



**UNIVERSIDAD CATÓLICA ANDRÉS BELLO  
EXTENSIÓN GUAYANA  
FACULTAD DE INGENIERÍA  
ESCUELA DE INGENIERÍA INDUSTRIAL**

**FABRICACIÓN DE CILINDROS DE ALUMINIO Y SU TRANSFORMACIÓN  
EN PERFILES MEDIANTE EL PROCESO DE EXTRUSIÓN**

Por: Wilmer Romero

Trabajo de ascenso que se presenta como requisito para optar a la categoría de  
Profesor Agregado

Puerto Ordaz, julio de 2018

## **DEDICATORIA**

A la memoria de mi padre Pedro León Romero, quien nunca dejó de apoyarme.

A mi madre Ana Julia de Romero, quien a pesar de su edad sigue adelante con mucho optimismo.

A mi hijo Wilmer Iván, mi única evidencia de mi existencia.

## ÍNDICE GENERAL

	pp.
LISTA DE TABLAS.....	v
LISTA DE FIGURAS.....	vi
RESUMEN.....	xvi
INTRODUCCIÓN.....	1
CAPITULO I: FABRICACIÓN DE CILINDROS PARA EL PROCESO DE EXTRUSIÓN.....	4
1.1. Fundamento del diseño de aleaciones de aluminio.....	7
1.2. Tecnología del proceso de colada de cilindros.....	19
1.3. Preparación de las aleaciones.....	23
1.3.1. Operación de batido y desnate del horno.....	27
1.4. Tratamiento de limpieza del aluminio líquido.....	35
1.4.1. Desgasificado del metal líquido... ..	36
1.4.2. Filtración del metal líquido.....	41
1.4.3. Refinamiento del grano.....	49
1.5. Solidificación del cilindro.....	55
1.5.1. Agua de enfriamiento.....	63
1.5.2. Arranque de la colada .....	68
1.6. Proceso de homogeneizado de cilindros.....	72
1.6.1. Remoción de microsegregaciones.....	75
1.6.2. Transformación de las partículas $\beta$ -AlFeSi $\rightarrow$ $\alpha$ -AlFeSi.....	77
1.6.3. Conversión química y estructural de la fase $\beta$ -AlFeSi.....	85
1.6.4. Cambio morfológico de las partículas $\alpha$ -AlFeSi.....	90
1.6.5. Etapa de enfriamiento del cilindro homogeneizado.....	93
1.7. Corte y embalaje de cilindros.....	105
CAPITULO II: PROCESO DE EXTRUSIÓN DE CILINDROS DE ALUMINIO.....	110
2.1. Tecnología del proceso de extrusión .....	113
2.2. Influencia de la química de la aleación .....	116
2.3. Recalentamiento del cilindro. ....	121
2.3.1. Parámetros de precalentamiento de los cilindros.....	123
2.4. Cizallamiento en caliente del cilindro.....	130
2.5. Contenedor de la prensa de extrusión .....	131
2.5.1. Disco de empuje.....	137

2.6. Operación de extrusión.....	142
2.6.1. Influencia de la calidad superficial del tocho.....	149
2.6.2. Flujo de metal a través de la matriz de extrusión.....	151
2.7. Temple del perfil.....	153
2.8. Estirado de los perfiles.....	162
2.9. Tratamiento de envejecido del perfil.....	164
CONCLUSIONES.....	168
RECOMENDACIONES.....	171
REFERENCIAS.....	172
GLOSARIO.....	186

## LISTA DE TABLAS

TABLA		pp.
1	Composición química de las principales aleaciones de la serie 6000.....	12
2	Inclusiones más frecuentes encontradas en aleaciones de aluminio.....	43
3	Velocidad de colada y flujos de agua típicos en aleaciones 6060 y 6063. ...	71
4	Fases intermetálicas más comunes encontradas en aleaciones de la serie 6000 .....	79
5	Rango de temperatura y tiempo de absorción para varias aleaciones de la serie 6000 .....	93
6	Efecto del porcentaje de exceso de magnesio en la solubilidad del $Mg_2Si$ en la aleación y en función a la temperatura de calentamiento.....	121
7	Rangos de velocidades de extrusión para las principales aleaciones de la serie 6000 en función al tipo de perfil extruido. Se muestra también el rango de temperatura de salida del perfil a la salida de la prensa.....	146
8	Velocidades de enfriamiento recomendadas para templar algunas aleaciones de la serie 6000 .....	159
9	Descripción de los tratamientos térmicos más comunes que se aplican a los perfiles extruidos .....	166

## LISTA DE FIGURAS

FIGURA	pp.
1	Flujograma simplificado del proceso de fabricación de cilindros de aluminio para ser usado en el proceso de extrusión..... 5
2	Imagen tridimensional de una máquina de colada semicontinua vertical de cilindros de última generación..... 6
3	Rango composicional para las aleaciones de la serie 6000, las cuales abarcan más de 100 aleaciones comerciales con un contenido teórico de $Mg_2Si$ que va de 0,32% hasta 4,7%. Se incluye, en función al % $Mg_2Si$ , la tendencia del precio de la aleación, su resistencia mecánica, presión de extrusión y extrudabilidad..... 8
4	Área composicional de las cinco aleaciones de la serie 6000 mostrada por el rectángulo pequeño en color verde, el cual representa el 13% de toda el área de la serie 6000..... 9
5	Rango composicional para las cinco aleaciones más usadas en el proceso de extrusión..... 11
6	Diagrama de fase pseudo-binario Al- $Mg_2Si$ mostrando, dentro del rectángulo sombreado, el rango de composición para la aleación 6063, el cual va de 0,71% a 1,42% de $Mg_2Si$ ..... 15
7	Rango composicional de la aleación 6063 mostrando las tres subdivisiones con la que se suele dividir dicha aleación..... 18
8	La foto izquierda muestra el vaciado de un crisol en la boca de carga de un horno de retención de tipo reverbero, mientras que la foto de la derecha muestra el derrame de aluminio alrededor de la boca de carga como consecuencia de un mal vaciado del metal..... 20
9	Vaciado de un crisol mediante el método del sifón..... 21
10	Variación de la velocidad de oxidación del aluminio líquido en función a la temperatura. Se señala la temperatura crítica (775 °C), por encima de la cual la oxidación aumenta exponencialmente..... 22

11	Ecuación que define los componentes de una aleación de aluminio.....	24
12	Operación de desnatado tradicional de un horno de retención. Se observa la herramienta llamada paleta acoplada a un montacargas. Para batir el horno también se requiere de una paleta similar.....	28
13	Sistema de agitación electromagnética instalado en el fondo de un horno basculante, foto izquierda, y en la pared lateral de un horno estacionario, foto derecha.....	29
14	Representación esquemática de la diferencia de temperatura que puede existir entre la superficie y el fondo del baño metálico antes de dar inicio al agitado.....	30
15	Vehículo especial para hacer operaciones de desnatado, batido y limpieza de las paredes y soleras de los hornos. Posee un brazo telescópico que le permite pararse frente a la puerta del horno y mantenerse estático mientras se ejecutan las operaciones.....	33
16	Variación óptima de temperatura para una colada de cilindros de la aleación 6063.....	35
17	Configuración esquemática típica de una unidad de colada semicontinua vertical de cilindros, mostrando el sistema en línea de tratamiento del metal líquido.....	36
18	Sistemas de desgasificado en línea. La foto del lado izquierdo muestra un desgasificador que utiliza el canal de transferencia de metal para tratar el aluminio líquido utilizando varios rotores. La imagen del lado derecho por su parte, muestra un reactor que retiene el metal líquido dejando luego un remanente dentro del recipiente.....	37
19	Micrografía óptica de una muestra tomada del centro de un cilindro de 7 in de diámetro, perteneciente a una aleación 6063 en estado de colada.....	40
20	Micrografía obtenida mediante microscopía electrónica de barrido mostrando partículas de $TiB_2$ (marcadas con un ovulo), en una aleación 6063.....	43
21	Micrografía óptica de un aglomerado de partículas de $TiB_2$ presente en una aleación del tipo Al-Mg-Si.....	44

