcial. La presión a la cual una burbuja se forma durante la solidificación, sin embargo se desvanece hasta romperse en la superficie de la muestra, es tomada como una medida del contenido de gas de la muestra.

Por primera vez en la historia, la industria de la fundición de las aleaciones de cobre tiene ahora una herramienta disponible, con la que es posible obtener una rápida y exacta medida del nivel de los gases disueltos en el baño antes que este se vacíe. Esto permitirá el tratamiento correctivo previo a la colada del metal.

3. CONTROL DE LA TEMPERATURA DEL METAL

Todas las fundiciones, grandes o pequeñas, deben tener algún tipo de equipo confiable para medir la temperatura del metal fundido. Probablemente, muchas piezas defectuosas pueden originarse, directa o indirectamente, por una inadecuada temperatura de vaciado, antes que por otra condición en la fundición. Cada pieza fundida tiene una óptima temperatura de vaciado, o rango de temperaturas, que depende de factores como forma y tamaño de pieza, sistema de alimentación, número de piezas por molde y todo lo demás. Es fundamental vaciar el metal a la temperatura más baja posible que es práctica, a fin de evitar los misruns, uniones frías y rechupes.

En fundiciones de gran producción con líneas de moldeo continuo, vaciado automático, el mejor medio para controlar la temperatura de vaciado es molde a molde. En la mayoría de casos, tal control en la temperatura de vaciado no es posible. Esto se debe a las pérdidas de temperatura que ocurren durante la transferencia del metal desde el horno a la estación de vaciado, tanto como a la caída continua de temperatura entre el vaciado del primer al último molde desde una cuchara o crisol dado.

Si la cantidad promedio de metal a vaciarse desde una cuchara fué 100 kgs, la caída de temperatura durante el vaciado de 10 a 15 moldes puede esperarse que sea por lo menos de 55 °C y puede ser tan alto como 83 °C a 111 °C. Esta pérdida de temperatura puede minimizarse aislando y cubriendo las cucharas de vaciado;

sin embargo, tal procedimiento no es práctico en casos donde la fusión y vaciado se hacen usando el mismo crisol.

En la práctica, es necesario establecer el mejor método posible, comenzando con una temperatura de vaciado inicial que puede ser mayor que la deseable, que producirá piezas aceptables y al mismo tiempo permitirá que se vacíe el último molde sin misruns u otros defectos atribuibles a la baja temperatura. Esta decisión no siempre es fácil de hacer, en vista de que los defectos asociados con una baja temperatura de vaciado, usualmente son más aparentes que aquellos que se producen de una temperatura demasiado alta.

De este modo, hay una tendencia a elevar la temperatura inicial de vaciado (a fin de permitir que la cuchara llena de metal sea vaciada sin misruns) sin evaluar cuidadosamente la solidez de las piezas de los pocos primeros moldes. Un posterior examen puede mostrar que las piezas vaciadas a las más altas temperaturas son, consecuentemente defectuosas en su interior. En tales casos, debe bajarse la temperatura inicial de vaciado. A menos que puedan evitarse los misruns en los últimos moldes vaciados (por una realimentación o cualquier otra técnica), la mejor solución es vaciar pocos moldes por cuchara.

En cualquier caso, un buen control de temperatura implica mediciones exactas de temperatura tomadas antes de que empiece el vaciado; esto puede requerir dos

lecturas (uno en el horno y otro en la estación de vaciado) si el tiempo transcurrido entre el sangrado y el vaciado es demasiado grande o variable.

Actualmente, existen muy buenos pirómetros en el mercado, para medir la temperatura del metal fundido, virtualmente todos son del tipo de inmersión. Los pirómetros más confiables y libres de mantenimiento, utilizan termocuplas encerradas en tubos protectores de acero inoxidable en el cual la unión caliente del par se suelda internamente en la funda de la punta del tubo. Esto permite una buena transferencia de calor y rápida respuesta, lo que permite numerosas inmersiones antes de que se necesite reemplazarlo. Los pirómetros modernos utilizan circuitos de estado sólido y se disponen con escala tipo dial o con lectura digital. Los últimos son simples para que el personal del taller pueda leer y tiene mejor visibilidad desde una distancia. El personal responsable de la lectura de la temperatura debe ser entrenado en las técnicas para usar las termocuplas de inmersión. También, el equipo debe chequearse a intervalos frecuentes para asegurar una adecuada calibración.

Los pirómetros ópticos, prácticamente nunca se usan en las fundiciones de latones, debido a la amplia variación en la emisividad de la superficie del metal fundido originado por la formación de óxidos y dross.

El control de la temperatura de metal dentro del horno requiere un operador hábil y experimentado, dado que el uso de pirómetros no es bastante práctico. En la fusión eléctrica, el registrador de potencia es un método confiable de predecir la

temperatura del metal sobrecalentado en el horno, en vista de que la energía requerida para fundir y sobrecalentar un peso dado de metal, tiende a ser constante para una aleación dada, a menos que existan significativas diferencias en los ciclos de fusión y vaciado.

Con los hornos calentados con combustible, la temperatura del metal puede estimarse sobre la base del tiempo transcurrido después que se enciende el quemador, para una cierta aleación, peso de la carga y temperatura de revestimiento del horno.

Un operador experimentado, particularmente con el horno tipo hogar, se vuelve sorprendentemente en un perito en determinar la temperatura del metal por el grado del flameado del zinc cuando se trabaja constantemente con un cierto latón rojo. Aún aquí, sin embargo, muchos factores tales como pequeñas variaciones en la presión barométrica y humedad pueden conducir a errores en la determinación de la temperatura.

4. ENSAYOS MECANICOS

Los ensayos mecánicos, usualmente asociados con las aleaciones fundidas a base de cobre son: propiedades de tracción, dureza y menos frecuente la resistencia al impacto.

a) PROPIEDADES DE TRACCION.- Las propiedades mecánicas mayormente especificadas son las propiedades de tracción estáticas (resistencia a la tracción, límite de fluencia y elongación). En general, estas propiedades son medidas por ensayos de tracción de barras coladas separadamente. La elección de la geometría del molde de la barra de ensayo para las aleaciones de cobre, considera el sistema de alimentación y los risers, dependen un poco de las características de solidificación de la aleación en particular.

La especificación más común empleada en los E.E.U.U. es la ASTM B208-81, “Standard Practice for Preparing Tension Test Specimens for Copper-Base Alloys for Sand Castings”. Esta especificación incluye tres diseños de moldes de barras de ensayo. La Figura 7.1, presenta el diseño de 2 barras o probetas de tracción, recomendado para las aleaciones de cobre de ambos grupos.

Es importante que clientes y productores del mismo modo consideren cuidadosamente el significado de colar separadamente las barras de ensayo. El diseñador de las piezas puede creer (y a menudo lo hace) que las propiedades de las barras de ensayo reflejan aquellas encontradas en las mismas piezas. Desafortunadamente, este no es el caso. Las propiedades de la pieza pueden, realmente ser mayores que aquellas indicadas por la barra de ensayo, debido a las velocidades de enfriamiento más rápidas en el molde.

Por otro lado, la pieza esta propensa a muchos defectos relacionados al vaciado, sistema de alimentación y risers, además del moldeo, que en la barra de ensayo no lo son, y pueden por lo tanto contener defectos de estructura no indicados por una barra de ensayo. Estos potenciales defectos en la estructura de la pieza, visibles o no, necesitan otros métodos de ensayo que aseguren la calidad. Con estas ideas en mente, es claro que las propiedades de las barras de ensayo coladas separadamente indicarán solo la calidad del metal ya que estas se vaciaron dentro de los moldes.

Hasta cierto punto, las propiedades mecánicas de las barras de ensayo coladas separadamente, refuerzan los resultados del análisis químico, al mismo tiempo que proporcionan información adicional acerca de que el metal ha sido deteriorado por gases disueltos, materiales extraños o impurezas no detectadas por análisis químicos.

La anterior idea esta expresada en la Norma ASTM B208-81 como sigue:

“1.2 La barra o barras de ensayo vaciadas de acuerdo con esta práctica recomendada, debe considerarse como representativa de las propiedades del metal que se vaciará en las piezas a partir del mismo baño, sin embargo estas propiedades no son necesariamente las mismas, debido a que las correspondientes propiedades de la pieza dependen de la variación de tamaños de la sección y del diseño”.

Aún cuando, menos predominante, algunos compradores insisten que las barras de ensayo se cuelen como apéndices a la misma pieza. Esta práctica perpetúa el mito de que las propiedades de tales barras de ensayo reflejan aquellas de la pieza.

Actualmente, la unión de la barra de ensayo a la pieza puede fácilmente disminuir la solidez de la pieza en aquellas zonas en que se interrumpe el modelo de solidificación.

En grandes piezas, la temperatura de vaciado puede ser innecesariamente más alta a fin de permitir llenar sin misruns la pequeña barra de ensayo. Esto puede fácilmente dañar las propiedades de la pieza en el caso de las aleaciones de amplio rango de solidificación. En cuanto a la misma barra de ensayo, su ubicación y método de unirse, usualmente son dictados por la geometría del molde y la pieza, lo que lo hace propenso a todos los defectos asociados con una deficiente práctica de alimentación. Por estas razones, siempre que sea posible evitar la condición de que las barras de ensayo se vacíen como apéndices de las piezas.

En casi todos los casos, las barras de ensayo de las aleaciones de cobre requieren maquinarse antes de efectuar el ensayo.

Hoy día se encuentran disponibles en el mercado una amplia variedad de máquinas de ensayo de tracción, que varían en la capacidad de carga, con microprocesadores y lectura automática digital.

Muchas aleaciones de cobre son sensibles a la velocidad de deformación (velocidad de aplicación de la carga), esto significa que la medida del límite de fluencia por el método convencional puede ser influenciado por la velocidad de aplicación de la carga.

b) DUREZA.- En general, la dureza de una aleación se mide en términos de su resistencia a la penetración o indentación bajo alguna carga específica a través de un indentador. El ensayo Brinell consiste en forzar una bola de acero endurecido o carburo de diámetro fijo y bajo una carga específica, dentro de la superficie de una muestra. El diámetro de la impresión es una medida del volumen de metal desplazado. Esta información, conjuntamente con la carga aplicada, se usa para calcular un número de dureza. En la práctica, el número de la dureza puede leerse directamente desde una tabla como función del diámetro promedio de la indentación de la dureza.

El ensayo de dureza Rockwell, también emplea un indentador y un sistema para aplicar una carga seleccionada. El material y el tamaño de indentador, tanto como el tamaño de la carga aplicada, puede variarse de acuerdo con el rango de dureza del material que se está ensayando. El ensayo Rockwell implica la aplicación de una pequeña carga inicial, luego que la escala del instrumento se coloque en cero. Después se aplica la carga principal lo que origina que la altura de la escala mida la distancia de la indentación adicional producida por la aplicación de la carga principal.

Aún cuando ambos ensayos encuentren aplicación en el ensayo de las piezas de aleaciones de cobre, el ensayo Brinell, generalmente es más reproducible y consistente, en vista de que emplea un indentador mayor que tiende a promediar las variaciones en la estructura colada o fundida como en el tamaño de grano.

La dureza se relaciona en forma general a la resistencia, y por lo tanto a la composición química. Esta relación no es bastante precisa para permitirnos predecir la resistencia a la tracción o el límite de fluencia, a partir solamente del ensayo de dureza. En algunos casos, sin embargo, el valor de la dureza puede usarse con suficiente exactitud para clasificar coladas mezcladas de materiales de diferentes composiciones químicas o tratamiento.

Para la gran familia de aleaciones de Cu-Sn-Pb-Zn, es cuestionable la utilidad del ensayo de dureza. Esto es debido a que la resistencia a la indentación de estas aleaciones es severamente afectada por la presencia de plomo libre en su microestructura, haciendo dificultoso el evaluar la verdadera dureza de la estructura de la matriz.

Por otro lado, el ensayo de dureza es particularmente aplicable a los broncees al manganeso de alta resistencia, broncees al aluminio y otras aleaciones de cobre endurecibles por tratamiento térmico, tales como los cobres al berilio y los cobres al cromo. Dichos ensayos se usan regularmente en el control del proceso, como un indicador del adecuado análisis químico y para chequear la respuesta al tratamiento térmico.

Las lecturas de la dureza deben tomarse sobre la superficie de la pieza limpia, plana y que ha sido pulida apropiadamente para este propósito. La ubicación debe ser tal que la superficie inferior de la pieza pueda ser firmemente soportado por la base (yunque) de la máquina de ensayo, para evitar cualquier movimiento durante la aplicación de la carga.

El ensayo de secciones delgadas (menores a 1/4") es riesgoso cuando se tratan con materiales blandos debido a la posible interferencia del soporte con el trayecto del indentador por lo que se obtienen falsas lecturas. Al seleccionar la ubicación del ensayo de dureza sobre la muestra de la pieza debe considerarse que la indentación o huella de la dureza puede estropear o dañar la pieza para el uso deseado.

c) RESISTENCIA AL IMPACTO.- La mayoría de las aleaciones de cobre son tenaces y no se fragilizan a bajas temperaturas. Por esta razón, la medición de la resistencia al impacto no es un requerimiento común. El ensayo de la resistencia al impacto implica la medición de la energía absorbida en la flexión y/o rotura de una muestra, por el golpe del balanceo de un péndulo.

El diseño de la muestra, más común, es la probeta Charpy, que tiene una sección transversal cuadrada de 10 mm x 10 mm y provisto de un entalle en la mitad (el punto de impacto durante el ensayo). El entalle puede ser en la forma de una "V", como es el caso usual para los materiales dúctiles o puede ser de forma del ojo de la cerradura. Durante el ensayo, la muestra se mantiene asegurada en un soporte diseñado para ubicar el punto de impacto contra la cara no entallada en alineamiento preciso con la línea central del entalle. El ensayo está propuesto para dar una indicación de la resistencia del material a la rotura y a la falla por fragilidad bajo una carga de choque dinámico.

5. METALOGRAFIA

La metalografía implica el seccionamiento y pulido de una muestra metálica, posteriormente se ataca su superficie para revelar su estructura cristalina, y luego analizar la naturaleza de esta estructura observándola bajo el microscopio. Mientras que la preparación de las muestras y la fotografía de las microestructuras pueden realizarse por técnicos entrenados, usualmente se requiere un ingeniero metalurgista entrenado para interpretar las características estructurales que se relacionan a la calidad de la pieza.

La importancia del examen microscópico (comúnmente de 50 X a 150 X) radica en el hecho de que la propiedades de la pieza son influenciadas severamente por factores estructurales tales como la forma y el tamaño de grano, ubicación y distribución de las inclusiones no metálicas, segregación, distribución de las partículas de plomo, compuestos metálicos no deseados, y distribución heterogénea de las fases de la aleación. Con las aleaciones de cobre, algunos de los usos más comunes del examen microscópico son, el control de los efectos del tratamiento térmico de los bronce al aluminio y la verificación de la adecuada forma y distribución de las partículas de plomo en los bronce al plomo.

Las porosidades, causadas ya sea por contracciones o gas, tienden a ser bastante gruesas en apariencia y pueden evaluarse mejor a bajos aumentos de 5 X a 15 X.

Esto se re-fiere como examen macrocópico. La misma técnica puede aplicarse a superficies pulidas o a muestras intensamente atacadas donde la evaluación del

comportamiento de solidificación dendrítica, es deseable (u otras características de gran escala, de la muestra).

6. PRACTICA DE DESOXIDACION

Se ha señalado anteriormente que el contenido de fósforo de las aleaciones fundidas de Cu-Sn-Pb-Zn, después de la desoxidación con el cobre fosforoso, debe estar preferentemente en el rango de 0.010% a 0.030%. Por debajo de este rango, la aleación puede ser gaseada por la humedad del molde durante el vaciado, por encima de este rango el metal no está solamente propenso a penetrar y reaccionar con los moldes de arena, produciendo condiciones superficiales defectuosas sino también, y más importantemente altos niveles de fósforo residual en los materiales de la carga previenen al baño de la absorción del oxígeno, aún cuando la atmósfera del horno se ajuste a una atmósfera ligeramente oxidante como ha sido recomendada. La causa principal del alto contenido de fósforo residual es, desde luego, la sobre desoxidación. Esto ocurre usualmente por una de las dos razones siguientes:

- a) Los problemas de porosidad, erróneamente, se considera que es el resultado de una insuficiente desoxidación, de aquí que el fósforo extra es rutinariamente añadido como “seguridad”.

- b) El fósforo extra es conocido que imparte mayor fluidez al metal y, de aquí, que se añade para evitar los misruns en piezas delgadas, o cuando se vacía metal frío.

La práctica deliberada de la sobre desoxidación es garantía de obtener piezas con gases en las aleaciones de Cu Sn-Pb-Zn y se opone a los esfuerzos de mantener niveles bajos de hidrógeno durante la fusión.

Es engañoso recomendar recetas modernas, para la adición de fósforo como un procedimiento standard de desoxidación. Esto se debe a que la adecuada adición, realmente depende del contenido de oxígeno del baño, y esto varía de una fundición a otra de acuerdo a la carga y a la práctica de fusión.

La experiencia ha demostrado que, en general puede esperarse un resultado satisfactorio desoxidando con alrededor de 1.5 a 2.5 onzas de cobre fosforoso al 15% por cada 100 libras de metal. Esto indica que casi $\frac{1}{2}$ del fósforo añadido se consume en la desoxidación, dejando un nivel residual en el rango de 0.10% a 0.30%. Es importante, controlar las prácticas de fusión y desoxidación así como mantener el nivel de fósforo residual dentro del rango adecuado.

La desoxidación debe asignarse a personal responsable y la práctica seguida debe diseñarse para que de resultados consistentes. Cuando se usan separadas cucharas de vaciado, el desoxidante puede añadirse al fondo de la cuchara, inmediatamente antes de que se llene de metal líquido. La turbulencia del metal que ingresa a la cuchara es suficiente para producir un completo y rápido mezclado.

Donde el crisol de fusión se usa para el vaciado, es preferible primero escoriar la superficie y luego añadir el desoxidante sumergiéndole hasta lo más hondo de la superficie y agitando rápidamente de modo que el baño antes de que pueda elevarse a la superficie y parcialmente perderse por oxidación en el aire. Si se usan herramientas de fierro para éste propósito, deben revestirse con una pintura refractaria para prevenir la ganancia de fierro por el baño.

El desoxidante, si se añade en forma de perdigones, puede medirse volumétricamente usando un recipiente de tamaño adecuado. Si está en la forma de trozos, el desoxidante debe pesarse cuidadosamente y colocado en contenedores adecuados para el manipuleo.

7. ANÁLISIS QUIMICO

En el pasado, prácticamente todos los análisis químicos se hicieron por métodos gravimétricos y volumétricos, del análisis por “vía húmeda”. Estas técnicas son exactas y confiables cuando se conducen adecuadamente y continúan empleándose hoy en día con propósitos importantes de “análisis árbitro o dirimente”, calibración de patrones analíticos y la cuantificación de elementos inusuales o no standard en muestras. Detalles para realizar los análisis químicos por vía húmeda, para la mayoría de los elementos comúnmente encontrados en las aleaciones de base cobre, se dan en las siguientes Normas ASTM:

- E 478.- “Análisis químico de aleaciones de cobre”.
- E 54.- “Análisis químico de latones y bronces especiales”.
- E 75.- “Análisis químico de aleaciones de cobre-níquel y cobre-níquel-zinc”.
- E 88.- “Muestreo en metales y aleaciones no ferrosas en forma fundida para la determinación de la composición química”.

Tales métodos de análisis tienen la desventaja de ser muy lentos, en la mayoría de casos, es virtualmente imposible obtener resultados para la producción de coladas hasta después que el metal ha sido vaciado. Esto limita su valor como una herramienta para el control del proceso. Estos métodos también requieren una significativa inversión en las facilidades del laboratorio y el empleo de análisis químicos entrenados.