22	Desgarramiento debido a la presencia de inclusiones en un perfil fabricado a partir de un cilindro de 7 in de diámetro de la aleación 6063.....	45
23	Matriz de extrusión con dos «bocas» u orificios de salida del material extruido. A medida que se reduce la abertura de salida para obtener perfiles de muy bajo espesor, más estricto debe ser el control de las inclusiones.....	46
24	Principio del Sistema Podfa (aparato de filtración con disco poroso). El aluminio líquido pasa mediante vacío a través del filtro precalentado, hasta que se haya filtrado una cantidad de 1,5 kg de metal. Lugo el filtro se corta a lo largo de la dirección de flujo para ser examinado.....	48
25	Refinador de grano en forma de alambón (Tibor), inyectado directamente en la canal de colada.....	49
26	Variación del tamaño de grano y el DAS (línea punteada de color verde), en función a la distancia desde la superficie del cilindro de una aleación 6063.....	51
27	Estructura granular tradicional esquemática de un cilindro sin refinar: zona chill o cortical, zona columnar y zona exquiaxial central.....	52
28	Micrografía óptica mostrando la estructura granular típica de colada de un cilindro de 7 in de diámetro de la aleación 6063.....	53
29	Macroestructura de la sección transversal de un cilindro de aleación 6063 mostrando granos anormales generados durante el tratamiento de homogeneizado.....	54
30	Moldes de diferentes tecnologías para la colada de cilindros. La fotografía izquierda es un molde de tecnología Japonesa, mientras que la foto de la derecha es un molde de tecnología americana.....	56
31	Representación esquemática de un molde de alta tecnología para colar cilindros de aluminio usados en el proceso de extrusión.....	57
32	Diagrama esquemático mostrando la formación de la zona cortical en la superficie de un cilindro en proceso de solidificación.....	59
33	Perfil de segregación inversa en la superficie de un cilindro de una	

	aleación 6060. Se observa un enriquecimiento de soluto bien marcado en la superficie del cilindro .....	59
34	Sección de un molde mostrando el anillo de grafito, los orificios de salida del agua de enfriamiento y detalles de la inyección del aire presurizado y del aceite lubricante a través del anillo.....	61
35	Micrografía óptica de una muestra de cilindro de la aleación 6063 donde se observa el espesor típico de la zona de segregación inversa presente en la superficie de la muestra.....	63
36	Ecuación experimental que determina el caudal de agua de enfriamiento por molde en unidades de l/min.....	65
37	Imagen tomada mediante microscopía electrónica de barrido mostrando con líneas segmentadas una mezcla de fases (Eutéctico), en una aleación Al-0,5% Mg-1,5%Si-0,2%Fe en estado de colada.....	67
38	Esquema que ilustra la manera de programar la velocidad de colada para una determinada aleación. La colada se inicia con una velocidad de arranque $V_i$ , la cual se mantiene hasta alcanzar una longitud del cilindro $L_i$ , a partir de allí la velocidad se incrementa paulatinamente hasta alcanzar la longitud $L_r$ , el cual es el momento para acelerar a la velocidad de régimen $V_r$ .....	69
39	Ecuaciones experimentales para determinar la velocidad de arranque ( $V_i$ ), la longitud de arranque del cilindro ( $L_i$ ) y la velocidad de régimen ( $V_r$ ).....	70
40	Extracción de cilindros de la fosa luego de finalizado el proceso de colada. Los cilindros luego serán inspeccionados con ultrasonido.....	72
41	Representación esquemática del proceso de homogeneizado de cilindros, el cual se lleva a cabo en tres etapas: calentamiento, absorción y enfriamiento.....	73
42	Curvas típicas de tratamiento térmico de homogeneizado (promedio de temperatura), para el caso de aleaciones 6060 y 6063, usando un horno convencional tipo batch y un horno continuo. Se observa que para el horno tipo batch, el tiempo de calentamiento más absorción puede alcanzar unas 15 horas.....	74

43	Ciclo esquemático de homogeneizado de cilindros para un horno convencional tipo batch, mostrando la marcada dispersión de la temperatura de la carga durante las etapas de calentamiento, absorción y enfriamiento.....	75
44	Modelo para evaluar las microsegregaciones residuales en aleaciones de aluminio.....	76
45	Microscopía óptica mostrando la morfología característica de las partículas $\beta$ -AlFeSi.....	79
46	Imagen de microscopia electrónica de transmisión de alta resolución mostrando la interfaz $\beta$ -AlFeSi/matriz de aluminio.....	80
47	Microscopía electrónica de barrido mostrando una partícula intermetálica del tipo $\alpha$ -AlFeSi en forma de escritura china en una aleación 6063.....	82
48	Variación de la temperatura de homogeneizado en función al tiempo de permanencia en el horno (curva azul).....	84
49	Esquema ilustrativo listando las tres etapas involucradas en la transformación de la fase metaestable $\beta$ -AlFeSi a la fase estable $\alpha$ -AlFeSi.....	85
50	Representación esquemática del cambio en la estructura cristalina que sufren las partículas metaestables $\beta$ -AlFeSi al transformarse a $\alpha$ -AlFeSi.....	86
51	Curvas de transformación para una aleación 6063 mostrando la fracción volumétrica de la fase $\alpha$ -AlFeSi obtenida luego de un tratamiento de homogeneizado a 540 °C y 580 °C, en función al tiempo de absorción.....	87
52	Gráfica de la fracción transformada ( $\alpha$ -AlFeSi) en función al tiempo de homogeneizado para varias aleaciones con contenido de manganeso entre 0,011 a 0,044%. La temperatura de homogeneizado se mantuvo constante a 580 °C.....	88
53	Variación de la fracción volumétrica de $\alpha$ -AlFeSi medida en varias aleaciones 6063 conteniendo diferentes %Mn, tanto en estado de colada como en la condición de homogeneizado, a aproximadamente	

	570 °C.....	89
54	Secuencia en la fragmentación y esferoidización de las partículas $\alpha$ -AlFeSi a una temperatura de homogeneizado de 560 °C y a diferentes tiempo de absorción para una aleación 6063.....	91
55	Esquema ilustrando la transformación morfológica que sufren las partículas intermetálicas presentes en el material en estado de colada, una vez que la aleación se someta a un tratamiento adecuado de homogeneizado.....	92
56	Diagrama CCT esquemático para una aleación de aluminio enfriada a diferentes velocidades desde la temperatura de homogeneizado.....	95
57	Imágenes de microscopia electrónica de transmisión mostrando partículas gruesos de la fase de equilibrio $Mg_2Si$ precipitada en los límites de granos de una aleación 6061 que fue sometida a tratamiento térmico.....	99
58	Cilindros de una aleación 6063 extraídos de la fosa de colada. Se observa que algunos están arqueados o curvados hacia el extremo del cilindro.....	100
59	Tamaño de las partículas de $Mg_2Si$ que pueden formarse en una aleación 6063 en función a la velocidad de enfriamiento a la que es sometido el cilindro.....	101
60	Curva maestra de enfriamiento para una aleación 6063 mostrando la dureza del cilindro en función a la velocidad de enfriamiento luego del homogeneizado. Se incluye la dureza luego de envejecer las muestras enfriadas a diferentes velocidades.....	103
61	Despunte de cilindros en la sierra de corte luego del proceso de homogeneizado.....	105
62	La rectitud en el corte de cilindro debe ser de $90^\circ \pm 0,5^\circ$ para que pueda ajustarse adecuadamente dentro del contenedor de la prensa de extrusión.....	106
63	Vista de los extremos de un lote de cilindros mostrando la superficie cortada por la sierra, en donde se nota la presencia de virutas sin remover.....	107

64	Embalaje de tochos mediante flejes de acero, foto izquierda, o usando flejes tipo PET, foto derecha.....	108
65	Embalaje de cilindros de una aleación 6063 mostrando un fleje oxidado (Foto izquierda). Este óxido mancha fácilmente la superficie del cilindro al estar expuesto a la intemperie (Foto derecha).....	108
66	Cilindros marcados con pintura, lo cual no es recomendable (Foto izquierda). Tampoco debe presentar daños mecánicos como hendiduras o muescas (Foto derecha).....	109
67	Distribución porcentual del consumo global de aluminio de acuerdo al proceso de manufactura empleado para la fabricación de productos.....	111
68	Flujograma simplificado del proceso de extrusión de cilindros.....	112
69	Curva térmica de temperatura vs tiempo para la fabricación de una aleación 6063 desde el proceso de colada hasta el proceso final de tratamiento térmico de envejecido del perfil extruido. Se especifica las diferentes variables térmicas requeridas para procesar exitosamente el material.....	112
70	La calidad final de un perfil es función tanto de las características del cilindro fabricado como de su procesamiento durante la extrusión.....	113
71	Parámetros a controlar para la producción de perfiles de clase mundial.	114
72	Resistencia mecánica de la aleación en función al % $Mg_2Si$ y a la presencia de un exceso de silicio sobre el requerido estequiométricamente.....	117
73	Cambio en la energía libre total para un proceso de nucleación heterogénea ( $\Delta G_{het}$ ).....	117
74	Precipitación del compuesto de equilibrio $\beta-Mg_2Si$ en la interfaz incoherente de una partícula intermetálica presente en una aleación 6061.....	119
75	Horno a gas tipo túnel para el precalentamiento de cilindros.....	122
76	Gráfica esquemática del precalentamiento de los cilindros previo a la extrusión, mostrando tres velocidades de calentamiento diferentes, cada una de ella ejerce una influencia diferente en la microestructura	

	del cilindro.....	126
77	Micrografía tomada con microscopía electrónica de barrido mostrando algunas partículas gruesas de $Mg_2Si$ precipitadas como consecuencia de una demora prolongada a la temperatura de precalentamiento de la aleación. Estas partículas aparecerán posteriormente en forma alargada en el perfil extruido.....	127
78	Micrografías ópticas mostrando precipitados de $Mg_2Si$ en la microestructura de dos muestras de cilindros precalentadas a diferentes ratas de calentamiento, para una aleación 6063.....	129
79	Imagen de microscopía electrónica de barrido mostrando partículas gruesas de $Mg_2Si$ que no pudieron disolverse y aparecen en forma alargadas en el producto final, en la dirección de la extrusión, como se señala con las flechas rojas. Las partículas blancas son fases intermetálicas del tipo $\alpha-AlFeSi$ .....	130
80	Cizalla de corte en caliente mostrando un tocho cortado a una longitud apropiada, también se observa cierta deformación en el extremo del tocho producto del corte.....	131
81	Sección esquemática del contenedor de una prensa de extrusión mostrando sus diferentes componentes.....	132
82	Contenedor de una prensa de extrusión mostrando el elemento calentador colocado cerca del revestimiento.....	135
83	Matriz de extrusión dañada.....	136
84	Ampollas en la superficie de un perfil causado por el aire atrapado durante la extrusión o presencia de lubricantes en el tocho extruido. El rectángulo con la flecha detalla el levantamiento de la «piel» del material por la burbuja de gas.....	138
85	Lubricación del disco de empuje con nitruro de boro.....	139
86	Esquema exagerado que ilustra los posibles efectos de un corte no recto de los extremos del tocho durante la operación de extrusión. El aire puede quedar atrapado debido a una deflexión asimétrica del tocho dentro del contenedor, igualmente la matriz puede estar sujeta a esfuerzos localizados.....	141

87	Gráfico esquemático mostrando el incremento de la temperatura del tocho dentro del contenedor a medida que se realiza la operación de extrusión. A la salida de la matriz el perfil extruido es templado para retener el soluto en solución sólida.....	143
88	Diagrama de fronteras de la extrusión mostrando la ventana de operación dentro de la cual es posible extruir exitosamente un tocho de aluminio.....	144
89	Dibujo esquemático de la sección de un contenedor mostrando el flujo de material a través de la abertura de la matriz de extrusión. Se observa que la superficie del tocho fluye mucho más lento que su parte central..	147
90	Foto mostrando el espesor del desecho del tocho antes de ser cortado...	148
91	Foto mostrando el desecho justo al ser cortado de la cara de la matriz de extrusión.....	148
92	La presencia de golpes o ranuras en la superficie del tocho pueden atrapar aire o partículas de polvo abrasivo que a la larga degastan el revestimiento del contenedor.....	150
93	Equipo especial para la limpieza superficial de los cilindros que entran al horno de precalentamiento.....	151
94	Perfiles distorsionados a la salida de la prensa de extrusión.....	152
95	Imagen tomada con microscopía electrónica de transmisión mostrando los precipitados endurecedores en una aleación Al-Si-Mg. En la esquina superior derecha de la imagen se observa el patrón de difracción característico de los precipitados.....	154
96	Diagrama esquemático de temperatura vs tiempo de enfriamiento mostrando la curva ideal de temple.....	156
97	Diagrama de curvas C para las aleaciones 6063 y 6061 indicando tres velocidades diferentes de temple.....	158
98	Esquema de una sección de un perfil complejo mostrando las variaciones de temperatura en diferentes puntos de la superficie del perfil.....	162

99	Superficie de un perfil anodizado mostrando un patrón de finas grietas producto de un pobre estirado del perfil luego del temple.....	163
100	Defecto superficial conocido como piel de naranja.....	164

**UNIVERSIDAD CATÓLICA ANDRÉS BELLO  
EXTENSIÓN GUAYANA  
FACULTAD DE INGENIERÍA  
ESCUELA DE INGENIERÍA INDUSTRIAL**

**FABRICACIÓN DE CILINDROS DE ALUMINIO Y SU TRANSFORMACIÓN  
EN PERFILES MEDIANTE EL PROCESO DE EXTRUSIÓN**

**Autor:** Wilmer Romero  
**Fecha:** Julio de 2018

**RESUMEN**

Este trabajo se enfocó en el proceso de fabricación de las aleaciones de aluminio de la serie 6000 en forma de cilindros y su procesamiento termomecánico a través del proceso de extrusión. Los aspectos que se abarcó fueron el diseño de las aleaciones de aluminio, su preparación, tecnología utilizada, tratamiento de homogeneizado y algunas particularidades sobre el corte y embalaje de cilindros. Además se examinaron los diferentes factores que afectan la operación de extrusión, tales como la química de la aleación, precalentamiento del cilindro, cizallado, contenedor de la prensa, la operación propiamente dicha de extrusión, el temple del producto extruido, su estirado y finalmente el tratamiento de envejecido del perfil. El objetivo del trabajo fue analizar las diferentes variables y parámetros involucrados en cada etapa del proceso de fabricación y procesamiento termomecánico del cilindro que influyen tanto en la operación de extrusión como en la calidad superficial y en las propiedades mecánicas del producto extruido. El trabajo fue de tipo monográfico para lo cual se implementó una investigación documental, utilizando para ello fuentes bibliográficas, hemerográficas y electrónicas, aparte de la propia experiencia industrial y académica que posee el autor sobre el tema tratado. Se espera que este informe sirva de soporte para la capacitación y entrenamiento del personal involucrado tanto en las empresas del aluminio que fabrican cilindros como en la industria de la extrusión, igualmente como material de texto en el ámbito académico para ampliar y profundizar en el área de extrusión del aluminio.

**Descriptor:** Aleaciones, aluminio, cilindros, extrusión, homogeneizado.

## INTRODUCCIÓN

Para el año de 1997 existían en funcionamiento en Venezuela unas 15 plantas de extrusión de cilindros distribuidas en diferentes regiones del país, la mayoría de ellas contaban con una pequeña infraestructura para producir sus propios cilindros, mientras que los grandes productores de este subproducto estaban ubicados en Ciudad Guayana, en empresas como Venalum, Alcasa y Pianmeca. Estas empresas se caracterizaban por invertir en tecnologías de punta para la producción de cilindros. Venalum, por ejemplo, puso en funcionamiento en el año 1988 el primer horno de homogeneizado continuo de cilindros que para el momento de su instalación era el más moderno y de mayor capacidad a nivel mundial, posteriormente en el 2005 la empresa comenzó a adecuarse tecnológicamente para incrementar su capacidad instalada de cilindros hasta 180.000 t/año. Alcasa, por su parte, adquirió en 1999 la mesa de producción de cilindros más productiva del mundo para ese entonces, con moldes de alta tecnología para la fabricación de cilindros de excelente calidad, luego en el año 2012 instaló una planta de extrusión que desde el punto de vista tecnológico se convirtió en la más moderna del país.

Aunque actualmente las empresas del aluminio viven su peor momento histórico, con muchos de sus equipos e instalaciones fuera de servicio, es claro que existe una infraestructura con la tecnología apropiada para la fabricación de cilindros y su posterior transformación mediante el proceso de extrusión en productos acabados con un alto valor agregado. Sin embargo, se sabe que la tecnología por sí sola no garantiza el éxito de la empresa para competir en un ambiente de clase mundial si no cuenta con un buen sistema de gestión y un personal con excelente preparación y motivación que le permita aprovechar al máximo las ventajas tecnológicas de las cuales dispone.

En la búsqueda de información didáctica que pudiese utilizarse como soporte para la capacitación y entrenamiento del personal involucrado en ambas industrias, fabricación de cilindros y procesos de extrusión, se encontró con la existencia de mucha información técnica, pero de una forma diluida y desvinculada una de otra, sin una clara interrelación entre ambos procesos. No fue posible encontrar un texto, manual o libro que integrara e interrelacionara el proceso de fabricación de cilindros al proceso de extrusión con un solo objetivo en común, producir perfiles de excelente calidad, con el menor desperdicio y máxima productividad. A fin de cuenta, el desempeño final del producto acabado es una responsabilidad compartida entre ambos fabricantes.

Para cubrir esta debilidad y contar con un texto apropiado y adaptado a las necesidades de las industrias de fabricación y procesamiento de cilindros de aluminio que existen en el país, se ha desarrollado este trabajo con el objetivo de analizar las diferentes variables y parámetros involucrados en cada una de las etapas del proceso de fabricación y procesamiento termomecánico del cilindro que influyen tanto en la operación de extrusión como en la calidad superficial y en las propiedades mecánicas del producto extruido. El trabajo se limita a las aleaciones de aluminio de la serie 6000 para extrusión que son las más ampliamente utilizadas. Este informe, aparte de su utilidad para la industrial del aluminio de la región Guayana, también puede ser empleado en el ámbito académico, para ampliar y profundizar en el tema de extrusión del aluminio y sus aleaciones, en asignaturas como procesos de manufactura o sistemas de manufactura que se imparte a nivel de pregrado y postgrado.