Hoy en día se disponen de equipos para análisis químicos rápidos y exactos, a costos moderados, por lo que las fundiciones tienden a confiar en los laboratorios comerciales para los análisis especiales no rutinarios que requieren de análisis químicos por vía húmeda.

Actualmente, se dispone de diferentes tipos de equipos sofisticados, que hacen posible obtener un análisis de una docena o más de elementos en una muestra, si es necesario, dentro de los 5 minutos de recibida la muestra. Donde se justifique económicamente, como por ejemplo en grandes coladas de metal o en aquellas de

producción de piezas críticas, estos métodos de análisis pueden usarse para controlar la composición del metal antes de que se cuele.

Comúnmente, los análisis se usan para verificar la composición de los materiales de carga (lingote y chatarra) que se están fundiendo y controlar la composición de la aleación, basado en el muestreo periódico de los materiales producidos. Los métodos más comunes usados hoy en día para el análisis químico rápido son: espectroscopía de emisión óptica, fluorescencia por rayos X y análisis por absorción atómica. Todos estos métodos se basan sobre la medición de alguna forma de energía radiante en el espectro electromagnético.

a) ESPECTROSCOPIA DE EMISION OPTICA.- En el proceso de espectroscopía de emisión óptica, el material de la muestra es expuesto al intenso calor de un arco eléctrico. La energía radiante emitida por los átomos de metal vaporizado se enfocan con un lente colimador dentro de un prisma, o rejilla de difracción, la cual dispersa la radiación visible y ultravioleta dentro de un espectro, o banda de energía radiante semejante al arco iris.

En vista de que cada elemento emite características longitudes de onda de energía, pueden colocarse detectores en diferentes puntos a lo largo de la banda de tal forma que se mida la energía emitida por cada elemento presente en el arco. Previamente, la medición de la intensidad de la energía fue realizada, comúnmente con el uso de una película fotográfica; la intensidad de las líneas del espectro se leen comparándolas con standards conocidos calibrados en términos de la concentración de los metales presentes.

Actualmente, los espectrógrafos hacen uso de sensores fotoeléctricos que pueden ampliar y acumulativamente medir la cantidad de energía radiante emitida por cualquier longitud de onda deseable. La energía almacenada por estos sensores puede luego ser exhibida directamente, ya sea en gráficos, hojas impresas o en registro digital, en unidades de porcentaje. Para operar estos equipos, se requiere técnicos entrenados. El equipo debe operarse en un ambiente controlado y chequeado periódicamente para calibrarlo usando standards espectrográficos para cada elemento.

b) FLUORESCENCIA POR RAYOS X.- Mientras que la radiación electromagnética del espectro de emisión óptica contiene cientos de bandas de energía características, o longitudes de onda, para los diversos elementos, el espectro de rayos X producido por fluorescencia contiene, relativamente pocos.

Esta técnica espectrográfica implica la irradiación de una muestra metálica con un haz de rayos X de longitud de onda fijada. Esto produce que los elementos en la superficie de la muestra serán energizados y emitirán rayos X secundarios fluorescentes. Las longitudes de onda de los rayos X secundarios son característicos de los elementos que la producen. Los rayos X fluorescentes de la muestra, primeramente pasan a través de un cristal, el cual sirve para difractar el haz dentro de un espectro de rayos X de longitudes de onda discretas.

La intensidad de cualquier longitud de onda dada (seleccionada para representar el elemento de interés) es luego medida con detectores altamente sensibles tales como el contador de centelleo. Los valores acumulados de la emisión de energía para la longitud de onda seleccionada son automáticamente registrados y presentados en unidades de porcentaje.

c) ANALISIS POR ABSORCION ATOMICA.- En el análisis por absorción atómica, primeramente las muestras metálicas se disuelven, usualmente en ácidos para formar soluciones de sales metálicas. La solución a ensayarse se introduce lentamente, como una fina neblina, dentro de la cámara de combustión del aparato donde entra en contacto con el calor intenso de una llama de acetileno. El calor de la llama destruye los enlaces moleculares de los compuestos químicos en la solución y libera átomos libres de metal dentro de la llama.

Luz de una longitud de onda seleccionada, característica del metal que se esta analizando, es luego pasada a través de la llama, originando que caiga sobre un dispositivo fotoeléctrico. Esta luz se produce por una lámpara, se requiere una lámpara diferente para cada metal. Un haz separado de luz de la lámpara cae directamente sobre el sensor, sin pasar a través de la llama, para propósitos de comparación.

Debido a los átomos de metal en la llama, una gran o menor cantidad de la luz de la lámpara será absorbida a medida que ésta pasa a través de la llama, dependiendo de la concentración del metal presente. El grado de absorción puede medirse y registrarse como un valor en porcentaje.

En vista de que solamente se puede analizar un elemento por cada ensayo, este método es más largo que el espectroscópico, aún cuando es algo más sensible y puede aplicarse a amplios rangos de análisis sin problemas de recalibración. Se puede alcanzar gran automatización usando sistemas que incorporan microprocesadores, incrementando el costo inicial del equipo.

d) ANÁLISIS POR PLASMA DE PAR INDUCTIVO.- La industria de la fundición recientemente ha comenzado a usar el sistema de análisis por plasma de par inductivo. La preparación de la muestra es similar a aquella del análisis por absorción atómica, sin embargo la excitación de la muestra se realiza usando una descarga de arco de plasma en un gas inerte tal como el argón. El análisis de la muestra energizado es semejante a la del espectroscopio de masa. A pesar de su versatilidad, el sistema es relativamente caro y sofisticado en el presente tiempo y puede encontrar un gran uso en los laboratorios comerciales o centros de investigación.

8. ENSAYOS NO DESTRUCTIVOS

Entre los principales ensayos no destructivos empleados en las piezas de aleaciones de cobre, tenemos a la inspección radiográfica y la inspección por tintes penetrantes.

a) INSPECCION RADIOGRAFICA.- El examen radiográfico de objetos metálicos es un medio no destructivo de observar los defectos internos, usando rayos X o rayos gamma. La fuente de radiación puede ser un tubo de rayos X, diseñado para producir radiación de la longitud de onda e intensidad deseada, o puede consistir de un isótopo radioactivo que emite rayos gamma. La densidad y espesor del material a ser examinado, tanto como la relativa severidad del defecto a detectarse, determinarán el tipo de radiación usada.

Ambas radiaciones, rayos X y rayos gamma, tienen longitudes de onda, extremadamente cortas, que son de la misma magnitud como el espaciamiento entre los átomos que comprenden la estructura cristalina del metal de la pieza. Esto permite que la radiación pase lentamente a través de los objetos sólidos a una velocidad que es proporcional a la densidad del material. En áreas donde la radiación encuentra estructuras menos densas tales como huecos o inclusiones no metálicas, la radiación las atravieza a una mayor velocidad que en otra parte.

Por lo tanto, si un material fotosensible tal como una pantalla fluorescente o una película fotográfica se coloca debajo de la pieza a ensayar, la ubicación y forma de los defectos internos pueden ser observados de la imagen formada por las variaciones en el grado de radiación que ha pasado a través de la pieza ensayada.

El uso efectivo de la radiografía depende de la experta aplicación del procedimiento de ensayo y la experiencia en la interpretación de las imágenes radiográficas. Como con cualquier ensayo, hay distintos límites en su sensibilidad esto hace más difícil, como por ejemplo, detectar estrechas rajaduras o grietas en la pieza ensayada, sin embargo tales severos defectos pueden estar presentes.

La inspección radiográfica tiende a ser lenta y costosa. Estos factores deben ser considerados por el usuario y el productor en términos del costo de la pieza y gravan en el valor de ensayo la evaluación de la solidez interna de las piezas. Una fundición no experimentada en hacer piezas para standards radiográficos de solidez no debe suponer que el solo incremento en el costo será aquel del ensayo adicional requerido.

Los costos de producción, también a un mínimo, incluirá el reemplazo o recuperación (si fuera posible y permisible) de las piezas defectuosas. Pueden encontrarse, en efecto, que la obtención de una adecuada solidez interna puede lograrse solamente por un cambio significativo en el proceso de fundición. En otras palabras, algunas empresas pueden fundir excediendo la capacidad del proceso de la fundición contratante. Cualquier fundición planificada para producir piezas de alta integridad, debe primero evaluar su capacidad para hacerlo.

En los diseños del sistema de alimentación y risers de nuevas piezas que son inusualmente grandes, o que deben ser de alta integridad, es a menudo económico y deseable evaluar la solidez de piezas pilotos por medio del examen radiográfico. Esto puede ser más barato que estar haciendo ensayos en la producción de las piezas. Naturalmente, por lo general, la radiografía se usa como un procedimiento de verificación en la inspección final de la pieza, como parte de la especificación requerida por el cliente.

Como es cierto para los defectos externos, la solidez interna de una pieza nunca es una condición absoluta. La no solidez es una cuestión de cuantía, y la pieza perfecta no se ha producido todavía. De este modo, se vuelve responsabilidad del diseñador de la pieza decidir, para cada clase de defecto interno, que límites deben establecerse sobre el tamaño y ubicación del defecto para evitar riesgos indebidos de fallas en servicio.

En cierto casos, esto puede ser considerado por el diseñador como una terrible responsabilidad. Los diseñadores pueden tender a especificar los standards de solidez interna, tal que ningún defecto pueda estar presente a niveles escasamente superiores detectables por radiografía. Más realísticamente, diseñadores experimentados reconocen que algunos tipos de defectos plantean menos peligro que otros y pueden ser inofensivos cuando se restringen a áreas de bajo esfuerzo.

Sobre esta base, la American Society for Testing and Materials ha desarrollado y publicado una serie de vistas de standards radiográficos, que representan una variación en los diferentes niveles para cada una de las diversas clases de defectos. Tales standards pueden ser usados por el comprador de piezas para definir niveles específicos de solidez requerida, como parte del acuerdo de compra.

Las fundiciones que realizan la inspección radiográfica de las piezas, aún aquellas que tienen un equipo casero, deben familiarizarse ellos mismos, por lo menos con las técnicas e interpretación de las radiografías. Se recomienda leer las siguientes secciones de ASTM Annual Book of Standards, parte 11, "Metallography and Non Destructive Testing":

- **E 142.-** "Controlling Quality of Radiographic Testing".
- **E 272.-** "High Strength Copper Base and Nickel-Copper Alloy Castings (Reference Radiographs)".
- **E 310.-** "Tin Bronze Castings (Reference Radiographs)".
- **E 94.-** "Recommended Practice for Radiographic Testing".

b) INSPECCION POR TINTES PENETRANTES.- El procedimiento de tintes penetrantes está diseñado para detectar grietas que se extienden hasta la superficie de la pieza, las cuales pueden ser difíciles o imposibles de verse solamente con la vista, sin ayuda. Las rajaduras (rajaduras en caliente) y las costuras (uniones frías, películas de óxidos e inclusiones) son la principal clase de defectos que pueden encontrarse con

esta inspección. Los defectos de este tipo a menudo, son críticos bajo los esfuerzos de servicio, donde ellos pueden causar la falla de la pieza.

Las piezas a ser inspeccionadas, primero son limpiadas y secadas para eliminar cualquier interferencia de película de aceites u otros materiales extraños. Luego las piezas son rociadas o sumergidas en un tanque de fluido penetrante, que es un material de baja tensión superficial y contienen ya sean un tinte brillante coloreado o un material fluorescente. Se deja que el fluido penetrante escurra dentro de las rajaduras o costuras expuestas, por una acción de capilaridad.

Luego las piezas se limpian enteramente del exceso de penetrante, otra vez se seca, y luego se revisten con una delgada capa de revelador, que es un fluido de secado rápido que contiene una suspensión de partículas finas de un material semejante a la tiza o yeso. El revestimiento delgado y poroso, formado cuando al secarse el revelador actúa como un secante de la tinta, originando que el tinte retenido en las rajaduras de la superficie de la pieza brote hacia afuera donde pueda verse, cuando se usan materiales fluorescentes en el penetrante (común en la inspección masiva de pequeñas piezas), la inspección se hace en una área oscurecida bajo una luz ultravioleta (negra).

Este método de inspección es relativamente barato, puede ser mecanizado para ahorrar tiempo, y revelar defectos, normalmente no acertados por la inspección visual y radiográfica.

A veces, pueden requerirse otros ensayos especiales de control de calidad, tales como conductividad eléctrica (o resistividad), comportamiento magnético, conductividad térmica y características de amortiguación. En piezas que trabajan en medios corrosivos, pueden requerirse ensayos para demostrar su resistencia a la corrosión bajo tensiones, resistencia a la desinfección o resistencia en baños de sales u otros medios diseñados para simular condiciones de servicio, aceleradas.

CAPITULO VIII

DEFECTOS EN LOS LATONES ROJOS

Las piezas defectuosas pueden producirse por una variedad de condiciones que pueden surgir de cuando en cuando en la fundición.

El primer y más importante paso en corregir el problema de piezas defectuosas es el adecuado diagnóstico, o identificación del defecto. Para ayudar a la adecuada identificación de los defectos, se ha proyectado un sistema internacional que clasifica el defecto basado en la apariencia visual, naturaleza, tamaño y ubicación en o dentro de la pieza. Este sistema reconoce 7 categorías de defectos:

- A.- Proyecciones metálicas
- B.- Cavidades
- C.- Discontinuidades
- D.- Defectos superficiales
- E.- Piezas incompletas
- F.- Dimensiones o formas incorrectas
- G.- Inclusiones o anomalías estructurales

Cada categoría se divide en subgrupos que son designados con números. De este modo, cualquier defecto puede identificarse con una letra, seguido de 3 dígitos.

Una lista detallada de los defectos de acuerdo a este sistema se da en el AFS International Atlas of Casting Defects.

Usaremos la designación del sistema de este atlas para identificar los defectos más comunes encontrados en las piezas de aleaciones de cobre, haciendo referencia a las posibles causas y remedios.

1. PROYECCIONES METALICAS

a) DEFECTO A112 - VENAS O REBABAS.- Este defecto ocurre como proyecciones en la forma de venas que son generalmente perpendiculares a la superficie de la pieza, se presentan individualmente o en retículos, y no situados a lo largo de la línea de partición.

En el moldeo de arena en verde, estas proyecciones, a menudo aparecen como filetes en conjunción con el defecto D230 (darts) o A211 (hinchamientos).

CAUSAS POSIBLES.- Este defecto puede originarse por rajaduras superficiales en el molde que ocurren durante el secado cuando hay una excesiva tendencia a la contracción de la arena, debido a:

- Calentamiento demasiado rápido.
- Temperatura de secado demasiado alta
- Demasiado aglomerante o humedad en la arena.

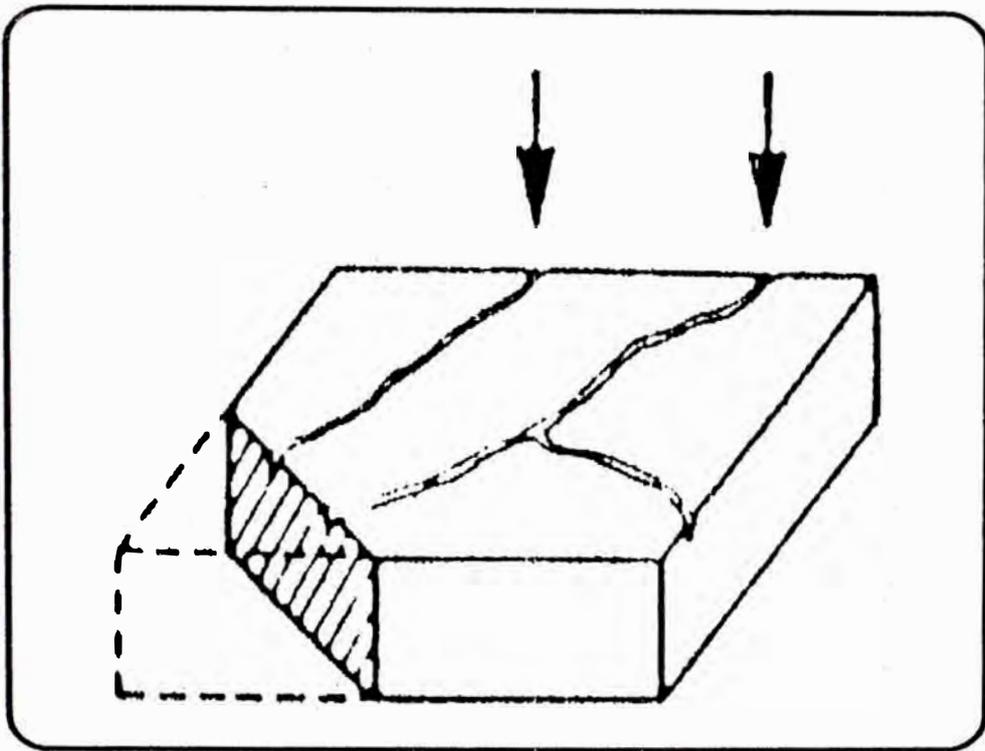


Figura 8.1.- Representación esquemática de las venas o rebabas.

O, este defecto puede producirse por rajaduras superficiales que ocurren al momento de realizar el vaciado en una arena que es demasiado densa o demasiado alta en sílice, iniciación de la formación de las darts (ver defecto D230), o por fisuras en el molde que acompaña a los hinchamientos (defecto A211).

REMEDIOS.- Dependiendo de las causas asumidas, los remedios pueden hacerse:

- Regulando la composición y el secado de la arena, y sellando las rajaduras del molde.
- Tomando medidas para evitar las darts (defecto D230).
- Incrementando la rigidez del molde y reduciendo la presión metalostática.

b) DEFECTO A211 - HINCHAMIENTOS.- Los hinchamientos ocurren como proyecciones masivas e irregulares sobre las superficies interior y exterior, y esquinas de las piezas, generalmente son ásperos y prolongados, a menudo se presentan en combinación con los defectos D121 (superficies ásperas), D122 (penetración), y A112 (venas y rebabas).

CAUSAS POSIBLES.- Las causas del defecto A211 pueden ser por:

- Insuficiente apisonado de la arena.
- Secado incompleto.
- Presión excesiva o dinámica del metal líquido.

REMEDIOS.- Los hinchamientos pueden evitarse:

- Aumentando la densidad del apisonado en áreas del molde que están propensas a este defecto, o incrementando el contenido de aglomerante de la arena.
- Sustituyendo una arena aglomerada químicamente o secada por la arena en verde.