El trabajo que se presenta es de tipo monográfico, para lo cual se realizó una investigación documental, revisando y analizando una extensa cantidad de información especializada sobre el tema, en formato digital e impresa, extraída a través de la internet o a través de publicaciones periódicas, libros, seminarios, conferencias, simposios, talleres, reportes o informes técnicos, patentes, «webinar», trabajos de pasantías, tesis de pregrado y postgrados. Aunado a ello está la propia

experiencia del autor en la industria del aluminio, contando con más de 30 años trabajando como investigador en el área de fabricación de cilindros de aluminio para extrusión y más de 13 años de experiencia académica dictando cursos en diferentes Universidades sobre procesos de solidificación, transformaciones de fases en el estado sólido y procesos de manufactura. La información analizada se organizó de una forma lógica y secuencial de acuerdo a cada una de las etapas del proceso, comenzando desde el diseño de la aleación de aluminio y finalizando con el producto extruido final, considerando cada etapa como una parte integral de un todo, interrelacionada una con otras, de forma tal que la suma de cada una de ellas garanticen la obtención de perfiles de clase mundial.

El informe fue estructurada en dos capítulos básicos, el primero de los cuales se dedica exclusivamente al proceso de fabricación de cilindros, cubriendo todas las operaciones involucradas en la preparación de las aleaciones de aluminio serie 6000, así como las que se realizan para efectuar el tratamiento térmico de homogeneizado del cilindro, enfatizando en la influencia que ellas ejercen tanto en la calidad del cilindro como en el procesamiento posterior del material durante la operación de extrusión. En el segundo capítulo se expone el proceso de extrusión de cilindros propiamente dicho, analizando aquellas operaciones que afectan tanto el procesamiento del cilindro como la calidad superficial y las propiedades mecánicas del perfil extruido. Seguidamente se presentan las conclusiones derivadas de los dos capítulos precedentes, las recomendaciones, la lista de referencias que se citan en el texto del trabajo y un glosario de aquellos términos que son claves para el mejor entendimiento de este documento.

## **CAPITULO I**

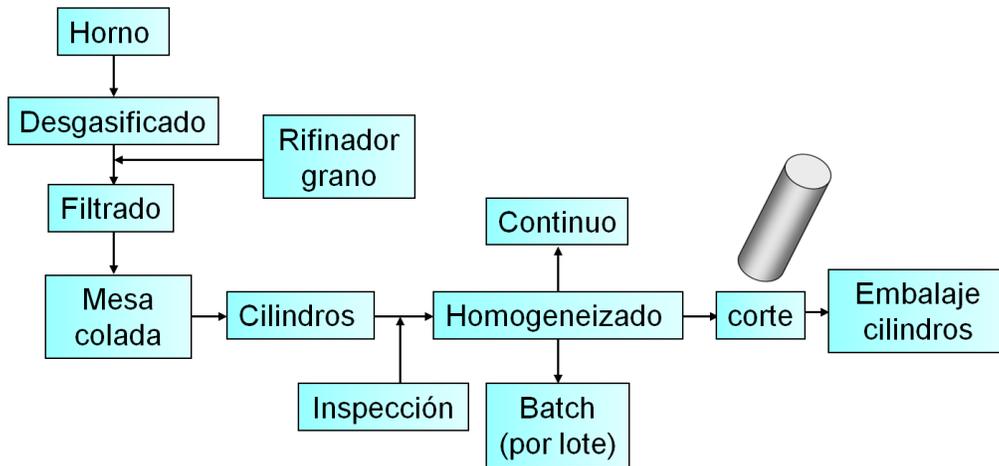
### **FABRICACIÓN DE CILINDROS PARA EL PROCESO DE EXTRUSIÓN**

Los cilindros de aluminio para extrusión, llamados algunas veces barras o barrotos, son fabricados usando la tecnología de colada semicontinua vertical con enfriamiento directo, la cual se desarrolló a principio de la década de 1930 (Schneider, 2002). En algunos casos también se utiliza el proceso de colada continua horizontal, aunque la calidad microestructural y superficial de los cilindros obtenidos con dicha tecnología es inferior a la de la colada semicontinua vertical.

El flujograma de fabricación de cilindros para extrusión se representa en la figura 1. Se observa que el tratamiento del metal líquido, es decir el desgasificado, refinamiento de grano y filtrado del metal, se lleva a cabo en línea, justo antes de que el aluminio líquido llegue a la mesa de colada o mesa de moldes. Por otro lado, el tratamiento térmico de homogeneizado puede llevarse a cabo usando un horno moderno de paso continuo o un horno convencional tipo «batch» o por lote.

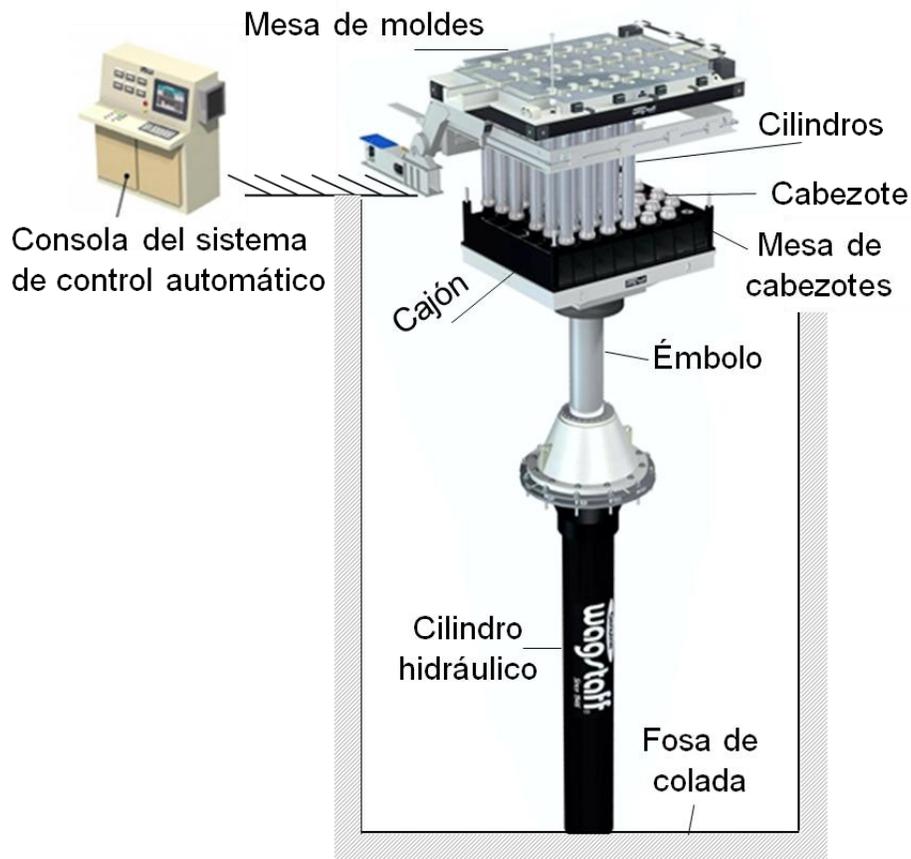
En la figura 2 se muestra una imagen tridimensional de una máquina de colada semicontinua vertical de cilindros. Entre sus componentes principales se encuentra la mesa de moldes para colar cilindros (parte superior) y la mesa de cabezotes, la cual se posiciona dentro de la mesa de moldes y actúa como falso fondo para bajar los cilindros que van solidificando. La mesa de cabezotes está apoyada sobre un cajón sostenido por el émbolo de un cilindro hidráulico, el cual se encarga de bajar y subir verticalmente dicha mesa a través de la fosa de colada.

## Fabricación de cilindros para extrusión



**Figura 1.** Flujograma simplificado del proceso de fabricación de cilindros de aluminio para ser usado en el proceso de extrusión. Fuente: elaboración propia.

La mesa de moldes más productiva que se ha fabricado hasta la fecha es capaz de colar hasta 160 cilindros por colada, para ello debe estar acoplada a un par de hornos con suficiente capacidad para suplir todo el aluminio líquido requerido. Comercialmente, los diámetros más usados en la producción de cilindros son de 6, 7, 8, 9 y 10 pulgadas (in), que corresponden a 152, 178, 203, 229 y 254 mm. Esto obedece al hecho de que la mayoría de las prensas de extrusión instaladas a nivel mundial están equipadas para procesar cilindros con dichos diámetros (DIAC, 1997). Sin embargo, la tendencia actual en las nuevas empresas que se inician en este negocio, es instalar prensas de extrusión con diámetros de contenedores que pueden llegar a 12 in o más.



**Figura 2. Imagen tridimensional de una máquina de colada semicontinua vertical de cilindros de última generación.** Adaptado de Wagstaff. (s.f.). [Página Web en línea]. Disponible: <http://wagstaffat.com/OffNav/WagstaffAT/StyleGuide/Product-Detail.htm> [Consulta: 2017, Diciembre 14]. Texto traducido por el autor.

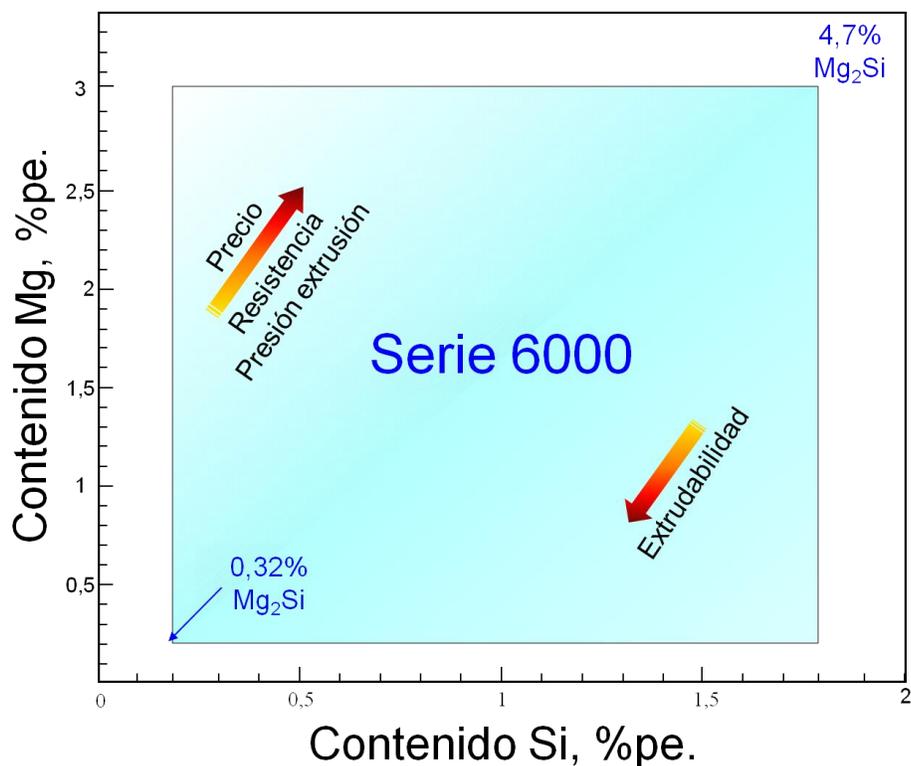
Algunas empresas también comercializan cilindros de diámetros pequeños, tales como 2 in (51 mm) y 3 in (76 mm). Normalmente estos cilindros son usados en el proceso de forja (Sekiguchi, Mitamura y Fukuda, 1981). Otras empresas se especializan en fabricar cilindros con diámetros supergrandes, el más grande que se ha colado hasta la fecha mide 52 in de diámetro (1.320 mm), usado principalmente en el forjado de anillos de gran tamaño y para la manufactura de algunos componentes con estructuras monolíticas, muy usados en la industria aeroespacial (Almex, 2003). Por otro lado, las longitudes netas de los cilindros de mayor demanda comercial están entre 220 in (5.588 mm) a 240 in (6.096 mm). Esto es debido al hecho de que la

mayoría de las empresas establecidas están diseñadas para manipular longitudes brutas de cilindros en el orden de los 276 in (7.000 mm). Las limitantes de la longitud del cilindro es impuesta por la profundidad de la fosa de colada, la altura máxima de la grúa usada para extraer los cilindros de la fosa y el largo máximo de los hornos de homogeneizado disponibles.

### ***1.1. Fundamento del diseño de aleaciones de aluminio***

El mercado mundial de cilindros de aluminio para extrusión es dominado por las aleaciones de la serie 6000, las cuales pertenecen al sistema Aluminio-Magnesio-Silicio (Al-Mg-Si). Este grupo de aleaciones cubre un amplio rango composicional que va de 0,2 a 1,8% de silicio y de 0,2 a 3% magnesio, ambos en porcentaje en peso (%pe). Asumiendo que todo el magnesio presente en las aleaciones se combina con el silicio, se tendría entonces un rango composicional para todo el grupo de aleaciones de la serie 6000 con un mínimo de 0,32%  $Mg_2Si$  a un máximo de 4,5%  $Mg_2Si$  (ver Figura 3). Más de 100 aleaciones comerciales están registradas dentro de este grupo (The Aluminum Association, 2015), las cuales, al someterlas a un tratamiento térmico de envejecido pico (conocido como T6), pueden generar niveles típicos de resistencia a la tracción que van desde 150 a 360 MPa (Barry, 1984).

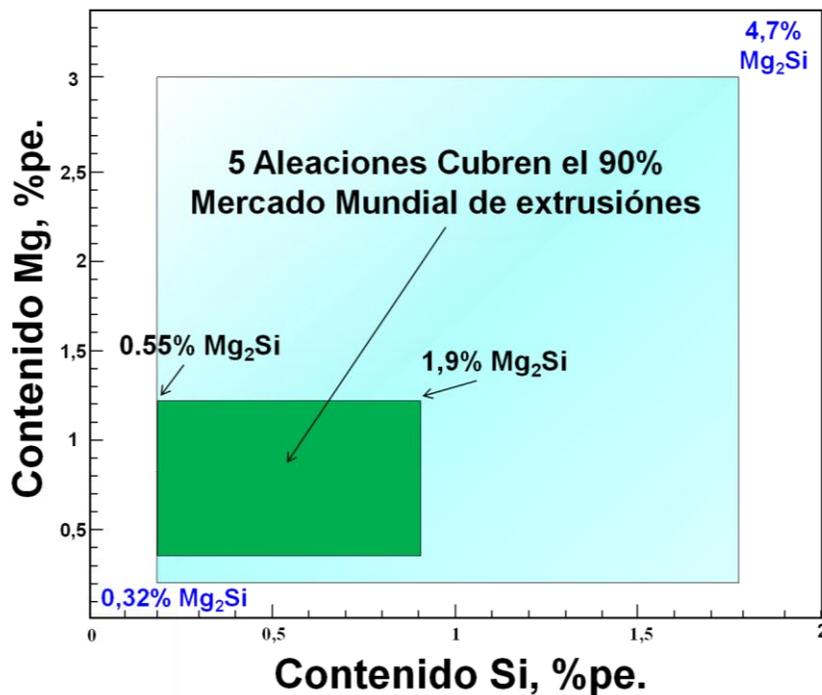
Una de las características principales de las aleaciones de la serie 6000, es su rápida respuesta al tratamiento térmico; es decir, la resistencia mecánica se incrementa considerablemente luego de someter la aleación a un tratamiento de solución sólida, temple y subsecuente envejecimiento bien sea natural o artificial. La fase responsable por el endurecimiento de estas aleaciones son los precipitados intermedios metaestables del tipo  $\beta''$ - $Mg_2Si$ . El objetivo por lo tanto en estas aleaciones es maximizar la fracción volumétrica de estas partículas endurecedoras, con una distribución lo más uniforme posible a través de toda la microestructura de la aleación.



**Figura 3.** Rango composicional para las aleaciones de la serie 6000, las cuales abarcan más de 100 aleaciones comerciales con un contenido teórico de  $Mg_2Si$  que va de 0,32% hasta 4,7%. Se incluye, en función al %  $Mg_2Si$ , la tendencia del precio de la aleación, su resistencia mecánica, presión de extrusión y extrudabilidad. Fuente: elaboración propia.

Se estima que un 90% de todos los cilindros de aluminio que se destinan a nivel mundial al proceso de extrusión son fabricados usando solamente cinco aleaciones de la serie 6000 (Reiso, 2004), a saber: 6005A, 6106, 6060, 6061 y 6063. Estas cinco aleaciones contienen entre 0,55%  $Mg_2Si$  a 1,9%  $Mg_2Si$  (ver figura 4), representando aproximadamente el 13% del todo el área composicional del grupo de aleaciones de la serie 6000 mostrada en la figura 3. De estas cinco aleaciones, las 6060 y 6063 cubren aproximadamente el 75% del total de los productos extruidos de la serie 6000 (Heathcock, 2001), mientras que las aleaciones 6005A, 6106 y 6061 contribuyen con el 25% restante.