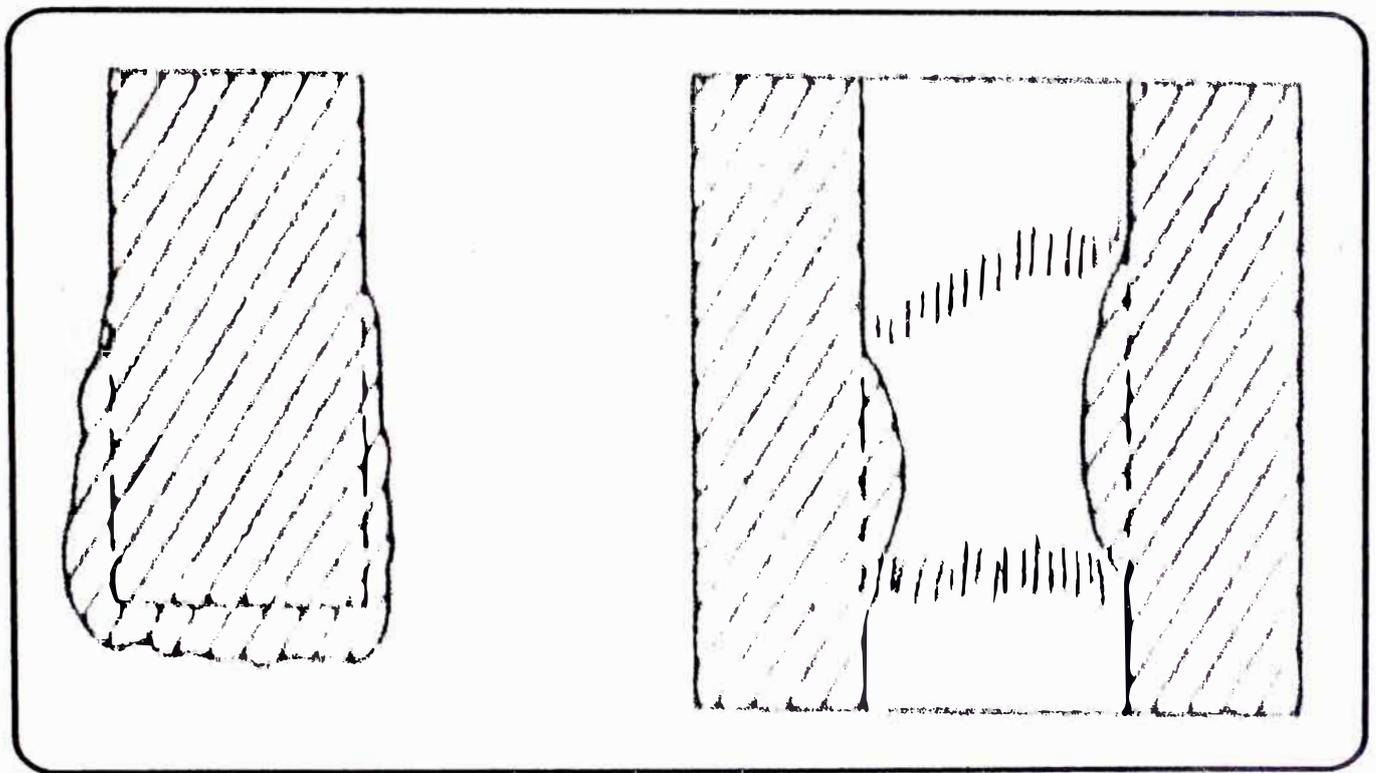


Figura 8.2.- Representación esquemática de los hinchamientos.

- Modificando la ubicación de la pieza en el molde conjuntamente con el sistema de alimentación y risers, a fin de reducir la presión del metal líquido.

c) DEFECTO A212 - EROSIONES, CORTES O ARRASTRES.- Estos defectos se presentan generalmente como proyecciones ásperas sobre la superficies de la pieza, a menudo en la vecindad de las entradas o sobre la superficie de la base del molde en línea con una entrada o extendido a lo largo del curso del flujo de metal dentro de la cavidad del molde. Por lo general, las inclusiones de arena se localizan en otras regiones de la pieza.

CAUSAS POSIBLES.- Las causas del defecto A212 pueden ser por:

- Arena de insuficiente cohesión o resistencia.
- Secado defectuoso del molde o almas.
- Deficiente sistema de alimentación en el cual el metal ingresa al molde a una gran velocidad o choca por un largo tiempo a una porción del molde o alma.

REMEDIOS.- Estos defectos pueden evitarse:

- Seleccionando un aglomerante que proporcione alta resistencia en caliente.
- Aumentando la resistencia a la compresión en seco de la arena.
- Apisonando el molde uniformemente y más duro.
- Controlando el secado del molde y las almas.
- Estudiando el sistema de alimentación para evitar el ingreso rápido excesivo o localizando la entrada del metal líquido dentro de la cavidad y extender el choque en la misma área del molde o alma, y previniendo que el chorro de

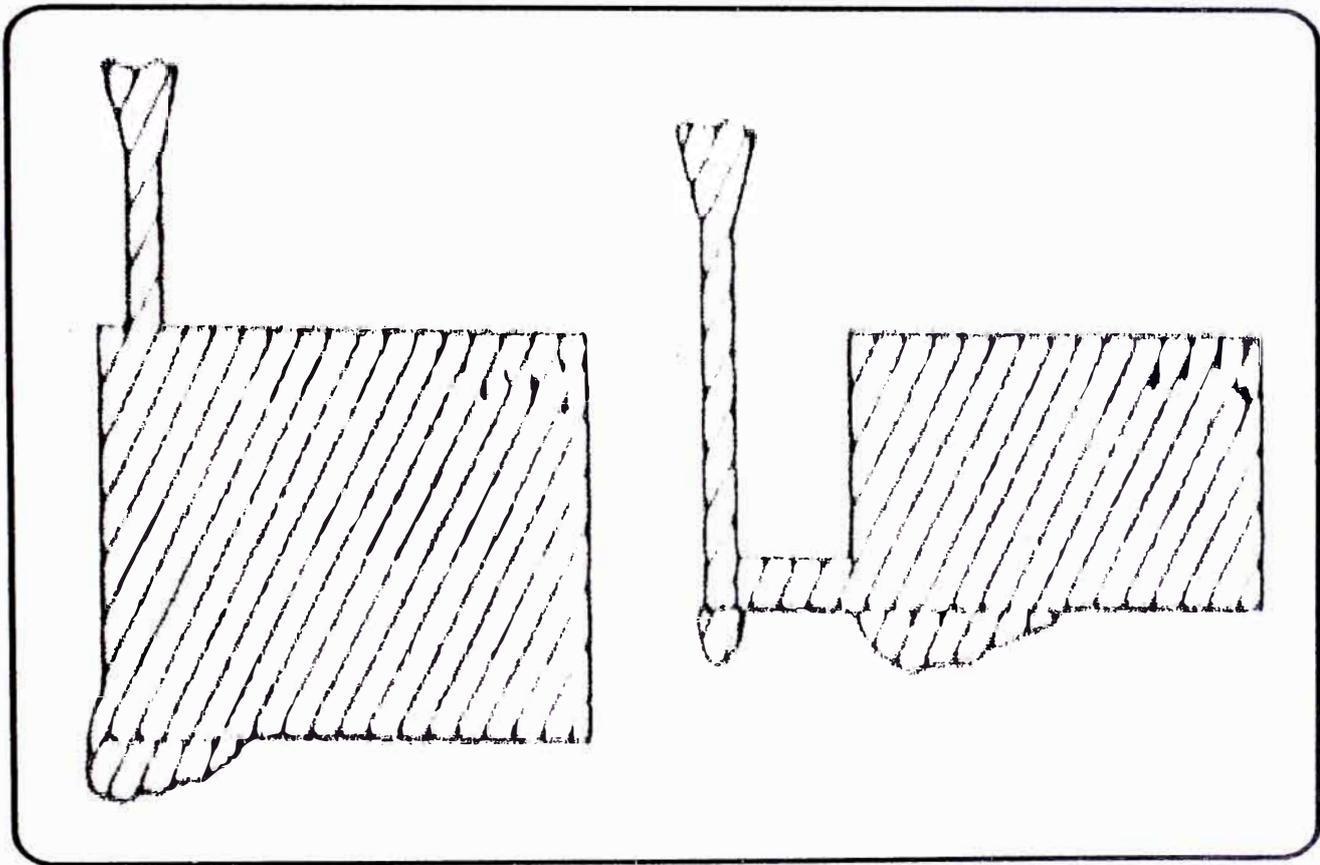


Figura 8.3.- Representación esquemática de las erosiones o arrastres.

metal líquido choque directamente en las esquinas de la arena o en las paredes verticales de la cavidad del molde.

- Usando entradas cerámicas y/o coladores.
- Reforzando las zonas afectadas de las paredes de la cavidad del molde haciéndolas de material refractario, protegiéndolas con un revestimiento resistente.

d) DEFECTO A213 - DEFORMACIONES.- Este defecto se presenta como proyecciones no geométricas sobre las superficies vertical u oblicua de la pieza, en la dirección en que se cierra el molde o en la que se coloca el alma. Generalmente, el defecto puede encontrarse en numerosas áreas de la pieza a menudo combinados con inclusiones de arena.

CAUSAS POSIBLES.- Los defectos A213, pueden originarse durante el cerrado del molde, particularmente cuando existen moldes de grandes proyecciones, cuando las esquinas o superficies del molde friccionan entre ellos produciéndose la rotura de la arena (ver Figura 8.4). Este defecto puede también ocurrir en el cerrado del molde después que se coloca el alma.

REMEDIOS.- Las deformaciones pueden evitarse:

- Si es posible, mejorando el diseño de la pieza, a fin de darle una mayor salida o aumentando el espesor de las paredes.
- Usando adecuados pines de alineamiento o dispositivos que ayuden a posicionar el molde durante el cerrado.

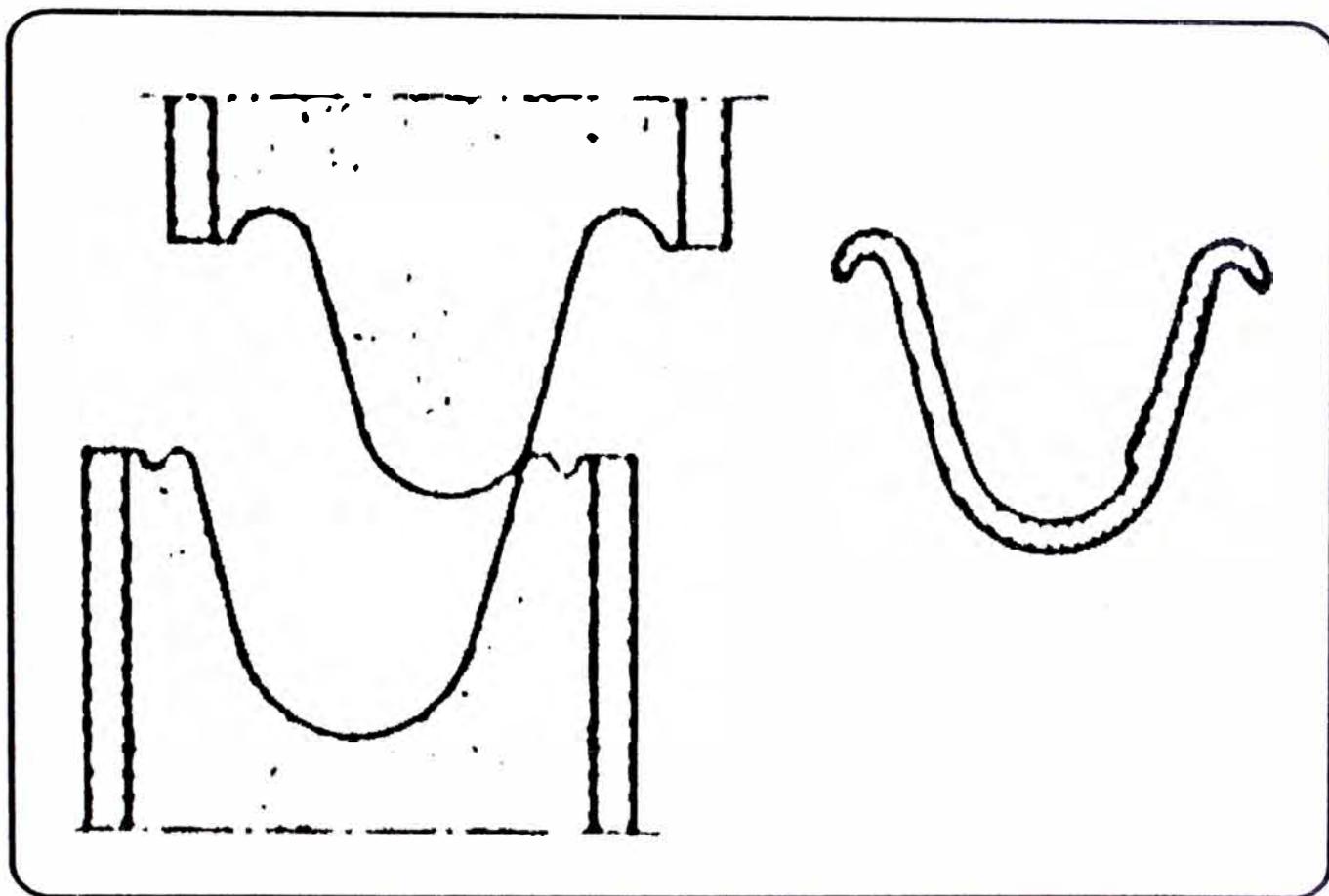


Figura 8.4.- Representación esquemática de las deformaciones o desplazamientos.

- Teniendo muchas precauciones en el cerrado del molde, verificando que no haya ocurrido el frotamiento de las superficies del molde.

e) DEFECTO A311 - SUDOR DEL ESTAÑO Y SUDOR DEL PLOMO.-

En el sudor del estaño o del plomo, la superficie de la pieza más o menos se cubre con una capa delgada de metal blanco. En el caso del plomo, el sudor a menudo ocurre en áreas localizadas a veces de considerable espesor, o en glóbulos, de tamaño de guisantes (ver Figura 8.5). Usualmente, se encuentra solamente en los bronce al estaño y bronce al estaño con alto plomo.

CAUSAS POSIBLES.- Generalmente la presión origina la liberación de los gases disueltos que dan origen a este defecto. De aquí que también puede existir macroporosidades. La contracción de las porciones solidificadas de la pieza pueden también jugar un rol en la formación del defecto.

La contaminación del metal con Si y/o Al, también puede producir el sudor del Sn o Pb. La causa más probable de este defecto es la presencia de una excesiva cantidad de gas, tal como el hidrógeno, disuelto en el metal fundido. El gas disuelto fuerza al estaño o plomo a salir a la superficie durante la solidificación. Las piezas que presentan estos defectos, usualmente tienen fracturas abiertas o descoloridas.

Tanto como el gas disuelto en el metal, el gas que es tomado por el metal fundido en el molde puede producir el sudor.

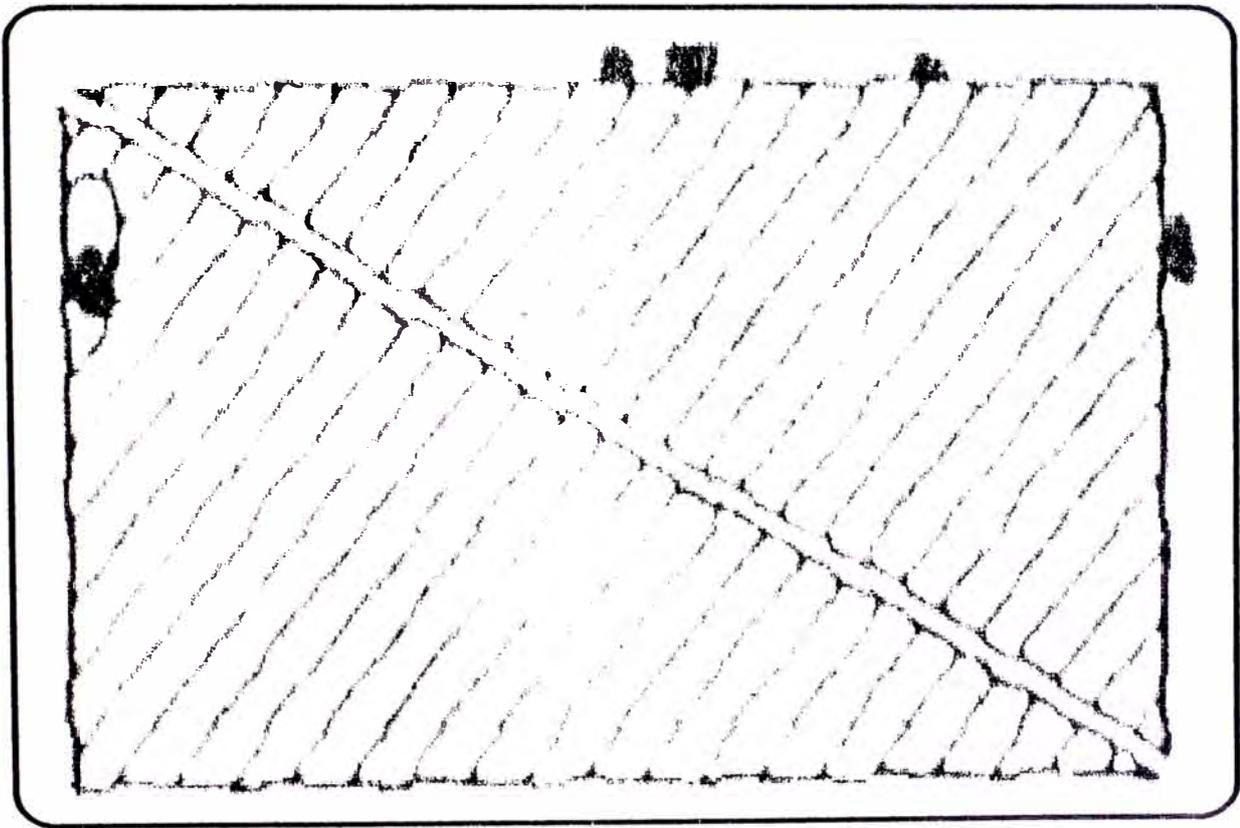


Figura 8.5.- Representación esquemática del sudor del Pb y del San.

REMEDIOS.- Estos defectos pueden remediarse por:

- Cuidadosa clasificación del metal que se esta cargando dentro del horno. Debe ajustarse la composición ya que el sudor del plomo probablemente ocurre en bronce al estaño de alto plomo que contienen de 10 - 25% Pb y Sn por debajo del 5%.
- Fusión en atmósfera oxidante.
- Uso de arenas relativamente secas y de alta permeabilidad, y moldes adecuadamente desfogados.

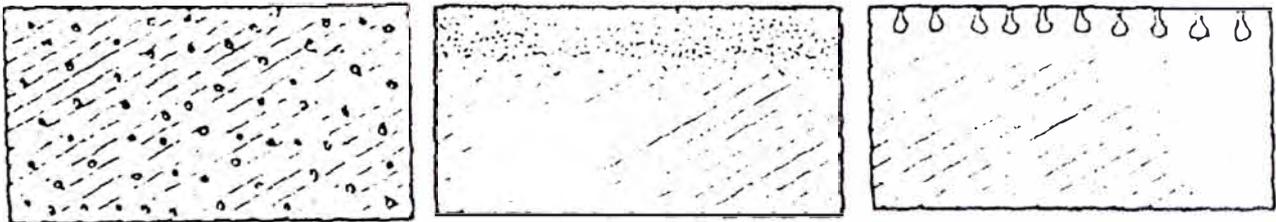
2. CAVIDADES

A) DEFECTO B11 - SOPLADURAS Y PINHOLES.- Estos defectos consisten de cavidades de paredes lisas, esencialmente esféricas, a menudo no están en contacto con la superficie externa de la pieza (sopladuras). Las cavidades más grandes frecuentemente son aisladas, las más pequeñas (pinholes) aparecen en grupos de diversas dimensiones. En casos específicos, la sección de la pieza puede estar salpicada con sopladuras o pinholes. Las paredes interiores de las sopladuras y pinholes pueden ser lustrosas o más o menos oxidadas. Estos defectos pueden aparecer en todas las regiones de la pieza.

CAUSAS POSIBLES.- Las sopladuras y pinholes se producen debido al atrapamiento de gases en el metal durante el curso de la solidificación. Sin embargo, tales gases pueden, también causar otros defectos además del defecto B111.

Endogenous Blowholes and Pinholes

(Internal Origin)



Exogenous Blowholes and Pinholes

(External Origin)

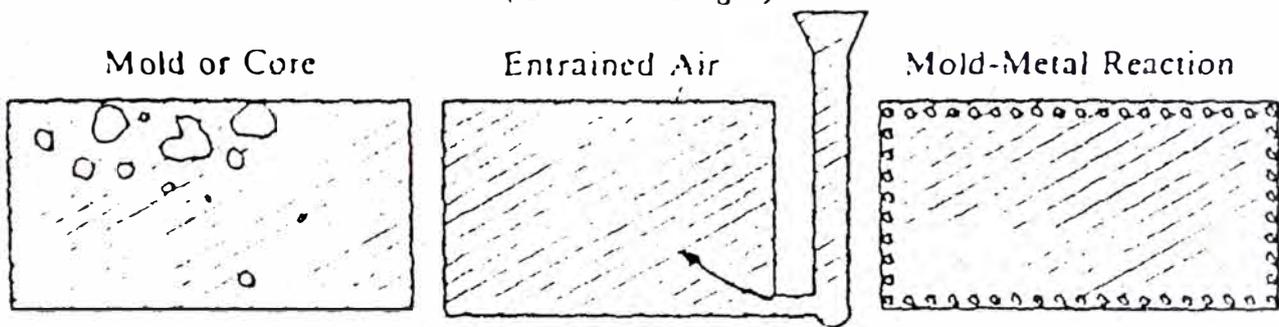


Figura 8.6.- Representación esquemática de las sopladuras y

Las sopladuras o pinholes pueden ser de origen metalúrgico (“bolsas” de gas endógenas) causado por un excesivo contenido de gases en el baño de metal (debido a factores como materiales de la carga, método de fusión, atmósfera, etc.).

Los gases disueltos son liberados durante la solidificación.

Los gases que provienen de los materiales del molde o alma (agujeros o bolsas de gas exógenas) pueden también causar estos defectos. Estos pueden originarse de: excesiva humedad en los moldes o almas; grandes cantidades de gas liberados por los aglomerantes de las almas; excesivas cantidades de aditivos que contienen hidrocarburos; o pinturas y revestimientos que tienden a liberar demasiada cantidad de gases.

Estos defectos también pueden ser producidos por atrapamiento mecánico de gases (bolsas de gas exógenas) debido a: insuficiente evacuación de aire y gases desde la cavidad del molde; insuficiente permeabilidad del molde y alma; o aspiración de aire debido a la turbulencia en el bebedero y canal de colada.

REMEDIOS.- La formación de las sopladuras y pinholes pueden prevenirse:

- Haciendo una adecuada provisión para la evacuación del aire y gas de la cavidad del molde (desfogues).
- Aumentando la permeabilidad del molde y almas.
- Evitando inapropiados sistemas de alimentación.
- Asegurando el adecuado secado de los moldes de arena.
- Controlando los niveles de humedad en el moldeo de arena en verde.

- Reduciendo las cantidades de aglomerantes y aditivos usados o cambiando a otros tipos.
- Usando pinturas y revestimientos que provean una atmósfera reductora.
- Manteniendo lleno el bebedero y reduciendo la altura de vaciado.
- Aumentando la presión estática agrandando el canal de colada y la altura del bebedero.
- Evitando excesivas temperaturas de fusión y usando extremos cuidados en la adecuada fusión, desoxidación y desgasificado.

b) DEFECTO B121 - BOLSAS DE GAS.- La pieza con una bolsa de gas presenta una suave depresión sobre las superficies externas o internas, o bolsas de gas justo bajo la superficie fundida o en secciones gruesas por encima de la cavidad con almas. Las depresiones o agujeros serán descoloridas, a veces negras, color oro o pardo rojizo.

CAUSAS POSIBLES.- Las bolsas de gas pueden originarse por:

- Humedad alta de la arena, en áreas localizadas o arenas con permeabilidades demasiado bajas.
- Insuficiente secado e inadecuada selección de los ingredientes del alma.
- Almas con bajas permeabilidades y ausencia de un adecuado sistema de ventilación o desfuegos.
- Apisonado duro y no uniforme de la arena adyacente al modelo.

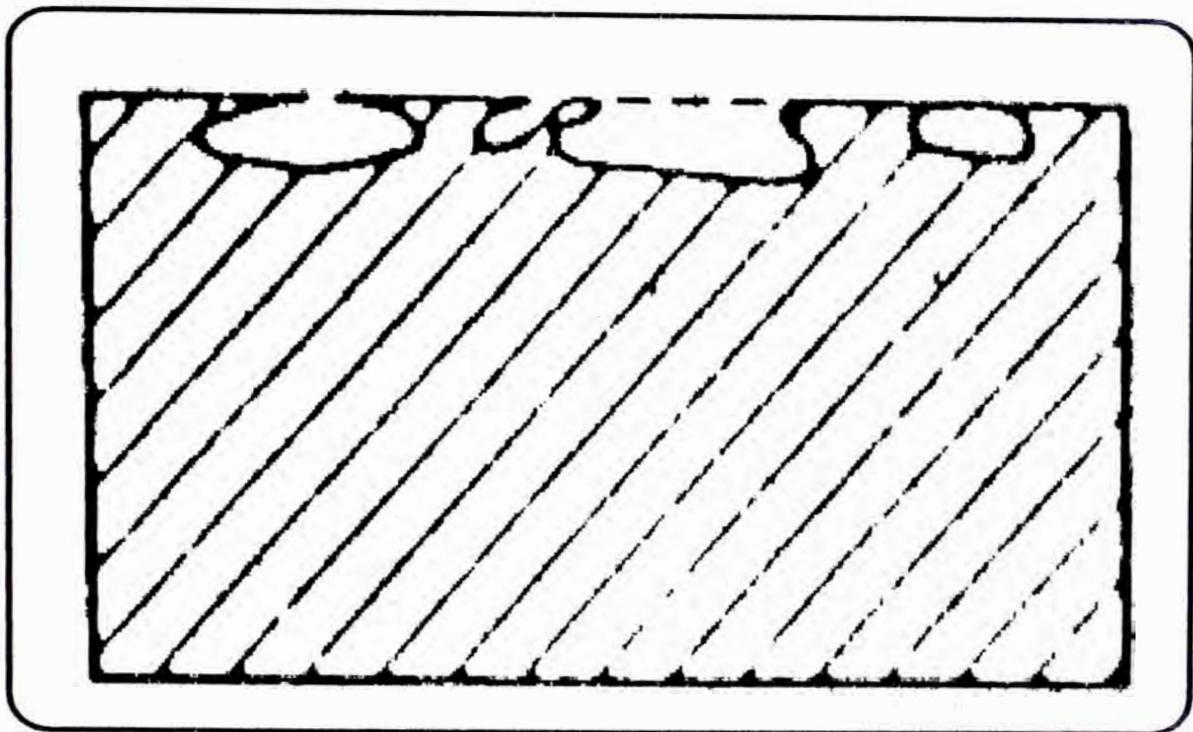


Figura 8.7.- Representación esquemática de las bolsas de gas.

REMEDIOS.- Estos defectos pueden remediarse:

- Controlando y manteniendo la permeabilidad de la arena, en niveles deseables.
- Mezclando adecuadamente la arena para asegurar que todos los ingredientes estén distribuidos uniformemente.
- Secando completamente las almas después del ensamble y la aplicación de las pinturas al alma.
- Colocando desfuegos en el molde en la línea de partición y por encima de las grandes porciones de la pieza, en la tapa del molde, aún cuando la arena tenga relativamente una alta permeabilidad.
- Calentando y secando los enfriadores, alternativamente puede aplicarse un revestimiento seco sobre los enfriadores.

c) DEFECTO B221 - RECHUPES INTERNOS O CIEGOS.- Estos defectos consisten de cavidades internas, generalmente con paredes rugosas, a menudo dendríticas (sin embargo, son lisas en ciertas aleaciones de estrecho rango de solidificación). Estas cavidades son aisladas o dispersadas, sin embargo se localizan en zonas que son las últimas en solidificar o están en contacto con ángulos entrantes de la pieza, almas, entradas o risers. Este defecto es más pronunciado en las aleaciones de estrecho rango de solidificación, tales como los latones amarillos, bronce al manganeso, bronce al aluminio y cobre puro.

CAUSAS POSIBLES.- Las causas principales de los rechupes es la contracción de volumen del metal en el estado líquido a medida que se enfría en el molde hasta la temperatura de solidificación, o a medida que este cambia del estado líquido al

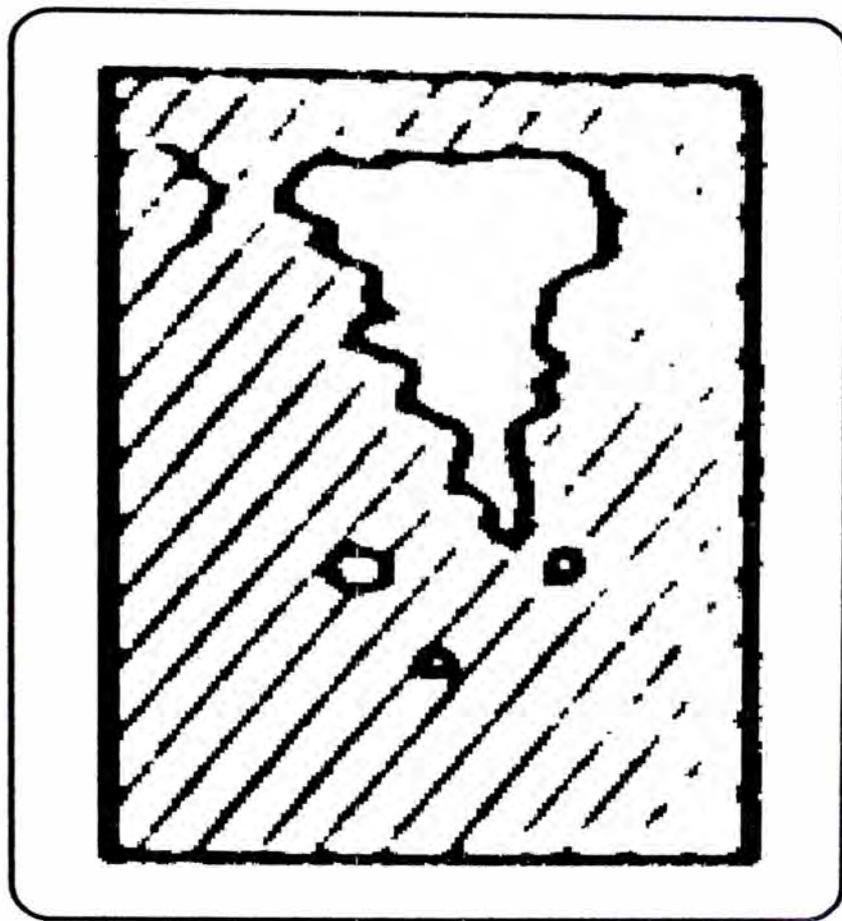


Figura 8.8.- Representación esquemática de los rechupes internos.

estado sólido. Pueden también producir este defecto, la contracción de solidificación y la insuficiente alimentación en las secciones gruesas.

Otros factores auxiliares pueden afectar también el tamaño, apariencia y ubicación del defecto. Estos son:

- Gases despedidos por el molde.
- Deformación de las paredes del molde causado por la expansión debido a la elevada temperatura del molde o a la presión del metal (presión estática o expansión de solidificación).

REMEDIOS.- Incrementando el control en las siguientes áreas puede ayudarse a prevenir la ocurrencia del defecto B221.

Factor del diseño:

- Limitar el diseño al uso de secciones que tengan esencialmente el mismo módulo (V/A) o que las secciones aumenten gradualmente hacia la ubicación del riser (solidificación direccional).
- Modificar el diseño de secciones con la adición del “padding” o rellenos que pueden, si es necesario, eliminarse con el maquinado.

Vaciado:

- Hasta donde sea posible, limitar la temperatura de vaciado a fin de minimizar la contracción líquida del metal.

Sistema de alimentación y risers:

- Usar risers que tengan una suficiente reserva de alimentación de metal líquido, localizados de manera que alimente las secciones que solidifican lentamente y con las debidas consideraciones de la distancia efectiva de alimentación.
- Usar risers con manguitos aislantes o exotérmicos y cubiertos.
- Usar un adecuado número de risers, tomando en consideración las características de alimentación del metal vaciado y el grado de solidez requerido.

d) DEFECTO B222 - RECHUPE DE LA LINEA CENTRAL O AXIAL.- Este defecto consiste de una cavidad o región porosa a lo largo de la línea central de las secciones de la pieza que son semejantes en forma a la placa.

CAUSAS POSIBLES.- Este defecto puede originarse por la capa de metal en contacto con el modelo que solidifica rápidamente en especial en el caso de arena en verde o en molde metálico, con el metal en la línea central de la pieza que solidifica en un tiempo mayor. El metal en la línea central está sometido a los efectos de la contracción líquida y contracción de solidificación.

Este efecto se observa especialmente en aleaciones que se han vaciado a una temperatura demasiado alta para el espesor de la sección en cuestión.

REMEDIOS.- El defecto B222 puede evitarse:

- Bajando la temperatura de vaciado.

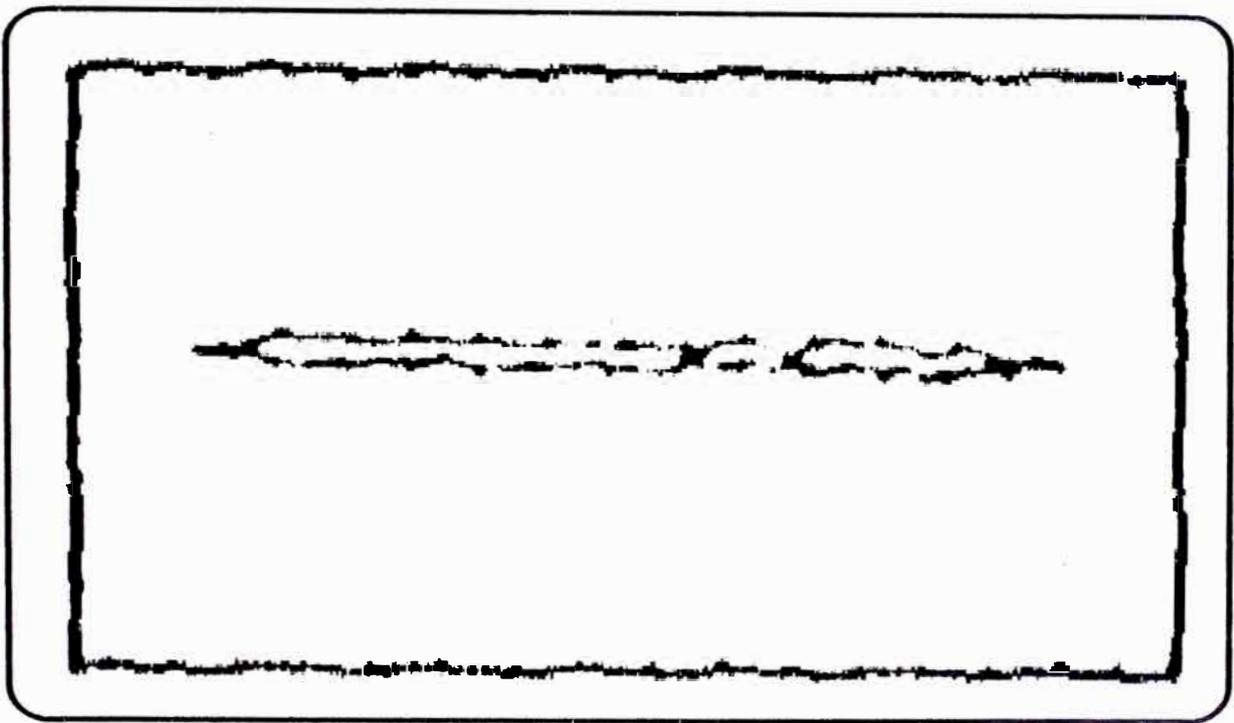


Figura 8.9.- Representación esquemática del rechupe axial.

- No vaciar dentro de un molde permanente que está insuficientemente calentado.
- Inclinando el molde y vaciando lentamente, o inclinando la pieza.
- Observando las reglas que gobiernan la ubicación y tamaño de los risers.
- Usando una aleación que contenga pocas impurezas.

e) DEFECTO B311 MACRORECHUPE, MICRORECHUPE, POROSIDAD DE CONTRACCION Y FUGAS.- El defecto B311 puede revelarse por un ensayo de fuga de presión de las paredes de la pieza o por examen visual, con o sin una lupa, de las secciones de la pieza, fracturadas o maquinadas.

Sobre las superficies fracturadas, el defecto tiene una apariencia esponjosa, dendrítica o en la forma de pequeñas cavidades, superpuestas que presentan una coloración anaranjado marrón. Sobre las superficies maquinadas, pequeñas aberturas espaciadas estrechamente, son aparentes. Este defecto ocurre típicamente en aleaciones con amplio rango de solidificación y particularmente con los latones rojos y semi-rojos y bronces al estaño.

CAUSAS POSIBLES.- El defecto B311 puede ser causado por un cambio de volumen durante la solidificación y ausencia de alimentación en áreas defectuosas (microrechupes).

La liberación de gases durante la solidificación puede también causar este defecto, a partir de gases disueltos en el metal o formado como productos de reacción internas. Debe notarse que este gas tiene el efecto de agrandar el tamaño y/o magnitud de la porosidad de contracción y no tiene la característica del gas

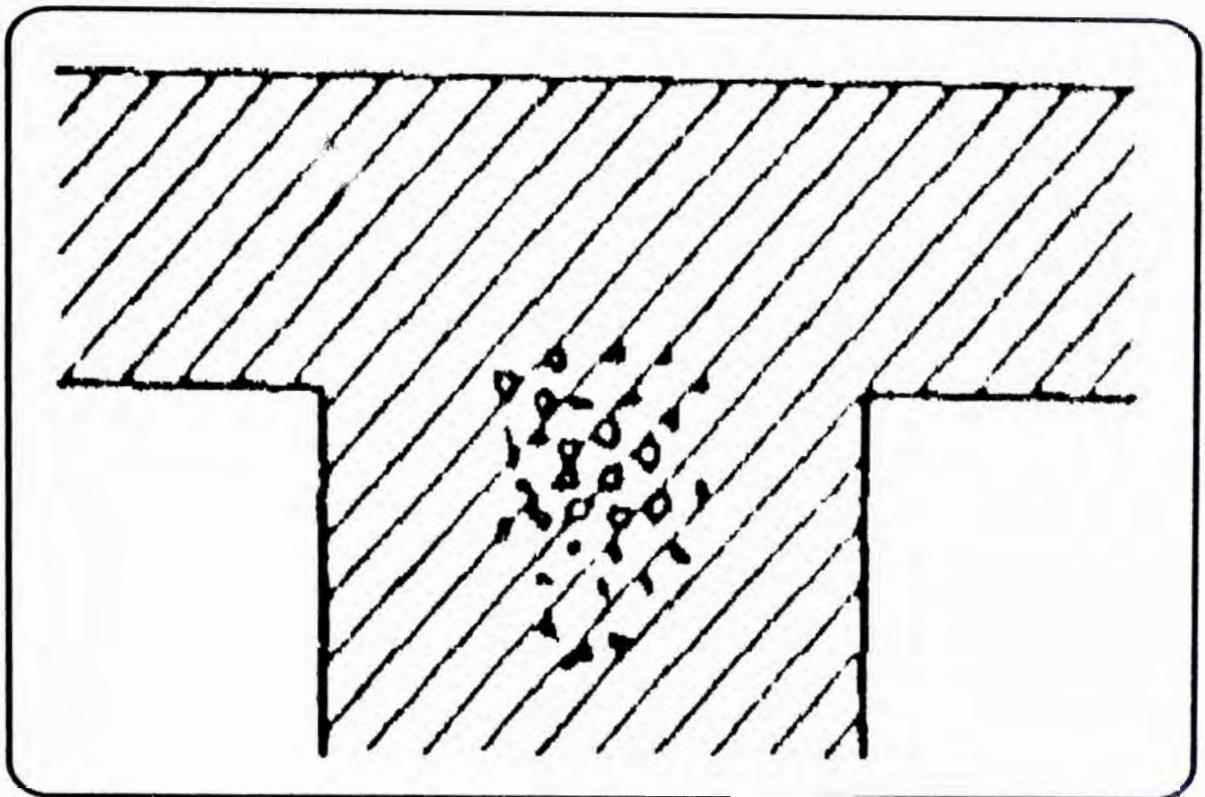


Figura 8.10.- Representación esquemática de las porosidades de contracción.

evolucionado sin acompañar al rechupe (ver el defecto B111). En la práctica la mayoría de las porosidades del tipo B311, es una combinación de gases y contracción de solidificación no alimentada.