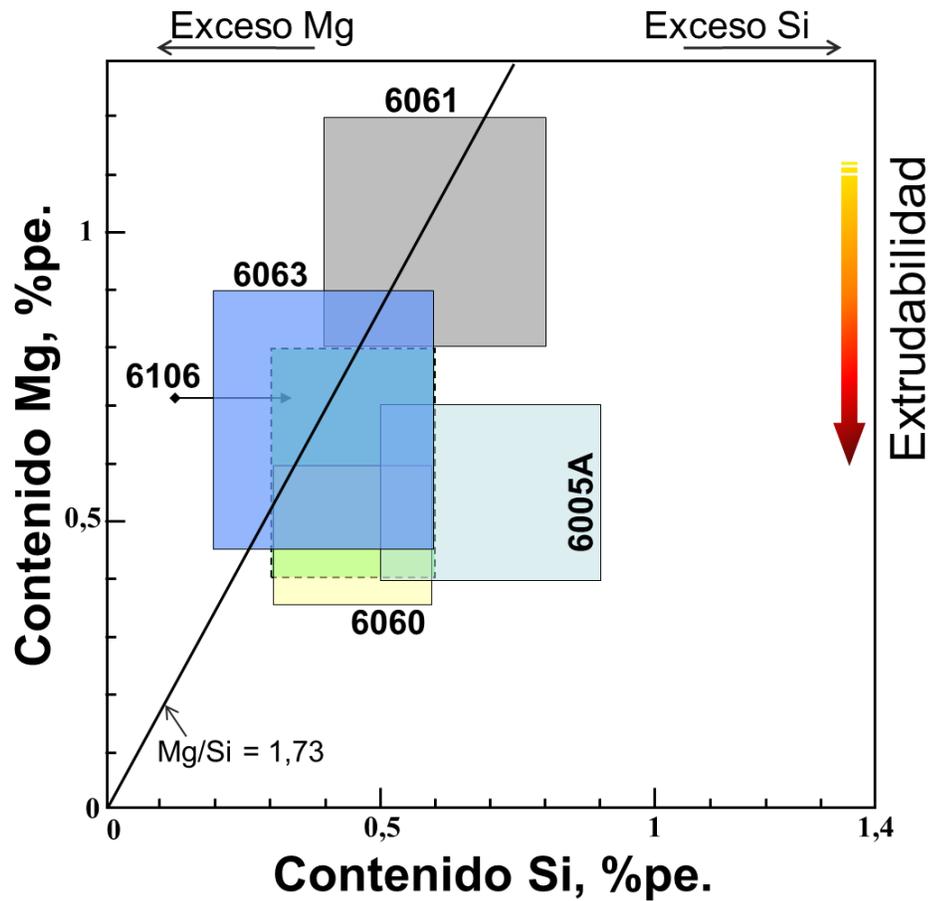
El rango composicional para las aleaciones 6060 y 6063 abarcan apenas el 5% del total del área mostrado en la figura 3 para el grupo de aleaciones de la serie 6000, aunque en términos de volumen de producción, como ya se destacó, son las más ampliamente fabricadas. Por otro lado, estas dos aleaciones se ubican hacia el extremo de baja resistencia dentro de todas las aleaciones de la serie 6000, pero en contraposición son las que poseen la máxima extrudabilidad de todo el grupo de la serie 6000. En las empresas de aluminio de la región Guayana, tales como Alcasa, Venalum y Pianmecca, las aleaciones 6060 y 6063 son también las que más se producen para su transformación aguas abajo mediante el proceso de extrusión. Este subproducto es muy cotizado por unas 15 empresas de extrusión que para el año de 1997 existían en Venezuela (DIAC, 1997).



**Figura 4.** Área composicional de las cinco aleaciones de la serie 6000 mostrada por el rectángulo pequeño en color verde, el cual representa el 13% de toda el área de la serie 6000. Fuente: elaboración propia.

A nivel mundial, existe un cierto nivel de preferencia entre los extrusores a usar la aleación 6063 en vez de la 6060. Su uso es tan amplio que se le considera el «caballito de batalla» en dicha industria (The Aluminum Source, s.f.). La razón se debe a su excelente extrudabilidad, pudiendo ser extruida usando baja presión y bajas temperaturas. También puede ser templada fácilmente a la salida de la prensa de extrusión mediante aire quieto o un simple enfriamiento con aire forzado (ventiladores). Adicionalmente, es relativamente fácil de conformar, maquinar, soldar, presenta buena resistencia a la corrosión y propiedades mecánicas aceptables. Se puede anodizar con facilidad, además es una de las aleaciones más económica en término de precio por kilo (ibid). Debido a su fácil extrudabilidad, se la toma también como patrón referencial con el cual se compara la extrudabilidad del resto de las aleaciones. En este sentido, a la aleación 6063 se le asigna un índice de extrudabilidad del 100%, valor con el cual se comparan las otras clases de aleaciones.

En la figura 5 se muestra un diagrama composicional para las cinco principales aleaciones de extrusión en función únicamente del magnesio y el silicio, mientras que en la tabla 1 se dan los detalles de la composición química para cada una de ellas. Se sabe que entre mayor sea el %Mg<sub>2</sub>Si que contenga la aleación, mayor será su resistencia mecánica. En este sentido, la aleación 6061 es la que posee el mayor % Mg<sub>2</sub>Si, por lo que provee los valores de resistencia más alto de todas las aleaciones de la serie 6000, en conjunto con la aleación 6082. Ellas son consideradas de resistencia media, mientras las otras son consideradas de baja resistencia. El nivel de resistencia de las aleaciones 6061 y 6082 la hacen ideales para usarse en aquellas aplicaciones estructurales que requieran perfiles de resistencia media a alta. En general, la resistencia a la tracción de las principales aleaciones de la serie 6000 decrece en el siguiente orden: 6061 > 6005A > 6063 > 6106 > 6060. Aunque las propiedades tensionales de estas aleaciones se mejoran incrementando el contenido de Mg<sub>2</sub>Si, no ocurre lo mismo con la extrudabilidad, la cual por lo general se desmejora con el incremento del %Mg<sub>2</sub>Si en la aleación (ver Figura 3).



**Figura 5. Rango composicional para las cinco aleaciones más usadas en el proceso de extrusión.** Adaptado de Hatch, J. (1993). *Aluminum: Properties and physical metallurgy*. Materials Park, OH: ASM International. El autor incluye la línea estequiométrica de formación del  $Mg_2Si$  ( $Mg/Si = 1,73$ ), la cual separa las aleaciones con exceso de magnesio de las de exceso de silicio, igualmente incluye de forma cualitativa la tendencia de la extrudabilidad al pasar de una aleación a otra.

**Tabla 1. Composición química de las principales aleaciones de la serie 6000**

Aleación	Composición química en %pe.						
	Mg	Si	Fe	Cu	Mn	Zn	Ti
<b>6060</b>	0,35-0,60	0,30-0,60	0,10-0,30	≤0,10	≤0,10	≤0,15	≤0,10
<b>6560</b>	0,20-0,60	0,30-0,70	0,10-0,30	0,05-0,20	≤0,20	≤0,15	≤0,10
<b>6660</b>	0,30-0,60	0,40-0,80	0,15-0,30	≤0,10	0,03-0,20	≤0,10	≤0,10
<b>6360</b>	0,25-0,45	0,35-0,80	0,10-0,30	≤0,15	0,02-0,15	≤0,10	≤0,10
<b>6006</b>	0,45-0,90	0,60-0,60	≤0,35	0,15-0,30	0,05-0,20	≤0,10	≤0,10
<b>6106</b>	0,40-0,80	0,30-0,60	≤0,35	≤0,25	0,05-0,20	≤0,10	-
<b>6063</b>	0,45-0,90	0,20-0,60	≤0,35	≤0,10	≤0,10	≤0,10	≤0,10
<b>6063A</b>	0,60-0,90	0,30-0,60	0,15-0,35	≤0,10	≤0,15	≤0,15	≤0,10
<b>6463</b>	0,45-0,90	0,20-0,60	≤0,15	≤0,20	≤0,05	≤0,05	-
<b>6005</b>	0,40-0,60	0,60-0,90	≤0,35	≤0,10	≤0,10	≤0,10	≤0,10
<b>6005A</b>	0,40-0,70	0,50-0,90	≤0,35	≤0,30	≤0,50	≤0,20	≤0,10
<b>6105</b>	0,45-0,80	0,60-1,0	≤0,35	≤0,10	≤0,15	≤0,10	≤0,10
<b>6061</b>	0,80-1,2	0,40-0,80	≤0,70	0,15-0,40	≤0,15	≤0,25	≤0,15
<b>6261</b>	0,70-1,0	0,40-0,70	≤0,40	0,15-0,40	0,20-0,35	≤0,20	≤0,10
<b>6082</b>	0,60-1,2	0,70-1,3	≤0,50	≤0,10	0,40-1,0	≤0,20	≤0,10

*Nota.* Tabla elaborada con datos tomados de Online Materials Information Resource. (s.f.). [Página Web en línea]. Disponible: <http://www.matweb.com/search/CompositionSearch.aspx> [Consulta: 2017, Diciembre 12].

Es importante resaltar que la aleación 6005A, mostrada en la figura 5, es una versión mejorada de la aleación original 6005, así como también lo es la aleación 6105. De la misma manera, la aleación 6106 fue desarrollada a partir de la aleación original 6006, mientras que a partir de la aleación original 6060 han surgidos las variantes 6560, 6660 y la 6360, la cual surgió en el año 2001. Para el caso de la aleación 6061, la variante que se conoce es la 6261.

Por otra parte, la aleación 6063A, es una versión mejorada de la aleación 6063. La aleación 6063A, al contrario de la 6063, especifica un porcentaje mínimo de hierro de 0,15%, mientras que su porcentaje mínimo de magnesio y silicio es un poco

mayor a la de la aleación 6063, tal como se detalla en la tabla 1. Otra aleación originada de la 6063 es la 6463. Ésta última aleación se usa en aquellas aplicaciones que requieran un acabado superficial más brillante y un mejor comportamiento frente al proceso de anodizado (Heathcock, 2001). Debido a que la aleación 6463 se fabrica con aluminio primario de mayor pureza, permitiendo un máximo 0,15% de hierro, regularmente se cotiza a mejor precio que la 6063 en los mercados internacionales.

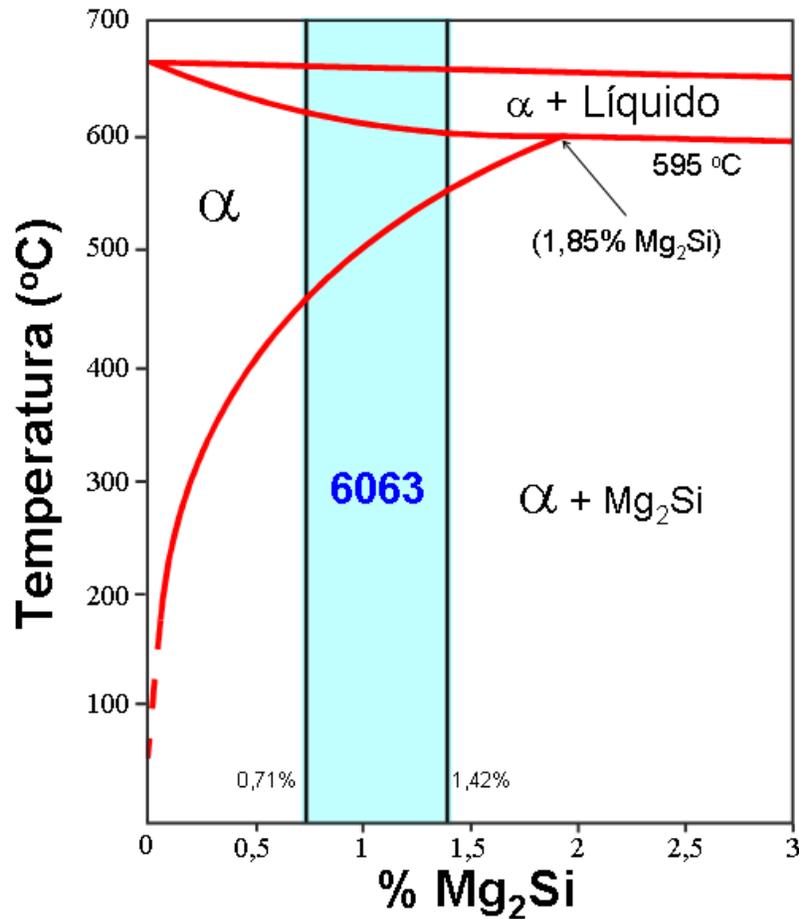
Existen otras aleaciones de la serie 6000 que se fabrican con un menor volumen de producción, tales como la 6151, 6351, 6101, 6026, 6042, 6082 y 6182. La aleación 6082 es muy parecida a la 6061 en cuanto a la resistencia mecánica y extrudabilidad. En Europa occidental y en Australia se usa mucho la aleación 6082 en aplicaciones estructurales, mientras que en los Estados Unidos, por lo general se prefiere a la 6061 (ibid).

Los otros grupos de aleaciones diferentes a la serie 6000 que participan en el proceso de extrusión en una escala mucho menor, con aproximadamente el 10% del mercado mundial, son las aleaciones 1050, 1060, 1100, 1200, 1235, 1350, 3102, 3003, 3103, 3004 y 3030, consideradas aleaciones blandas, en conjunto con las aleaciones 2011, 2014, 2024, 7004, 7012 y 7075, consideradas aleaciones muy duras. Estas últimas seis aleaciones (serie 2000 y 700), son de alta resistencia y se emplean fundamentalmente en la industria aeronáutica o aeroespacial. Existen relativamente muy pocas empresas extrusoras a nivel mundial dedicadas a la extrusión de estas aleaciones duras, entre ellas se podría mencionar a «Norsk Hydro», «Arconic» y «Rio Tinto Alcan», las cuales son empresas de clase mundial y dominan el mercado de fabricación de cilindros y extrusiones para el sector aeronáutico (King, 2008). Este sector es de muy alto perfil dentro de la industria del aluminio, pero consume menos del 2% de los productos extruidos a nivel mundial (ibid).

El compuesto de equilibrio  $Mg_2Si$  se forma estequiométricamente mediante la reacción:  $2Mg + Si \rightarrow Mg_2Si$ , con una relación en peso de Mg a Si de 1,73:1. Esta

relación estequiométrica está representada en la figura 5 mediante una línea diagonal que parte desde el origen de coordenadas. Cualquier aleación que yace sobre dicha línea se dice que es estequiométrica o está totalmente balanceada, en el sentido de que todo el Mg y el Si presente en la aleación reaccionan formando el compuesto  $Mg_2Si$  (en la relación  $Mg/Si = 1,73:1$ ). Si el Mg y el Si están presente en el aluminio en la relación 1,73:1, el sistema terciario Al-Mg-Si puede ser considerado entonces como un sistema esencialmente cuasi-binario (pseudo-binario), entre el aluminio y el compuesto estable  $Mg_2Si$  (Al- $Mg_2Si$ ), simplificando su representación en el diagrama de fase, tal como se muestra en la figura 6.

Al observar la figura 6, se nota que la máxima solubilidad del  $Mg_2Si$  es 1,85 % a 595 °C, disminuyendo a menos de 0,1 % a temperatura ambiente. Es justo esta característica la que hace que las aleaciones de la serie 6000 sean tratables térmicamente, pudiendo mejorar así su resistencia mecánica durante el tratamiento de envejecido. Como ya fue mencionado, el precipitado endurecedor que hace posible incrementar la resistencia mecánica de la aleación es un compuesto intermedio metaestable conocido como  $\beta''$ -  $Mg_2Si$ , el cual resulta de la descomposición de la solución sólida supersaturada. La resistencia de la aleación va a depender de la habilidad que tienen estos precipitados metaestables para impedir el movimiento de las dislocaciones durante la deformación plástica. Para ello es esencial que estén presentes en la microestructura de la aleación con una alta fracción volumétrica y uniformemente distribuidos.



**Figura 6.** Diagrama de fase pseudo-binario Al-Mg<sub>2</sub>Si mostrando, dentro del rectángulo sombreado, el rango de composición para la aleación 6063, el cual va de 0,71% a 1,42% de Mg<sub>2</sub>Si. Adaptado de Asensio-Lozano, J., Suárez-Peña, B. y Vander Voot, G. F. (2014). Effect of processing steps on the mechanical properties and surface appearance of 6063 aluminium extruded products. *Materials* 2014, 7, 4224-4242.

Una aleación balanceada se caracteriza porque todo el soluto principal está contenido en la fase Mg<sub>2</sub>Si, evitando así los posibles efectos adversos que pudiera ejercer un exceso de silicio o magnesio en la solución sólida de la aleación. Sin embargo, a nivel industrial es muy difícil preparar aleaciones que tengan composiciones netamente estequiométricas, por lo cual habitualmente se fabrican desbalanceadas, bien con un exceso de silicio o de magnesio para formar Mg<sub>2</sub>Si. En la figura 5, se puede notar que la línea estequiométrica atraviesa la mayoría de las composiciones de las aleaciones, indicando que es posible fabricar aleaciones

balaceadas (que yacen dentro de la línea), o con composiciones desbalanceadas, bien sea con exceso de silicio ( $\text{Mg:Si} < 1.73$ ) o con exceso de magnesio ( $\text{Mg:Si} > 1.73$ ). La excepción es la aleación 6005A, la cual es totalmente desbalanceada, fabricándose siempre con un exceso de silicio (ver Figura 5). La aleación 6060 también es mayoritariamente diseñada con un exceso de silicio.