Los gases evolucionados o despedidos de los materiales de moldeo por los efectos térmicos o químicos del metal líquido, pueden también causar este defecto.

REMEDIOS.- En vista de que esta porosidad, usualmente es causada por la interacción de gases disueltos y contracción de solidificación, es difícil hacer recomendaciones específicas para los casos generales. Entre las variables que deben investigarse para buscar el remedio, están las siguientes:

- La presencia de tan poco como 0.007 %Al y/o Li en los bronce al plomo originan una fractura descolorida, gruesa, dendrítica, a menudo asociados con fugas. Se requiere una cuidadosa clasificación de los materiales de la carga. La presencia de pequeñas cantidades de hidrógeno más oxígeno, es una principal causa de las estructuras frágiles discontinuas o abiertas.
- La fusión debe realizarse bajo una atmósfera oxidante y debe controlarse los tratamientos de desoxidación y desgasificación para alcanzar un nivel conocido de gas residual.
- Como regla general, las temperaturas de vaciado para las aleaciones de amplio rango de solidificación, deben ser las más bajas posibles sin que se tengan problemas de misruns y uniones frías. Excesivas temperaturas de vaciado no solamente retardan la velocidad de solidificación de la pieza, sino pueden también originar la ganancia de gases de los materiales del molde y las almas, durante el vaciado.

- Los materiales que producen gases, en los revestimientos de las cucharas, fundentes, arenas de moldeo y aglomerantes (especialmente húmedos), deben minimizarse para evitar la contaminación del baño con gases, durante el vaciado.
- Cuando persisten estructuras abiertas, porosas en secciones fundidas que deben ser de metal de bajo contenido de gases, el problema es más probable debido a la contracción de solidificación.

Tales defectos pueden minimizarse colocando enfriadores externos gruesos contra las paredes de la pieza en las secciones afectadas a fin de desarrollar altos gradientes térmicos durante la solidificación.

3. DISCONTINUIDADES

a) DEFECTO C221 - RAJADURAS EN CALIENTE.- Estos defectos consisten de fisuras intercristalinas más o menos profundas de contornos irregulares. A menudo, las rajaduras presentan una estructura fina dendrítica con una superficie oxidada.

Este defecto, por lo general aparece en las secciones de la pieza que solidifican al último, en las que están presentes restricciones, por ejemplo, cambios de sección y ángulos entrantes.

CAUSAS POSIBLES.- Una aleación que solidifica, al alcanzar una temperatura cercana al solidus, está sometida a restricciones o deformaciones. Los esfuerzos resultantes, actúan sobre la sección de la pieza semisólida, produciéndose la formación de una rajadura o “rajadura en caliente”.

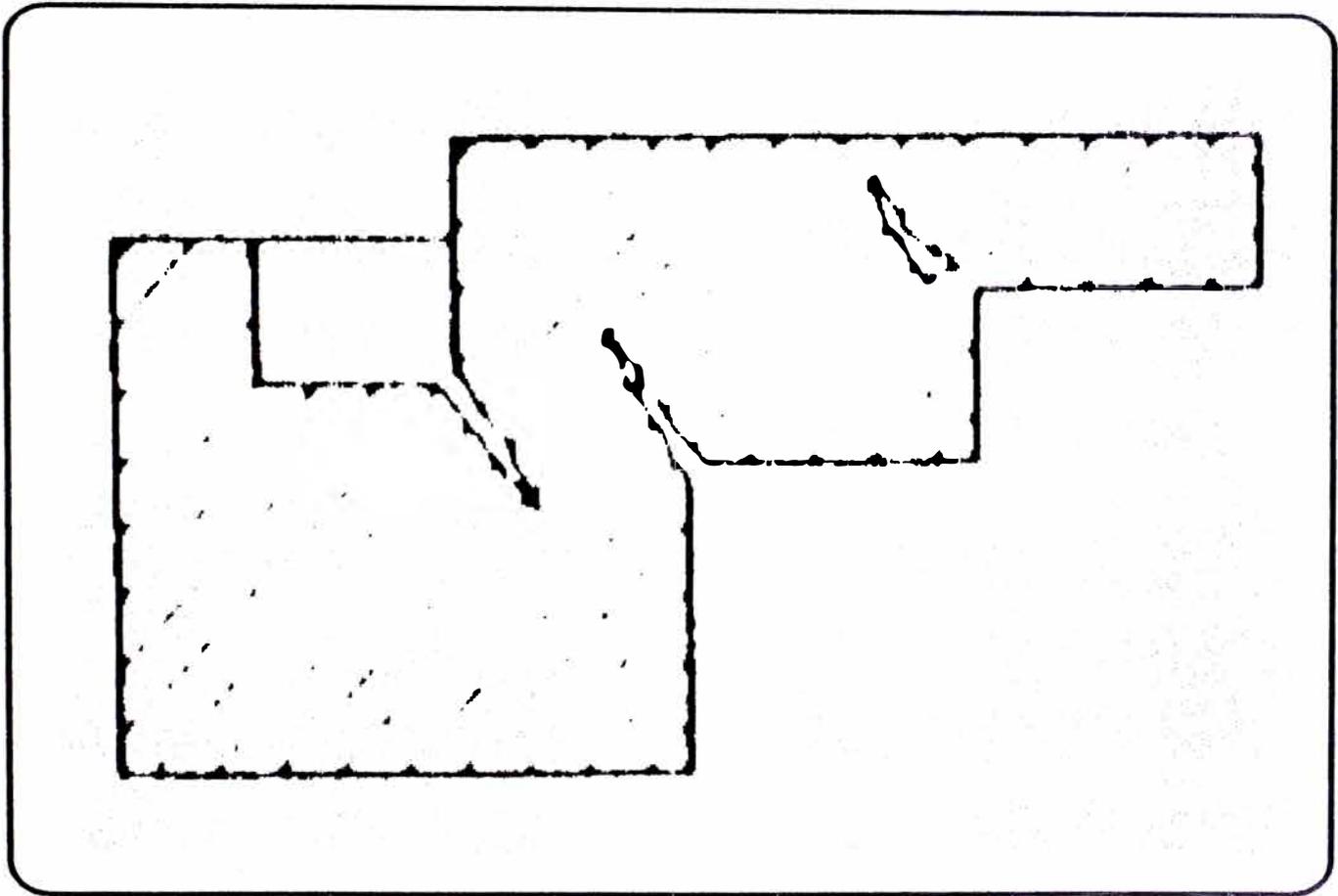


Figura 8.11.- Representación esquemática de las rajaduras en caliente.

En general, la contracción puede ser obstaculizada debido a fallas en el diseño, tales como:

- Grandes diferencias en los espesores de sección.
- Transición abrupta de un espesor a otro.
- Demasiadas ramificaciones, intersección de secciones.

La contracción puede, también ser obstaculizada por moldes y almas excesivamente rígidas o por superficies ásperas del molde (moldes metálicos).

La elongación o deformación del molde calentado de arena o de los componentes metálicos del molde, pueden originar rajaduras en caliente.

Las causas metalúrgicas de las rajaduras en caliente pueden incluir que:

- La aleación que se está vaciando tiene un excesivamente amplio rango de solidificación, que previene el desarrollo de adecuadas resistencias, en áreas sometidas bajo esfuerzos.
- La aleación contiene plomo u otra fase de bajo punto de fusión que permanece líquida en los bordes de grano.

REMEDIOS.- Las rajaduras en caliente pueden prevenirse corrigiendo las diversas causas enlistadas previamente.

Las rebabas de enfriamiento o enfriadores externos pueden colocarse en áreas que estarán sometidas a esfuerzos de tensión y donde puede esperarse que se retarde la solidificación.

b) DEFECTO C311 - UNION FRIA O JUNTA FRIA.- Consiste de una discontinuidad lineal con bordes redondeados. Este defecto tiene una apariencia característica y puede variar en profundidad, extendiéndose parcial o completamente a través de la sección de la pieza. En el caso moderado, el defecto puede consistir tan sólo de un surco poco profundo con bordes redondeados.

La unión fría ocurre sobre superficies amplias de la pieza, en secciones delgadas que son difíciles de llenar o donde 2 chorros de metal convergen en el molde debido a la secuencia del llenado.

CAUSAS POSIBLES.- Las uniones o juntas frías pueden producirse por:

- Insuficiente fluidez y metal oxidante.
- Vaciado lento o interrumpido.
- Insuficientes desfuegos.
- Fusión incompleta de 2 chorros de metal en la fundición inyectada. (los 2, a menudo presentan diferentes estructuras debido a la diferencia en las velocidades de enfriamiento).

REMEDIOS.- Para evitar el defecto C311, pueden tomarse los siguientes pasos:

- Vaciar a altas temperaturas.
- Aumentar la fluidez de la aleación.
- Incrementar la velocidad de llenado del molde, cambiando el sistema de alimentación.
- Mejorando el sistema de desfuegos o ventilación del molde.

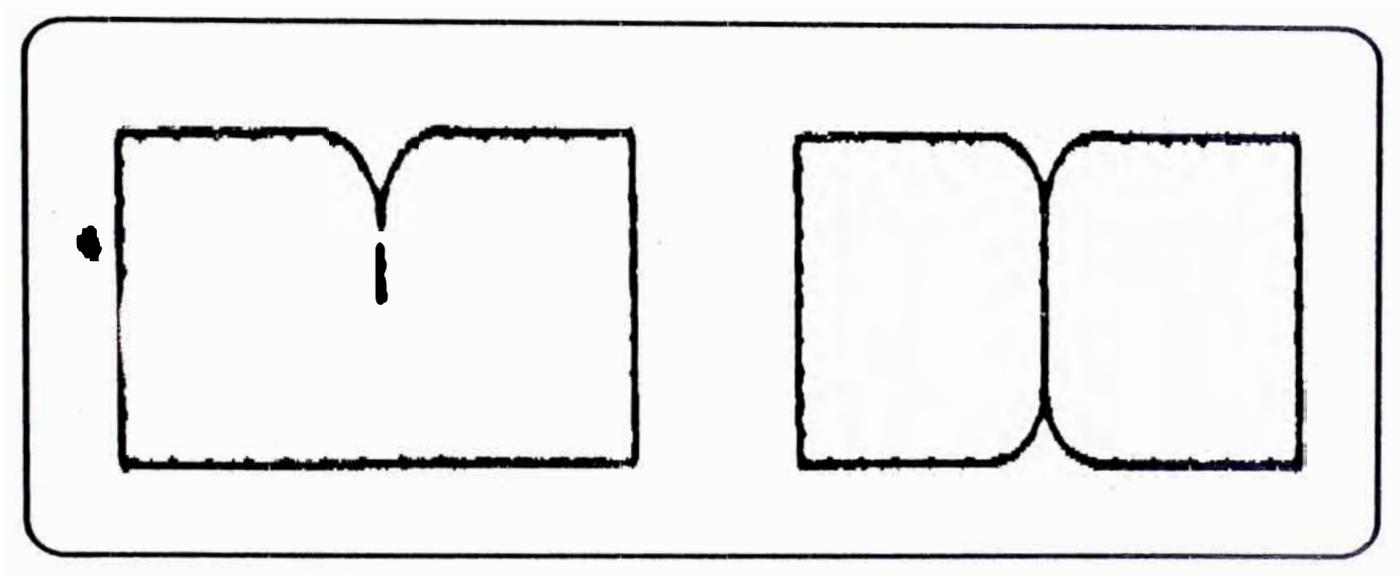


Figura 8.12.- Representación esquemática de la unión fría.

4. DEFECTOS SUPERFICIALES

a) DEFECTO D132 - COLA DE RATA.- Consiste de un surco poco profundo que, usualmente aparece solo en las superficies horizontales de la pieza.

A menudo, ocurre como una depresión irregular de hasta 5 mm., con un borde de ángulo agudo por debajo del cual puede alojarse la arena.

Las colas de rata, a menudo se extienden desde la ubicación de las entradas, delineando el modelo del flujo de metal en el molde, y menos frecuentemente están interconectadas en un modelo ramificado. En arenas con una fuerte tendencia hacia este tipo de defecto, las colas de rata pueden también estar acompañadas por defectos de expansión de las arenas más severas, tales como los bucles y darts.

CAUSAS POSIBLES.- El calor del chorro de metal fundido causa la formación de una zona de condensación húmeda, en la arena justo debajo de la superficie. La expansión de la sílice produce el pandeo y separación de la costra de arena en la capa húmeda. Debido a su volumen incrementado, la costra se extiende al interior en los bordes del chorro.

Debido a que los bordes de la arena no son aplanados con el metal después que se llena el molde, ellos forman surcos conocidos como colas de rata.

REMEDIOS.- Para evitar la formación de las colas de rata, pueden usarse los mismos remedios empleados para evitar las darts.

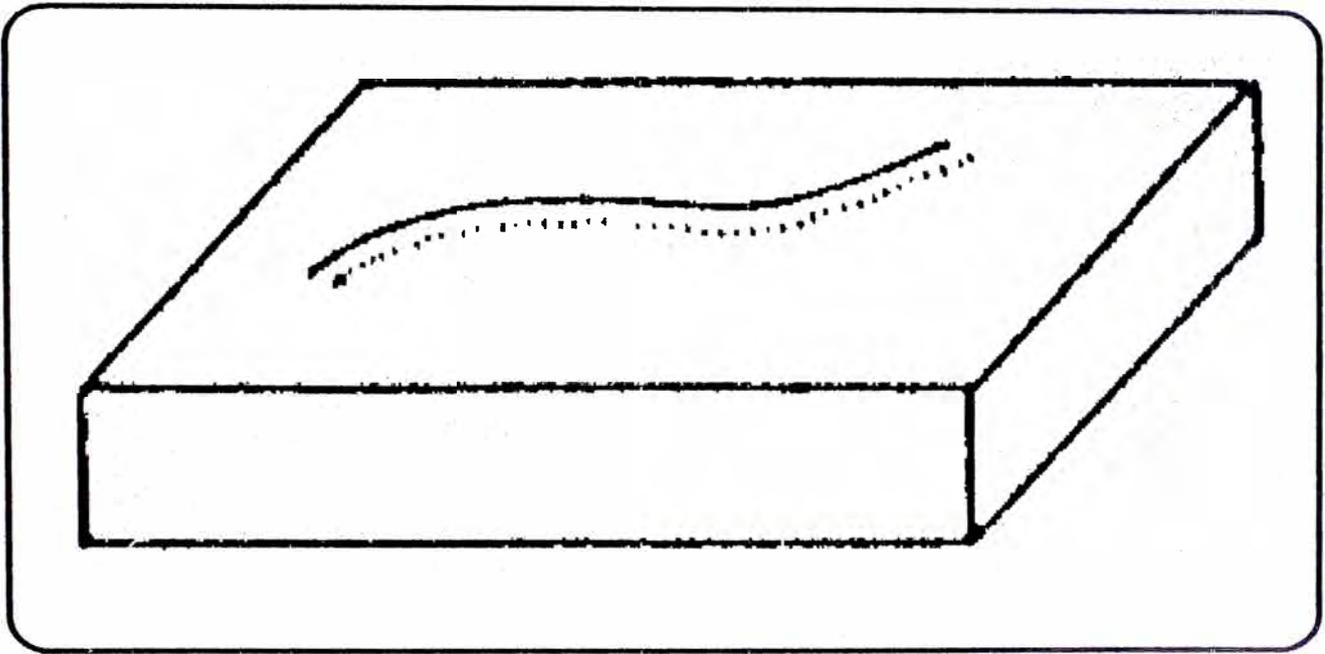


Figura 8.13.- Representación esquemática de las colas de rata.

b) DEFECTO D141 - DEPRESIONES SUPERFICIALES O ARRUGAS.-

Consiste de depresiones en la superficie de la pieza en secciones gruesas de metal (intersecciones, etc.). La superficie de estas depresiones es, generalmente no diferente de aquellas de otras áreas.

Estas depresiones, a menudo aparecen en secciones gruesas de la pieza, y algunas veces en el fondo de una cavidad de rechupe interno y área porosa.

CAUSAS POSIBLES.- La contracción de solidificación en ubicaciones tales como secciones gruesas que solidifican lentamente, puede ser una causa del defecto D141.

Estos defectos ocurren con más frecuencia en aleaciones de amplio rango de solidificación, donde la presión atmosférica derrumba la superficie pastosa previo a la completa solidificación.

REMEDIOS.- La formación de estos defectos pueden prevenirse:

- Modificando el diseño de la pieza y evitando cambios abruptos en las secciones.
- Ahusando las secciones adyacentes para obtener la solidificación direccional.
- Añadiendo risers, entradas suplementarias o enfriadores que aseguren la adecuada secuencia de solidificación y alimentación.
- Controlando la temperatura del molde y del metal, en la fundición inyectada, tanto como la velocidad y presión de inyección.

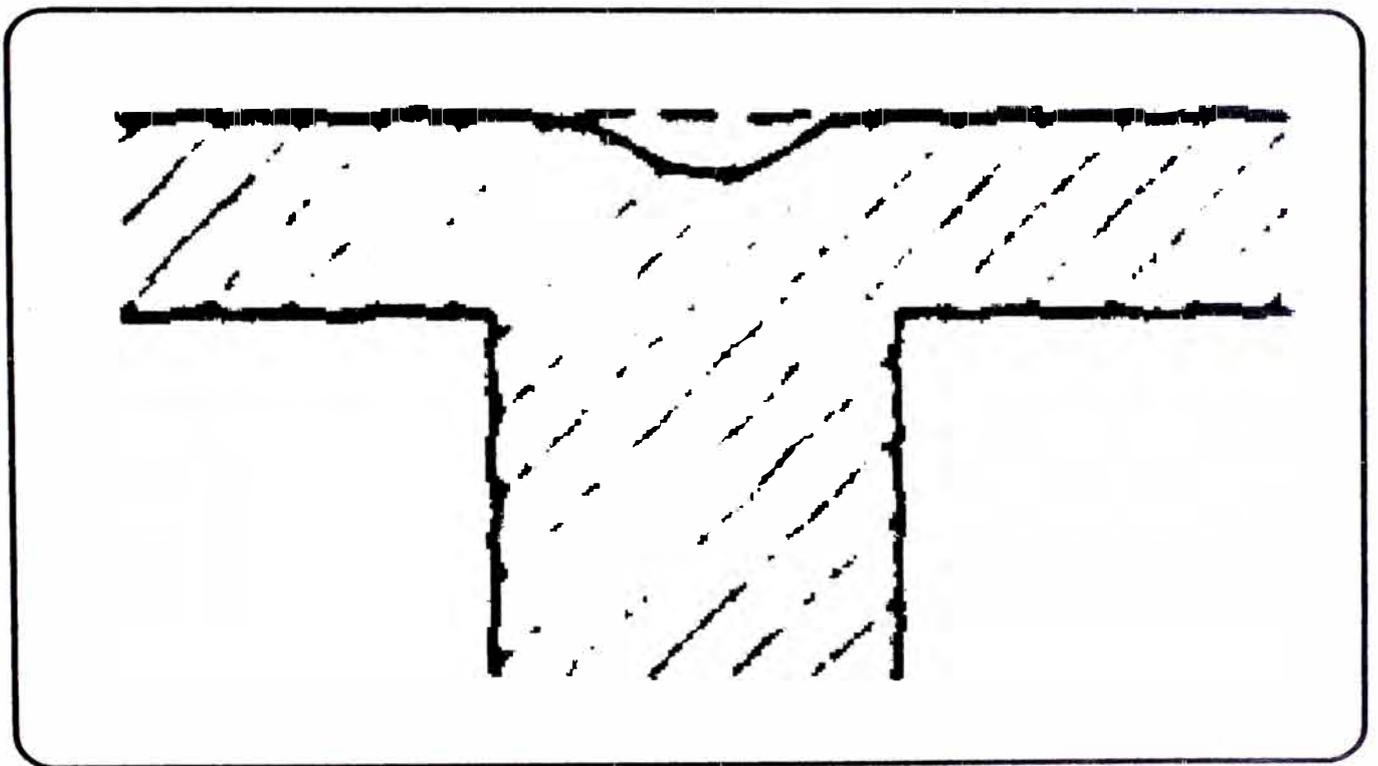


Figura 8.14.- Representación esquemática de las depresiones superficiales.

c) DEFECTO D221 - QUEMADO O ADHERENCIA.- Este defecto consiste de una costra de arena fuertemente adherida sobre la pieza, la cual no puede eliminarse por un ciclo normal de limpieza por soplado, sino que requiere el esmerilado. Este defecto se localiza en las partes más calientes de la pieza.

CAUSAS POSIBLES.- El quemado puede originarse por:

- Apisonado inadecuado.
- Excesiva presión metalostática (carga).
- Excesiva temperatura de vaciado.
- Arena demasiado gruesa.
- Alta fluidez del metal (excesivo fósforo residual).

REMEDIOS.- La formación del quemado puede prevenirse:

- Asegurando una adecuada y uniforme densidad de apisonado de las arenas.
- Considerando el uso de pinturas para el molde y las almas, cuando exista una excesiva carga de presión o una arena demasiado gruesa (las aleaciones de cobre con alto plomo son más propensas a esta).
- Ajustando la temperatura de vaciado para minimizar el sobrecalentamiento.
- Manteniendo el fósforo residual a un nivel mínimo, para evitar la reacción de no solidez en la pieza (0.03% para piezas delgadas y menos en piezas gruesas).

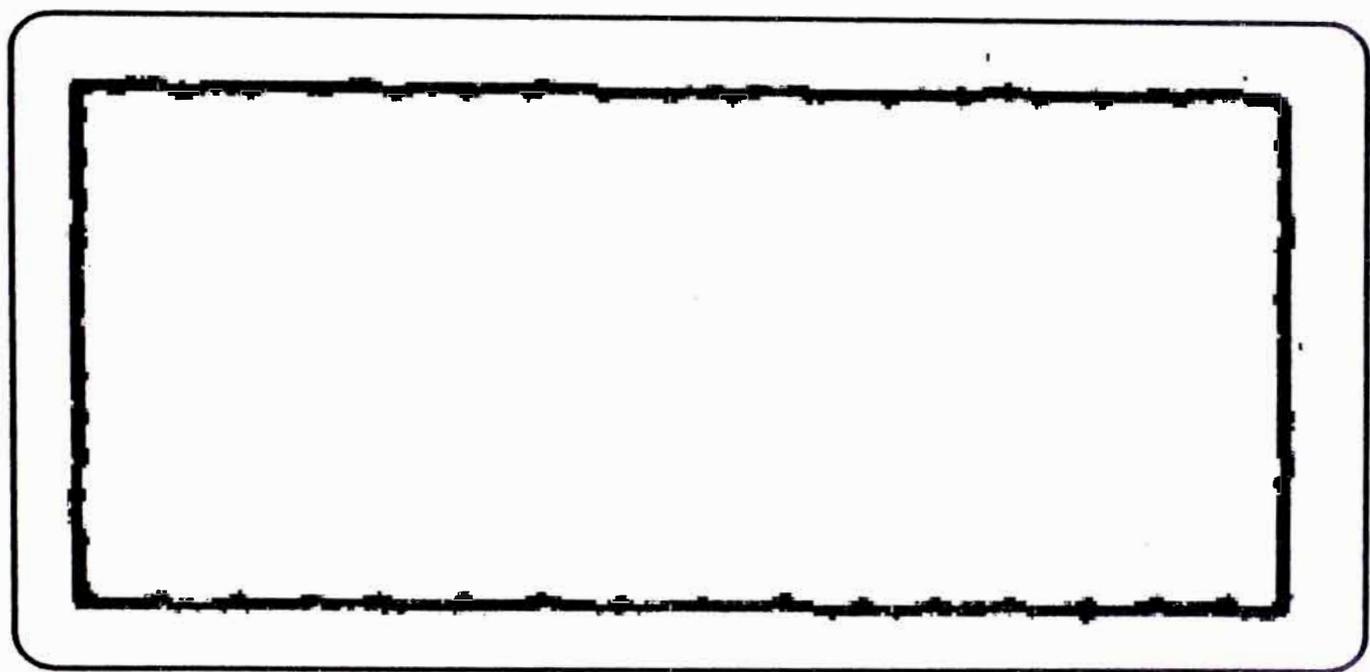


Figura 8.15.- Representación esquemática del quemado o adherencia de la arena.

d) DEFECTO D223 - PENETRACION DE METAL.- Este defecto consiste de una proyección de forma geométrica no particular, comprendido de una mezcla íntima de arena y metal que tiene una apariencia esponjosa y fuertemente adherida a la pieza. Esto generalmente ocurre en zonas donde la arena está más caliente (almas, secciones cóncavas) y es la de menor densidad.

CAUSAS POSIBLES.- En general, los factores que causan la penetración de metal son los mismos que aquellos que originan el quemado (defecto D221).

La penetración de metal representa las condiciones extremas y a menudo producen piezas que no pueden ser económicamente recuperadas. Este defecto es más predominante en aleaciones altas en plomo y/o fósforo, fundidas en secciones gruesas.

REMEDIOS.- Para prevenir la penetración de metal se aplican los mismos remedios que aquellos usados para la prevención del defecto D221.

e) DEFECTO D231 - DARTAS.- Este defecto consiste de proyecciones metálicas irregulares de varios mm. de espesor, generalmente con bordes agudos, paralelos a la superficie de la pieza, y teniendo superficies muy ásperas. Ellos están, generalmente unidos a la pieza solo en unos pocos puntos. La superficie de la pieza por debajo del defecto presenta una depresión que es de la forma y espesor de la darta. Las verdaderas dartsas pueden separarse con un cincel; sin embargo, las áreas de unión a la pieza permanecen evidentes y persiste la depresión subyacente.

Usualmente, una darta verdadera se forma sobre la superficie horizontal superior del molde (darta superior) o en la superficie horizontal inferior del molde

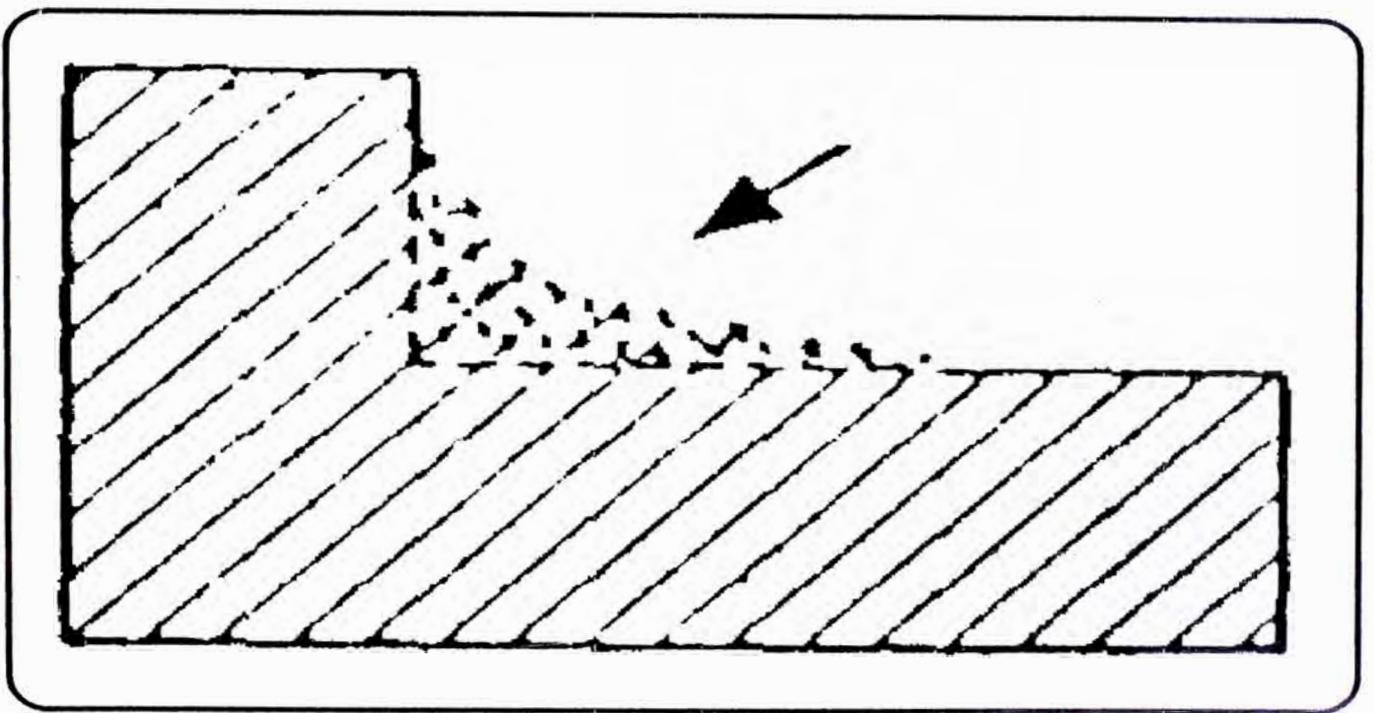


Figura 8.16.- Representación esquemática de la penetración de metal.

(darta inferior). Las dartsas se presentan con menos frecuencia sobre las paredes laterales.

CAUSAS POSIBLES.- Analizaremos los 2 tipos de dartsas:

- **Darta Superior.-** La formación de esta darta puede involucrar la aparición de una zona de condensación húmeda de baja resistencia (Gráfico 1 de la Figura 8.17), seguido por la formación de una costra de arena seca cuya expansión es restringida por los esfuerzos de compresión en las paredes del molde (Gráfico 2 de la Figura 8.17). La presión, fuerza a esta costra contra la arena de contacto, causado por el arribo del metal líquido, lo que origina la rotura de la costra (Gráfico 3). El metal líquido se infiltra detrás de la costra formando una capa delgada de metal que comprende la darta. Si tal infiltración no ocurre, el defecto en su lugar será un bucle.

También puede formarse una darta en filetes, cuando aparece una zona de condensación de baja resistencia (Gráfico 1 de la Figura 8.18), seguido por la formación de una costra de arena seca cuya expansión no es restringida por los esfuerzos de compresión en las paredes del molde (Gráfico 2 de la Figura 8.18). La costra no se rompe, sin embargo se separa a medida que se expande y se proyecta dentro de la cavidad del molde en un borde. El metal se infiltra en la cavidad detrás de la costa (Gráfico 3) originando unas proyecciones planas que se extienden desde la esquina (darta en filetes).

- **Darta inferior.-** Esta darta se forma cuando un chorro de metal ingresa a la cavidad del molde causando la rápida formación de una zona de condensación húmeda de baja resistencia (gráfico 1 de la Figura 8.19). Luego, con una suficiente

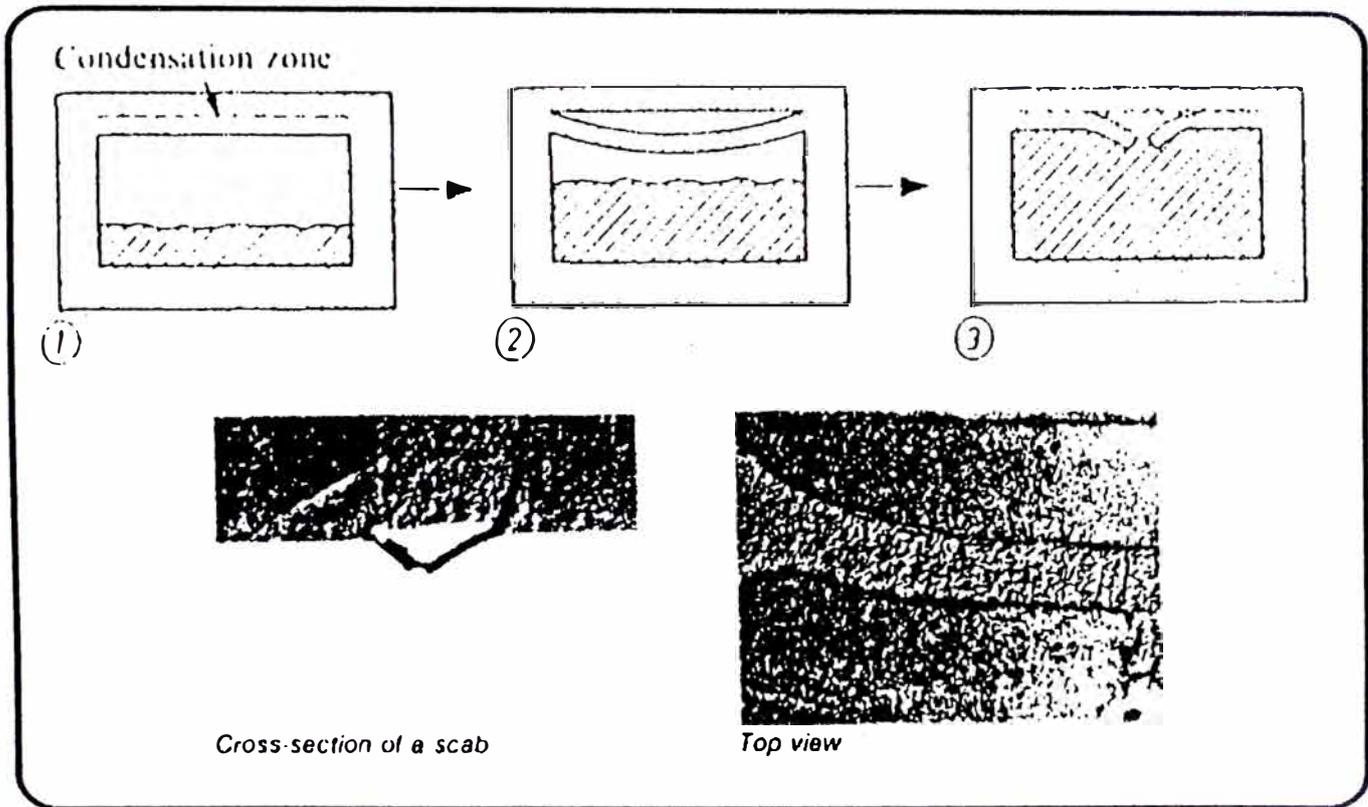


Figura 8.17.- Formación de una darta.

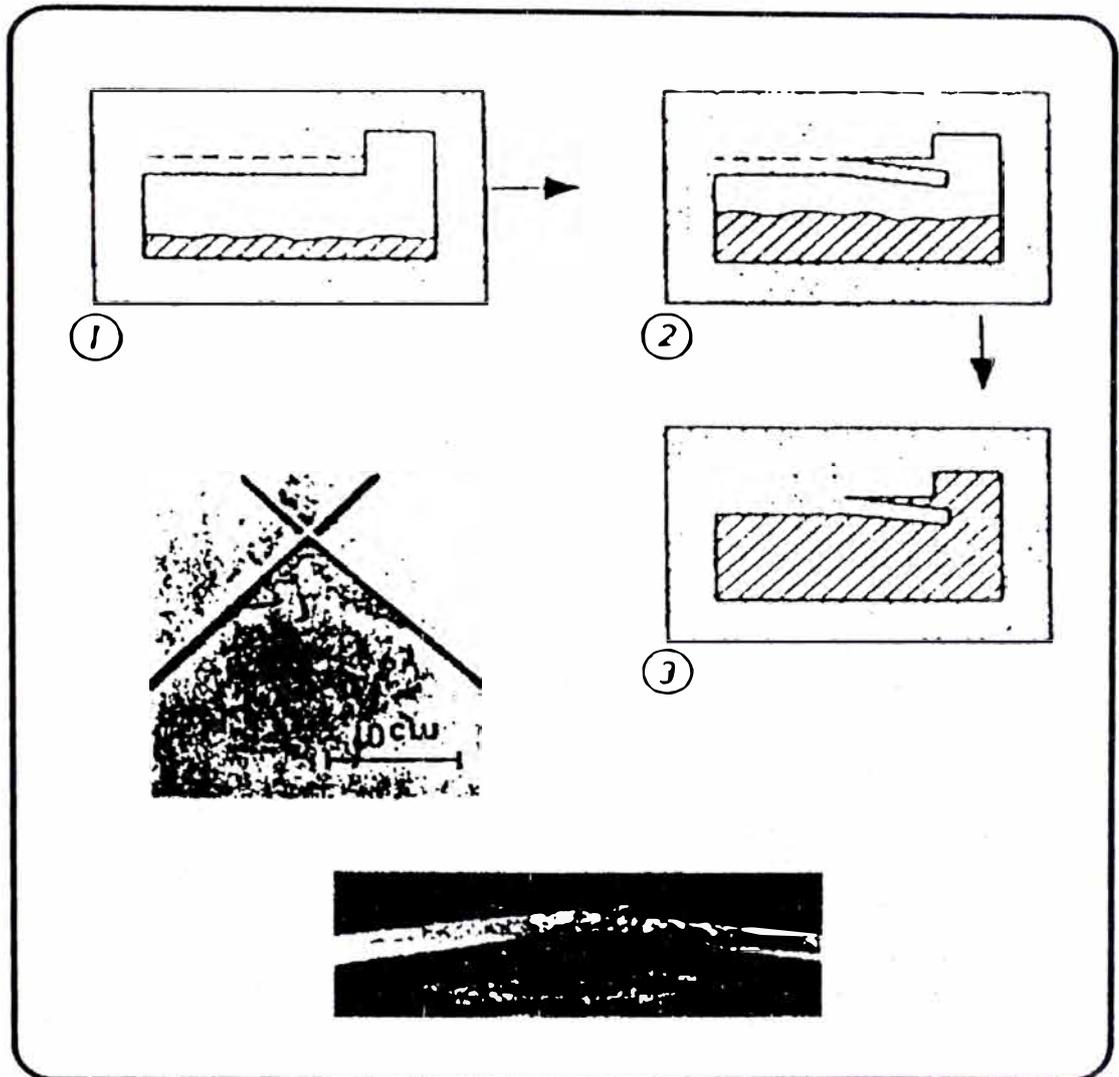


Figura 8.18.- Formación de una darta en filetes.

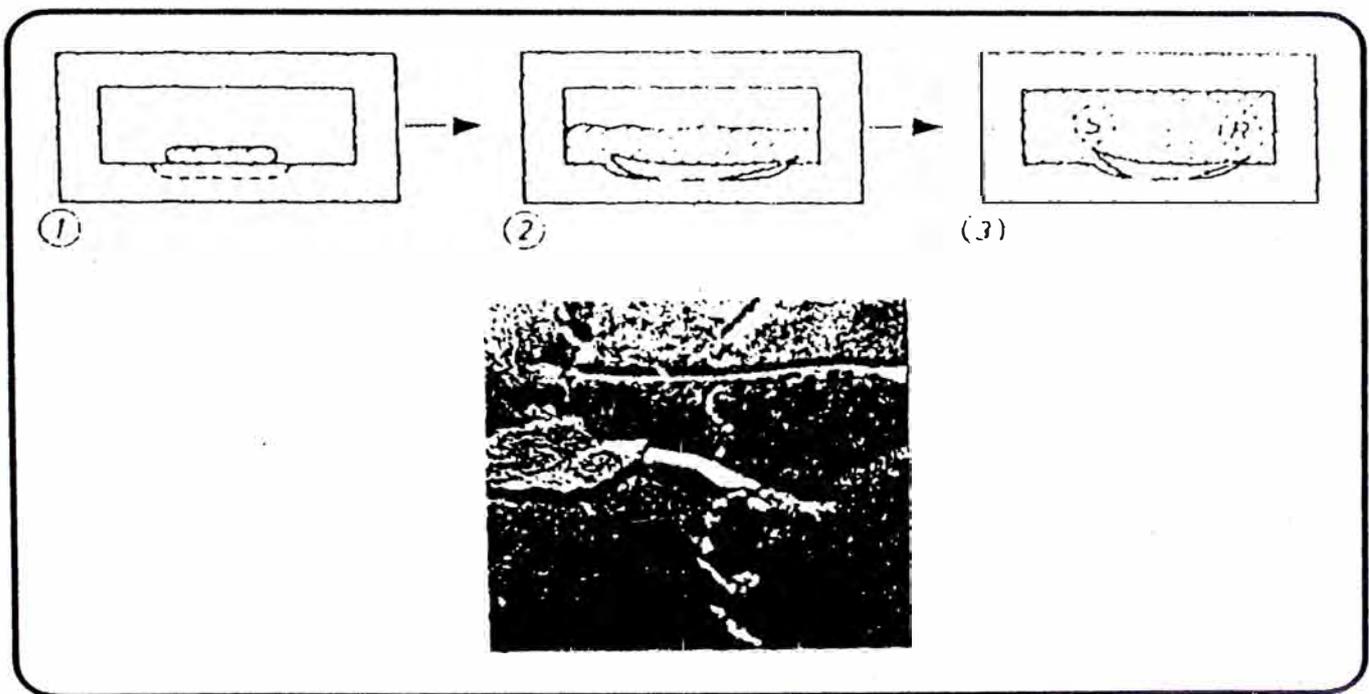


Figura 8.19.- Formación de una darta inferior.

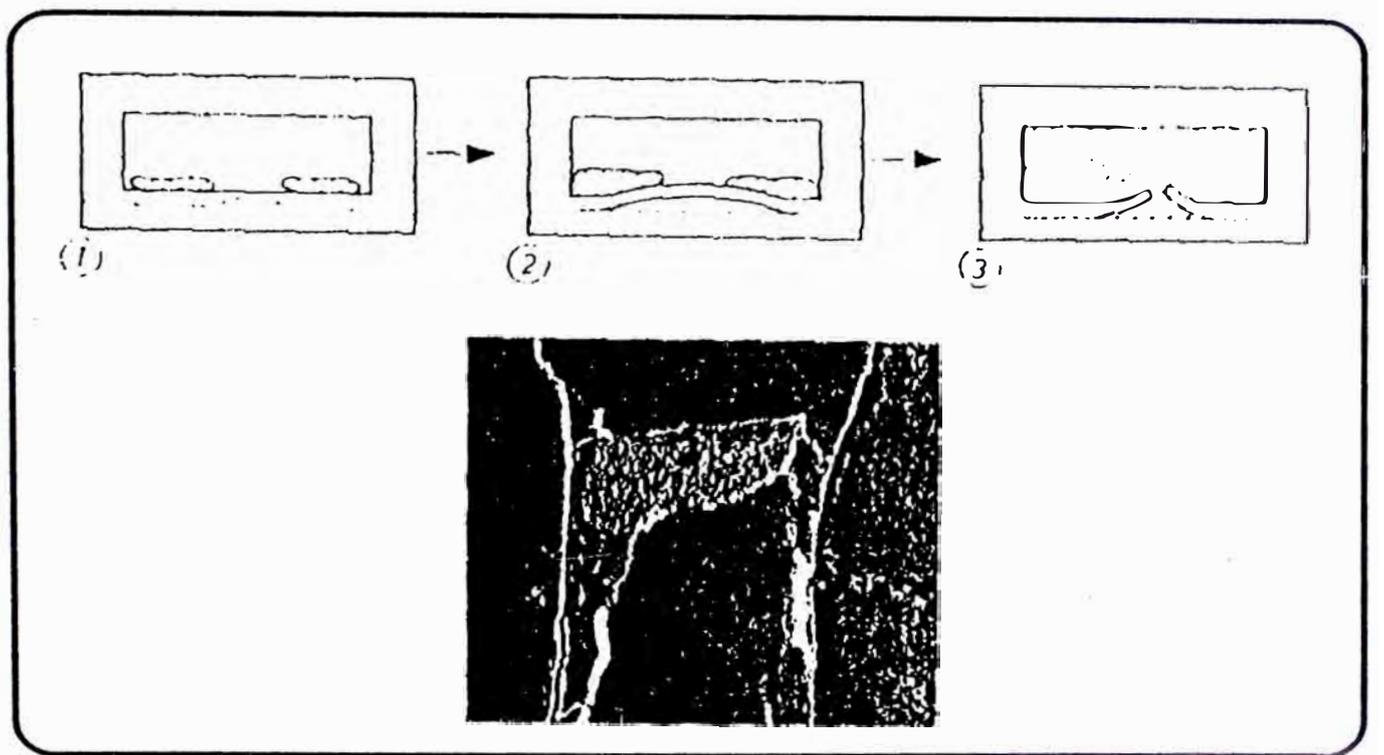


Figura 8.20.- Otra forma de darta inferior.

alta restricción en las paredes del molde debido a los esfuerzos de compresión, se produce una costra de arena seca cuya formación está confinada a las regiones a lo largo de la longitud de esta zona.

Una posibilidad es que la costra no se separe completamente de la arena de relleno. A causa de la expansión de la sílice, la costra se corta hacia la región adyacente a las paredes del molde (Gráfico 2 de la Figura 8.19).

Los bordes de la costra se elevan, causando la formación de las colas de rata o, si los bordes se elevan lo suficientemente para permitir la infiltración de metal por debajo de la costra, se formarán las darts.

Otra posibilidad es que la costra se forme y se eleve entre 2 chorros paralelos de metal líquido (Gráficos 1 y 2 de la Figura 8.20), y luego son comprimidos por el flujo continuado de metal dentro del molde. Si la costra no se rompe, existirá tan sólo una ligera depresión superficial sobre la pieza. Si la costra se rompe sin penetración de metal, el defecto será un bucle (D131); si hay penetración se producirá una darta (Gráfico 3).

REMEDIOS.- Para inhibir la formación de darts, puede procederse de la siguiente forma:

Minimizar la formación de zonas de condensación débiles:

- Aumentando el contenido de aglomerante en la arena verde.
- Reemplazando las bentonitas cálcicas con una mayor proporción de bentonita sódica, la cual tiene una mejor resistencia en caliente.
- Reduciendo la temperatura del sistema de arenas.
- Reduciendo la humedad de la arena.

- Mejorando el mezclado de la arena.

Reducir los esfuerzos de compresión en las superficies del molde:

- Diseñando un sistema de alimentación que proporcione un llenado del molde, rápido y más uniforme.
- Eliminando los excesivos finos de la arena, aumentando la permeabilidad.
- Usando aditivos o agentes que amortiguen en la arena los efectos de la expansión de la sílice.
- Reemplazando la arena sílice con otras arenas especiales (olivino, zircón) que tengan menores coeficientes de expansión que el de la arena sílice.
- Donde sea posible realizar cambios de diseño que minimizen la presencia de filetes agudos o amplias superficies planas sobre la base o tapa del molde.

5. PIEZAS INCOMPLETAS

a) DEFECTO E121 - MISRUN.- Cuando se presenta un misrun, una porción de la pieza desaparecerá, usualmente sobre la superficie superior o en zonas remotas del área de entrada. Los bordes que rodean a la porción ausente, son redondeados. Generalmente, las superficies adyacentes son lustrosas.

CAUSAS POSIBLES.- Los misruns pueden producirse por:

- Sistema de alimentación.
- Propiedades de las arenas (alta humedad, baja permeabilidad).
- Baja fluidez y metal oxidado.

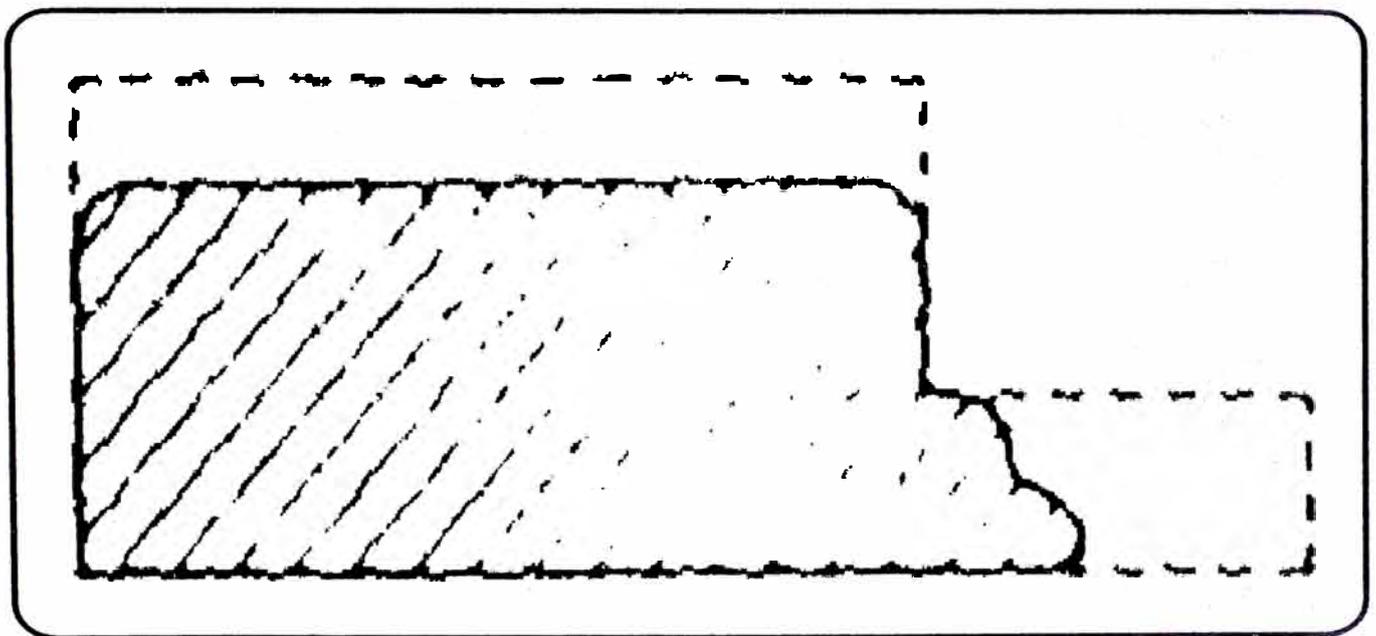


Figura 8.21.- Representación esquemática del misrun.

- Temperatura de vaciado inadecuada.
- Mala técnica de vaciado.
- Gases producidos por las almas (contrapresión).

REMEDIOS.- Para inhibir la ocurrencia de los misruns, la altura de la tapa del molde debe incrementarse a fin de que el metal en el bebedero esté sustancialmente por encima del nivel más alto de la pieza, en el molde. El sistema de alimentación, bebedero - canales de colada - entradas, debe permitir el libre flujo suave de metal dentro de la cavidad del molde.

La alta humedad en las arenas de moldeo tiene una tendencia a enfriar el metal líquido que previene el flujo a los extremos de la cavidad del molde. Las arenas con baja permeabilidad y/o apisonado duro previene la salida de los gases generados, con lo cual origina una contrapresión que evitará el completo llenado del molde con el metal líquido.

La adecuada clasificación de los materiales de la carga prevendrá la ganancia de cualquier impureza perjudicial que puede ocasionar la lentitud del llenado. Una práctica adecuada de desoxidación y escoriado producirá un metal más fluido.

Para una pieza específica, cada aleación tiene un rango definido de vaciado. El primer y último molde vaciados, deben estar dentro de este rango. Si los últimos moldes vaciados contienen un alto porcentaje de misruns, será ventajoso reducir el número de moldes vaciados por cuchara o crisol.

El bebedero debe mantenerse lleno durante todo el vaciado para asegurar que el sistema de alimentación este controlando el flujo de metal.

6. INCLUSIONES O ANOMALIAS ESTRUCTURALES

a) DEFECTO G121 - INCLUSIONES DE ESCORIA, OXIDOS O FUNDENTES.- El defecto G121 consiste de inclusiones no metálicas de forma irregular, semejantes a la escoria o dross formado en el horno de fusión a cuchara de vaciado. Las inclusiones pueden presentarse ya sea sobre la superficie de la pieza (donde a veces, parcialmente son eliminados durante la limpieza, dejando cavidades irregulares), o dentro de las paredes de la pieza (detectables solamente en la fractura, radiografía o maquinado).

En casos especiales (superficie “agusanada”, zinc “agusanado”) la superficie de la pieza, usualmente en la vecindad de la entrada, presenta depresiones irregulares, poco profundas pero alargadas, y similar en apariencia a la huella de las lombrices en el lodo. A menudo, se ve en el desmoldeo que estas depresiones se llenan con un depósito de óxido de zinc y algunas veces se asocian con una deficiente estructura de la fractura. Tales superficies “agusanadas” usualmente se encuentran en los latones rojos y semirojos o latones amarillos.

CAUSAS POSIBLES.- El origen de las inclusiones no metálicas pueden ser la escoria o dross formado en el horno de fusión o crisol, por la oxidación del metal, con o sin la reacción con el material siliceo presente en la carga o las paredes del horno. Otras fuentes pueden ser fundentes o materiales de la cubierta usados en la fusión, o los productos de la desoxidación con el cobre fosforoso, etc..

Tales materiales, a menos que se eliminen cuidadosamente antes del vaciado, pueden ser atrapados en el chorro de metal durante el vaciado. Si ellos no son atrapados dentro del bebedero o los canales de colada, pueden ingresar a la cavidad del molde, como una regla se alojan en o debajo de las superficies superiores, en las esquinas re-entrantes o contra las almas, donde ellos son atrapados en la solidificación del metal.

Las superficies “agusanadas” (o zinc “agusanado”) pueden producirse por:

- Sistemas de alimentación que originan la turbulencia del metal.
- Metal contaminado.
- Deficiente práctica de vaciado.

REMEDIOS.- Este defecto puede inhibirse:

- Evitando el ingreso de escoria o dross del horno, mientras se esta llenando la cuchara de vaciado.
- Manteniendo limpias las cucharas y espesando la escoria para facilitar el escoriado, adicionando arena sílice limpia y seca u otro coagulante.
- Minimizando el uso de fundentes donde sea posible, y usando grafito seco sobre la superficie del baño de los hornos de inducción para controlar la excesiva oxidación del baño.
- Asegurando que la escoria y dross sean retenidos en la cuchara o crisol durante el vaciado, preferentemente por el uso de canales de vaciado del tipo de “tetera”.
- Manteniendo llenos las balsas y bebederos, durante el vaciado.
- Usando sistemas de alimentación sin presión con adecuados choques.

- Ubicando las superficies a mecanizar en la mitad inferior del model (base).

Las superficies agusanadas (zinc agusanado) pueden evitarse:

- Con prácticas de vaciado y sistemas de alimentación, mencionados anteriormente.
- Evitando el vaciado intermitente o interrumpido (esta es la principal causa).
- Evitando las altas temperaturas de vaciado que causan el excesivo flameado del zinc.
- Previendo, aún la contaminación en trazas de las aleaciones de cobre al plomo, con silicio y/o aluminio.
- Evitando el excesivo fósforo residual en los latones rojos y semirojos.

b) DEFECTO G142 - COSTURA DE OXIDOS O PIELES.- Estos defectos son inclusiones no metálicas en la forma de pieles que causan discontinuidades en la pieza.

CAUSAS POSIBLES.- La formación de las pieles de óxidos pueden ocurrir durante el llenado de la cuchara o vaciado al molde. Estas pieles permanecen atrapadas en el metal líquido debido a los efectos de la turbulencia del metal. Las aleaciones que contienen aluminio, silicio o cromo en cantidades sustanciales son, particularmente propensas a la formación de películas de óxidos insolubles durante la fusión y vaciado, y en consecuencia son propensas a este tipo de inclusión.

REMEDIOS.- La formación de las pieles o costuras de óxidos puede inhibirse:

- Observando las prácticas de vaciado y sistemas de alimentación, recomendados para evitar el defecto G121.

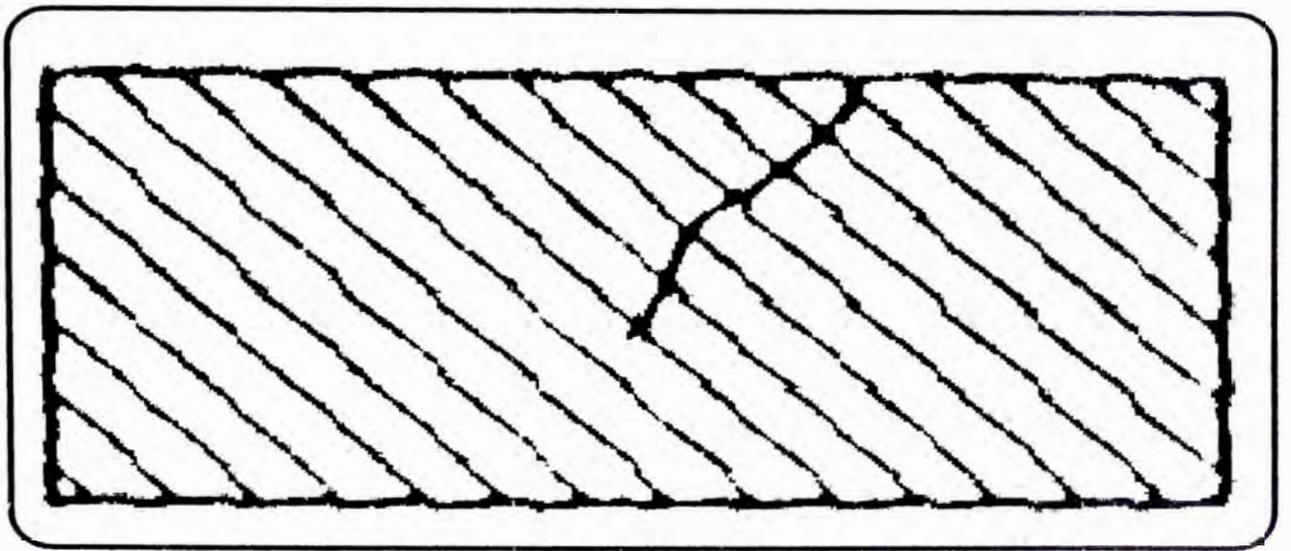


Figura 8.22.- Representación esquemática de la costura de óxidos.

- Minimizando, absolutamente la turbulencia en la transferencia del horno a la cuchara y en el vaciado al molde.

c) DEFECTO G144 - PUNTOS DUROS.- Consiste de inclusiones duras finamente dispersadas o a veces bastante grandes. Este defecto es más común en los latones amarillos de alta resistencia, sin embargo pueden también encontrarse en los latones rojos y semirojos. Los puntos duros, usualmente se detectan durante el mecanizado, acabado, o tratamiento superficial.

CAUSAS POSIBLES.- Los puntos duros, en los latones amarillos de alta resistencia, pueden originarse por la inadecuada disolución de los elementos aleantes, particularmente el fierro.

Los compuestos intermetálicos ricos en fierro, también conteniendo silicio, zinc, cobre y manganeso, formados por la mantención del metal fundido por largos períodos a temperaturas cercanas al punto de fusión de la aleación, pueden también originar la formación de los puntos duros. La formación es promovida por la ganancia de silicio de la arena y refractario, particularmente en la presencia de fundentes activos de la cubierta, tales como aquellos que contienen boro.

En otras aleaciones de cobre, el fierro procede de materiales contaminados (carga), especialmente perdigones de fierro o acero, de las operaciones de granallado o alambres de fierro de las almas, que originan los puntos duros.

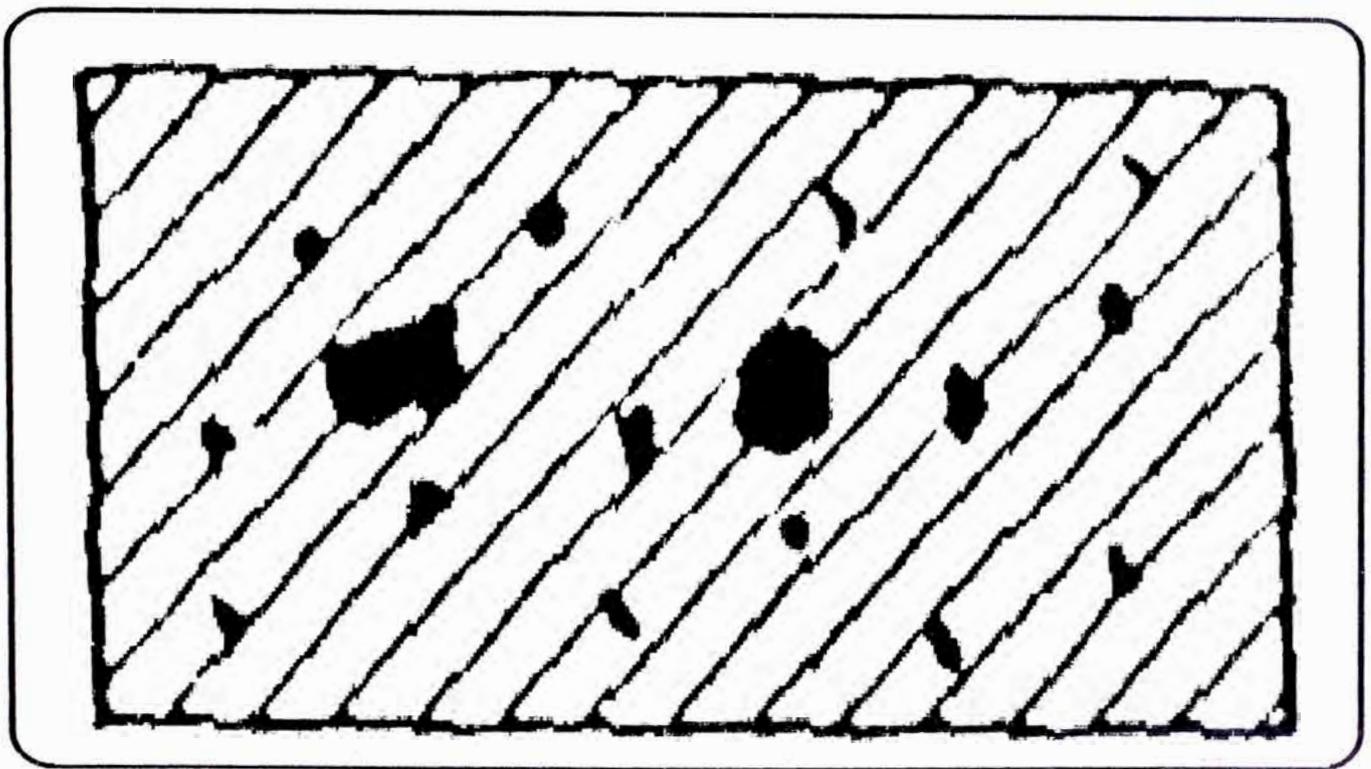


Figura 8.23.- Representación esquemática de los puntos duros.

REMEDIOS.- La formación de puntos duros puede inhibirse:

- Teniendo mucho cuidado al hacer las adiciones de los aleantes.
- Evitando largos períodos de espera del metal fundido, particularmente a bajas temperaturas.
- Evitando el uso de fundentes reactivos conteniendo boro.
- Eliminando el fierro y acero de las cargas del horno.

CAPITULO IX

CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES

De lo estudiado se concluye lo siguiente:

1. Las aleaciones de cobre, fundamentalmente, presentan 2 tipos de aleaciones:
 - Grupo I; las que solidifican con un amplio rango de solidificación, de una manera pastosa.
 - Grupo II; las que solidifican con un estrecho rango de solidificación, formando una piel sólida.
2. La aleación de base cobre C83600, cuya composición química promedio es: 85% Cu, 5% Sn, 5% Pb y 5% Zn, presenta un amplio rango de solidificación de 156 °C, en consecuencia solidifica en una manera pastosa, es decir dendrítica, produciéndose en las piezas fundidas con esta aleación, una pronunciada segregación, sobreenfriamiento y no equilibrio que resulta de una falta de adecuada difusión.
3. Esta aleación no se presta a los tratamientos térmicos o procesos tales como la inoculación que se proponen para mejorar las propiedades mecánicas por modificación estructural o refinamiento de grano.
4. Esta aleación se usa siempre en la condición de “bruto de colada” y su microestructura depende, esencialmente, del contenido de aleación (y pureza) y velocidad de solidificación. Por lo tanto, un conocimiento de las microestructuras

típicas y de las posibles anomalías que puedan ocurrir, ayudará al metalurgista para evaluar y controlar la calidad de la aleación.

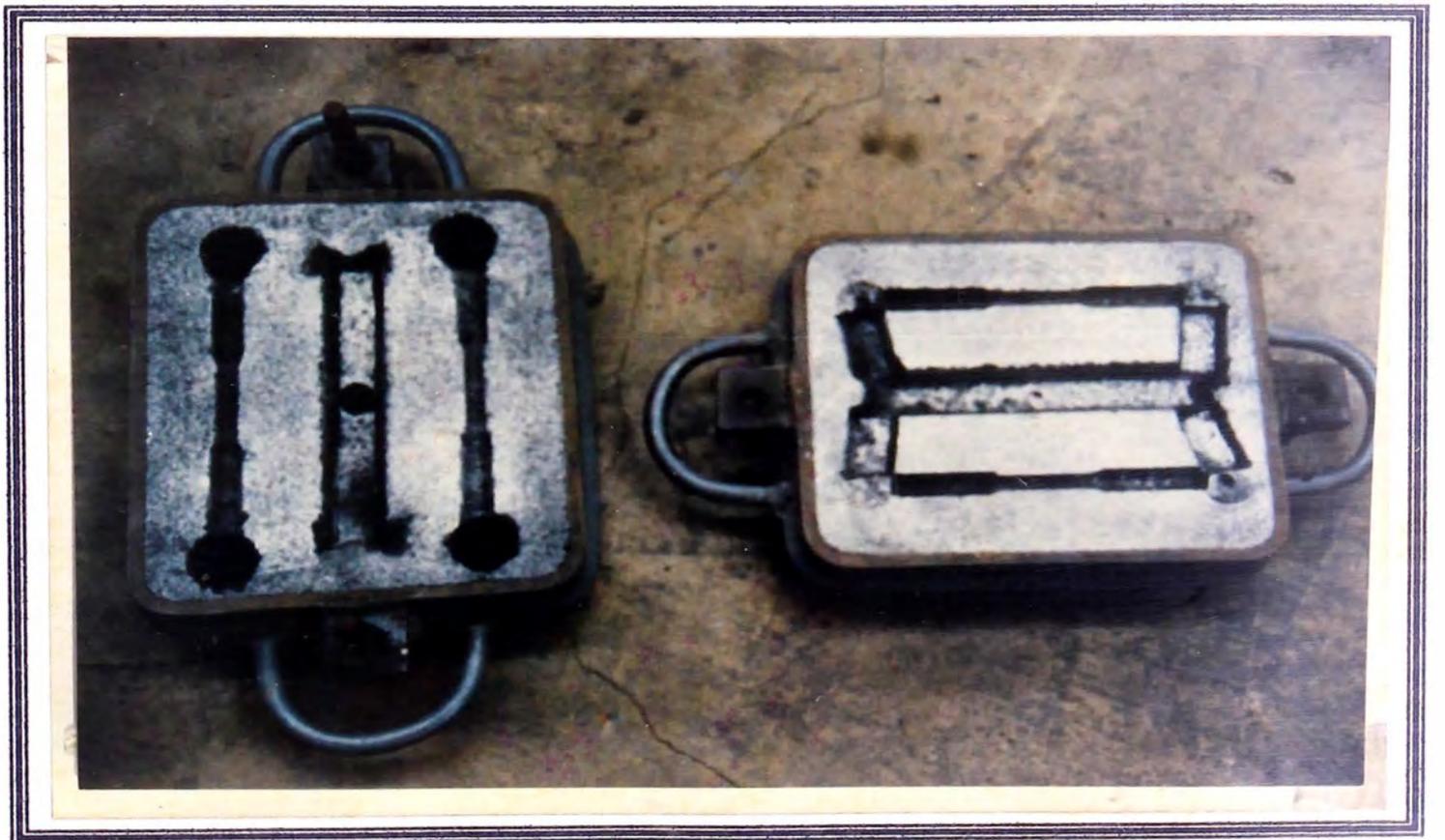
5. Técnicamente, la aleación C83600 es cuaternaria, sin embargo a causa de que el plomo es casi o completamente insoluble en la aleación sólida y de este modo tiene poco o ningún efecto sobre las fases en el sistema cobre-estaño-zinc. Por lo que desde un punto de vista práctico, esta aleación puede considerarse como ternaria.
6. El mecanismo de solidificación de este grupo de aleaciones, es completamente diferente a las del grupo I, que forman piel sólida.
7. Bajo condiciones de lenta solidificación (piezas fundidas en moldes de arena), las aleaciones del grupo II pueden considerarse que, prácticamente no tienen distancia de alimentación, como en aquellas del grupo I.
8. El estudio de la distancia de alimentación de la aleación C83600, se realizó en base a la medición de la densidad, utilizando la misma técnica que para las aleaciones de aluminio.
9. La relativa facilidad o dificultad en obtener una adecuada solidez en las piezas de aleaciones del grupo II, fundamentalmente depende del espesor y uniformidad de la sección, aún más que en las aleaciones del grupo I.
10. La medición de densidades es un método simple de determinar el grado de solidez de una pieza fundida.

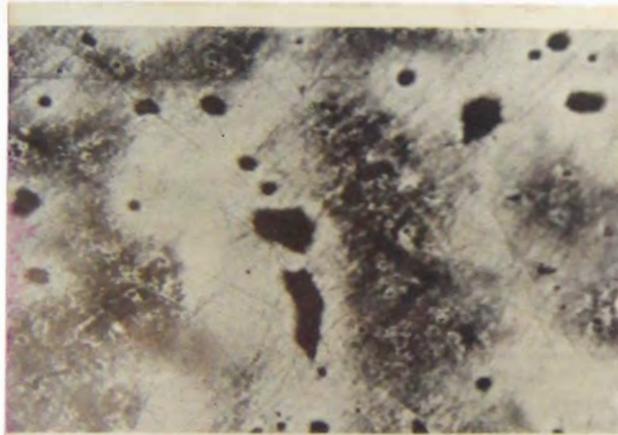
11. La temperatura de colada influye desfavorablemente sobre la solidez de las barras, esto es, a mayor temperatura de colada disminuye la densidad, la cual está relacionada a un mayor tamaño de grano.
12. La densidad promedio de las barras es tanto mayor cuanto menor longitud tenga.
13. La resistencia a la tracción aumenta a medida que incrementa la densidad promedio de la barra.
14. La solidez interna alcanzada en esta aleación, depende de evitar las velocidades lentas de enfriamiento, esto se logra: minimizando los espesores de sección de la pieza, distribuyendo, uniformemente, el calor en el metal que ingresa a la cavidad del molde, usando enfriadores y materiales de moldeo de gran poder de enfriamiento.
15. Se requieren gradientes de temperatura de por lo menos $33\text{ }^{\circ}\text{C}$ por pulgada, durante la solidificación, para que esta aleación desarrolle un frente de solidificación que permita la alimentación desde el riser.

ANEXOS 1

FOTOGRAFIAS, FOTOMICROGRAFIAS



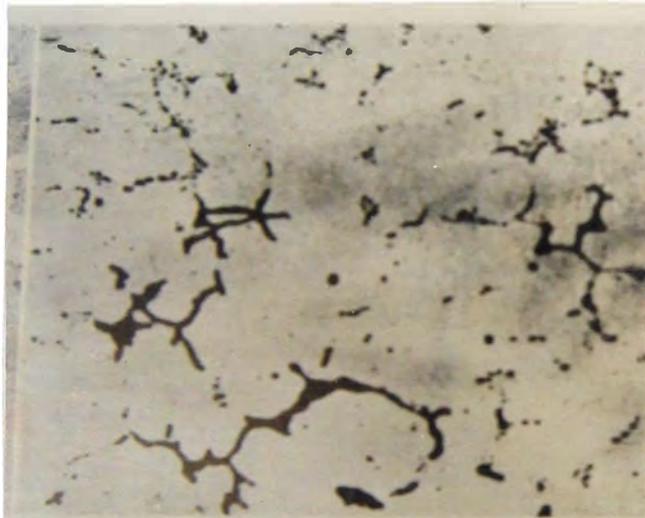




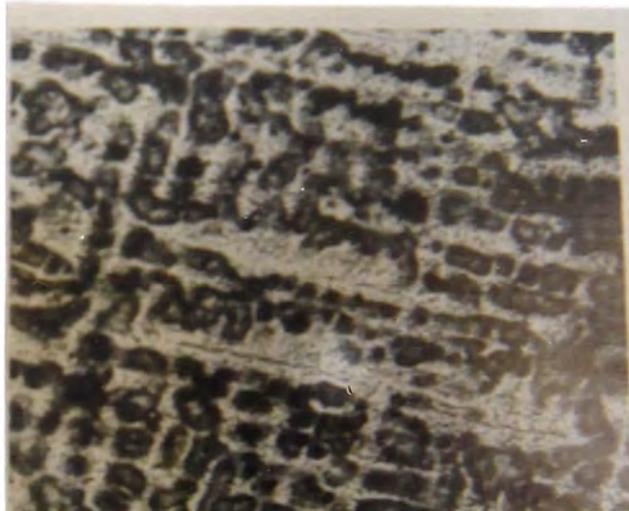
NH₄OH plus H₂O, 200×
242 Alloy 836, as sand cast. Large alpha dendrites (variegated gray) showing segregation (coring); uniform distribution of lead particles (black, rounded); shrinkage voids (black, angular). Compare with 2443 and 2444.



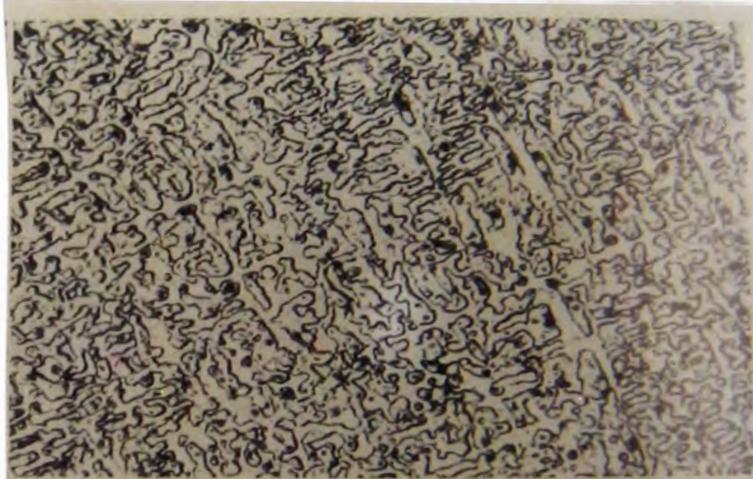
NH₄OH plus H₂O, 200×
2443 Alloy 836, as permanent mold cast. Because cooling rate was faster than for 2442, alpha dendrites are medium size; they show segregation (coring). Lead particles are uniformly distributed. Compare with 2444.



As polished (not etched) 50 ×
2440 Alloy 836 (led red brass: 85 Cu, 5 Sn, 5 Pb, 5 Zn), as sand cast. Particles of lead (black dots) and shrinkage cavities (black interdendritic network). See 2441, 2442 for etched structure, at higher magnifications.



NH₄OH plus H₂O₂, then FeCl₃ (alternated) 75 ×
2441 Alloy 836 (led red brass: 85 Cu, 5 Sn, 5 Pb, 5 Zn), as sand cast. Dendrites of alpha solid solution (variegated gray) showing segregation (coring); particles of lead (black). See 2442 for higher-magnification view.



NH₄OH plus H₂O₂

200 X

2444 Alloy 836, as continuous cast. Because cooling rate was faster than for 2442 and 2443, alpha dendrites are smaller; they show segregation (coring). Lead particles (black dots) are uniformly distributed.

BIBLIOGRAFIA

T. R. Ostrom, D. J. Frasier, P. K. Trojan, and R. A. Flinn "Compact Apparatus for Measuring Gas Content of Copper Alloy Melts under Production Conditions" AFS Transactions 84 (1976): 665-674.

T. R. Ostrom, P. K. Trojan, and R. A. Flinn "Gas Content of Copper Alloy Melt - Test Equipment and Field Test Results" AFS Transactions 85 (1977).

T. R. Ostrom, P. K. Trojan, and R. A. Flinn "Quantitative Analysis of Dissolved Gases Evolved From a Molten Red Brass and an Aluminum Bronze" AFS Transactions 86 (1978): 205-214.

T. R. Ostrom, P. K. Trojan, and R. A. Flinn "The Effects of Tin, Aluminum, Nickel, and Iron on Dissolved Gases in Molten Copper Alloys" AFS Transactions 88 (1980): 437-442.

T. R. Ostrom, P. K. Trojan, and R. A. Flinn "The Identification and Quantity of Dissolved Gases in Molten Cu-Zn and Cu-Ni Alloys" AFS Transactions 89 (1981).

M. P. Renato, L. M. Andres, G. P. Douglas, and R. A. Flinn "Solubility Relations in Liquid Copper-Nickel-Carbon-Oxygen Alloys" AFS Transactions 84 (1976): 641-646.

American Society of Metals "Production of Copper Alloy Castings" Forging and Casting 5 (1970): 424-432.

Reed "A Study of Pouring Rates Used to Produce Copper Alloy Castings" AFS Transactions 83 (1975): 341-344.

Sahoo, Barry and Kleinschmidt "Use of Ceramic Foam Filters in the Brass and Bronze Foundry" AFS Transactions 89 (1981): 611-620.

R. W. Ruddle "The Solidification of Castings" Institute of Metals, London, 1957

R. A. Flinn "Riser Design for Copper Alloys of Narrow and Extended Freezing Range" AFS Transactions 74 (1966): 380.

R. A. Roberts "Riser Design and Feeding Distance - (Part 2)" AFS Transactions 76 (1968): 387

J. O. Edwards and A. Couture "The Mode of Solidification of Copper-Based Alloys" AFS Transactions 74 (1966): 573

R. A. Flinn and H. Kunsmann "Solidification Condition for Maximum Density and Mechanical Properties in 85-5-5-5 Castings" AFS Transactions 68 (1960): 593.

R. A. Roberts "The Effects of Solidification Time on the Properties of Copper-Based Alloys" AFS Transactions 76 (1968): 573.

R. W. Ruddle "Rising Copper-Based Alloys" Foundry (Nov. 1970): 44.

R. W. Ruddle "Solidification of Copper Alloys" AFS Transactions 68 (1960): 685.

A. Couture "Effect of Impurity Elements on the Microstructure of Copper Base Casting Alloys" AFS Transactions 84 (1976): 1-6.

A. Couture "Effect of Iron, Antimony, Aluminum and Silicon Contamination on the Mechanical Properties of Four Tin Bronzes" AFS Transactions 87 (1979): 439-452.

American Foundrymen's Society "International Atlas of Casting Defects", Des Plaines, Illinois, 1974.

American Foundrymen's Society "Analysis of Casting Defects" 3d ed., Des Plaines, Illinois, 1974.

American Foundrymen's Society "Casting Defects Handbook", Des Plaines, Illinois, 1972.

American Foundrymen's Society "Foundry Sand Handbook" 7th ed., Des Plaines, IL, 1963.

A. Hesse "Defects in Bronze Castings - Their Cause and Cure" AFS Transactions 82 (1974): 149-152.

H. A. Stephens "A Logical Identification of Defects Applied to Gas in Brass and Bronze" AFS Transactions 84 (1976): 249-256.