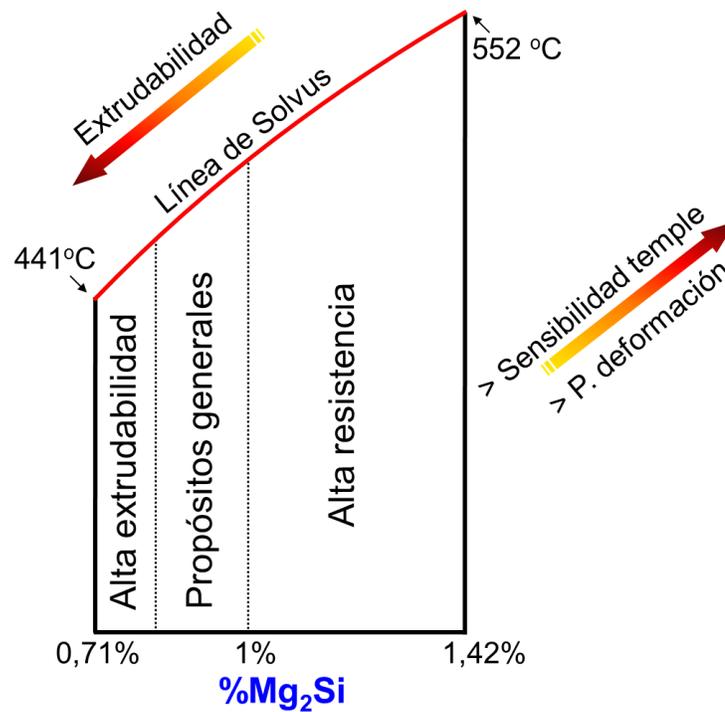
Se sabe que un exceso de magnesio limita la solubilidad del compuesto  $\text{Mg}_2\text{Si}$  en solución sólida, mientras que el silicio tiene muy poco efecto, por lo que industrialmente se prefiere fabricar aleaciones con un exceso de silicio con el fin de asegurar que la máxima cantidad de  $\text{Mg}_2\text{Si}$  esté en solución (Asensio-Lozano, Suárez-Peña, y Vander Voot, 2014). Las composiciones de estas últimas aleaciones con exceso de silicio estarían hacia el lado derecho de la línea estequiométrica, como se muestra en la figura 5, ya que la solubilidad del  $\text{Mg}_2\text{Si}$  se restringe mucho más hacia el lado izquierdo de dicha línea (exceso de Mg). En el capítulo II, se profundizará un poco más sobre el efecto del magnesio en la solubilidad del compuesto  $\text{Mg}_2\text{Si}$  y en la extrudabilidad de las aleaciones.

Aunque es más sencillo representar a las aleaciones de la serie 6000 (Al-Mg-Si) en un diagrama cuasi-binario, en realidad es un sistema del tipo cuaternario (Al-Mg-Si-Fe), debido a la presencia del hierro, que en el caso de la aleación 6063 el máximo permitido es de 0,35% (ver Tabla 1). No obstante, la experiencia industrial indica que el rango óptimo debería mantenerse entre 0,15% - 0,20% de hierro, para evitar problemas durante el proceso de solidificación de la aleación y en el proceso posterior de extrusión. Si es muy bajo puede crear problemas de agrietamiento en caliente durante la solidificación y posibles problemas de granos bastos o anormales en el homogeneizado (ver Figura 29). Si el porcentaje de hierro se incrementa por encima de 0,20%, podría disminuir la extrudabilidad de la aleación y deteriorar la reflectividad y apariencia superficial del perfil. En el proceso de colada, el hierro evita el agrietamiento de los cilindros causado por los altos esfuerzos internos que se

producen debido a la rápida solidificación a la que es sometido el metal en los moldes.

En la mayoría de las aleaciones de la serie 6000, el rango de composición química en cuanto al contenido de magnesio y silicio es tan amplio que se solapan con otras aleaciones vecinas (ver Figura 5). Para trabajar más eficientemente con dicho rango, los fabricantes de cilindros subdividen las aleaciones en una serie de variantes composicionales de tal manera que permitan satisfacer diferentes necesidades en cuanto a grado de extrudabilidad, propiedades mecánicas y respuesta al anodizado. De esta manera, una misma aleación puede subdividirse en tres rangos composicionales diferentes, en función al contenido de magnesio y silicio escogido, o en función al porcentaje del compuesto  $Mg_2Si$ , que es la fase que se forma al usar dichos elementos aleantes, según el diagrama de equilibrio mostrado en la figura 6.

En el caso de la aleación 6063, la cual es la más ampliamente usada en el proceso de extrusión, se suele subdividir el rango composicional en tres variantes: rango de alta extrudabilidad (baja resistencia), propósitos generales y rango de alta resistencia (Barry y Hains, 1977), tal como se muestra en la figura 7, la cual es una simple ampliación del rango composicional de la aleación 6063 sacada del diagrama de fases de la figura 6. Se enfatiza en color rojo la línea de «solvus», la cual controla la escogencia de la temperatura de tratamiento de solución de una aleación en particular. Por arriba de dicha línea, la fase  $Mg_2Si$  se disuelve, pasando a solución sólida. El tratamiento de homogeneizado de los cilindros y la operación de extrusión son llevados a cabo a temperaturas por encima de la línea de solvus, mientras que la operación de precalentamiento que se lleva a cabo antes de la extrusión, se ejecuta por debajo de dicha línea.



**Figura 7. Rango composicional de la aleación 6063 mostrando las tres subdivisiones con la que se suele dividir dicha aleación.** El diagrama es una modificación y ampliación del rectángulo sombreado mostrado en la figura 6 según Asensio-Lozano, J., Suárez-Peña, B. y Vander Voot, G. F. (2014). Effect of processing steps on the mechanical properties and surface appearance of 6063 aluminium extruded products. *Materials* 2014, 7, 4224-4242. El autor superpuso flechas indicando la tendencia de la extrudabilidad, a la sensibilidad al temple y a la presión de deformación en función al porcentaje de  $Mg_2Si$ . P = Presión y > = incremento

Se sabe que a medida que se incrementa el porcentaje de  $Mg_2Si$ , aumenta tanto la resistencia mecánica de la aleación como la presión requerida para extruir o deformar la aleación (ver Figura 3). También se incrementa la sensibilidad al temple y el costo de fabricación de la aleación (mayor consumo de aleantes). Por otro lado, la extrudabilidad de la aleación disminuye así como su conductividad eléctrica.

## ***1.2. Tecnología del proceso de colada de cilindros***

En la industria del aluminio primario, los cilindros para extrusión son fabricados partiendo del aluminio líquido procedente del área de reducción electrolítica (celdas electrolíticas). El aluminio líquido obtenido electrolíticamente es transportado en crisoles hasta la sala de colada, en donde se registra su peso mediante una balanza de piso, se le mide su temperatura y se le toma una muestra para verificar su pureza química. Los crisoles, los cuales contienen alrededor de 5 t de metal, son luego trasladados y vaciados directamente a los hornos de retención. Para ello se utiliza una grúa tipo puente, que eleva y posiciona el crisol sobre una boca de carga que poseen los hornos para tales fines (ver Figura 8). Este método tradicional es el más común para transferir el metal líquido a los hornos.

La eficacia del vaciado de los crisoles usando una grúa puente depende mucho de la habilidad del operador de la grúa y del diseño o configuración de la boca de carga del horno, por lo que no es extraño encontrar derrame de metal alrededor del área de carga del horno, lo cual es un peligro potencial para la seguridad del personal, aparte que afecta la limpieza de la sala de colada y daña también la loza del piso alrededor de la boca de carga (ver Figura 8). Otro efecto nocivo, desde el punto de vista de la eficiencia del proceso, es que el metal líquido cae desde una cierta altura en cascada o caída libre hacia la solera del horno, generando una gran turbulencia al chocar contra la solera y como consecuencia una mayor oxidación y formación de escoria en el baño. Esto se favorece aún más por las altas temperaturas a la que se encuentra el metal dentro del crisol ( $\sim 800\text{ }^{\circ}\text{C}$ ) y cuando los hornos son muy grandes, debido a que el área superficial expuesta es mucho mayor.



**Figura 8.** La foto izquierda muestra el vaciado de un crisol en la boca de carga de un horno de retención de tipo reverbero, mientras que la foto de la derecha muestra el derrame de aluminio alrededor de la boca de carga como consecuencia de un mal vaciado del metal. Fuente: fotografías tomadas por el autor.

La cantidad de escoria que se genera depende de la altura a la que cae el metal y la velocidad de caída. Sólo se requiere que el metal caiga desde una altura superior a 12,5 mm, con una velocidad crítica mayor a 0,5 m/s, para generar la turbulencia suficiente que dé inicio a una oxidación rápida del metal (Campbell, 1997). No es de extrañar por lo tanto que la mayor cantidad de escoria que se genera en el baño metálico provenga de la carga del metal líquido al horno. Actualmente, el método que rinde los mejores beneficios para transferir metal líquido a los hornos es el que usa el principio del sifón (ver Figura 9). Este método es rápido, seguro y según la literatura genera sólo 0,2% de escoria comparado con más del 0,7% en el caso de usar el método tradicional de transferencia de metal a través de la boca de carga del horno (Riverin, Tardy-Berger, L Heureux, Simard y Torman, 2015).

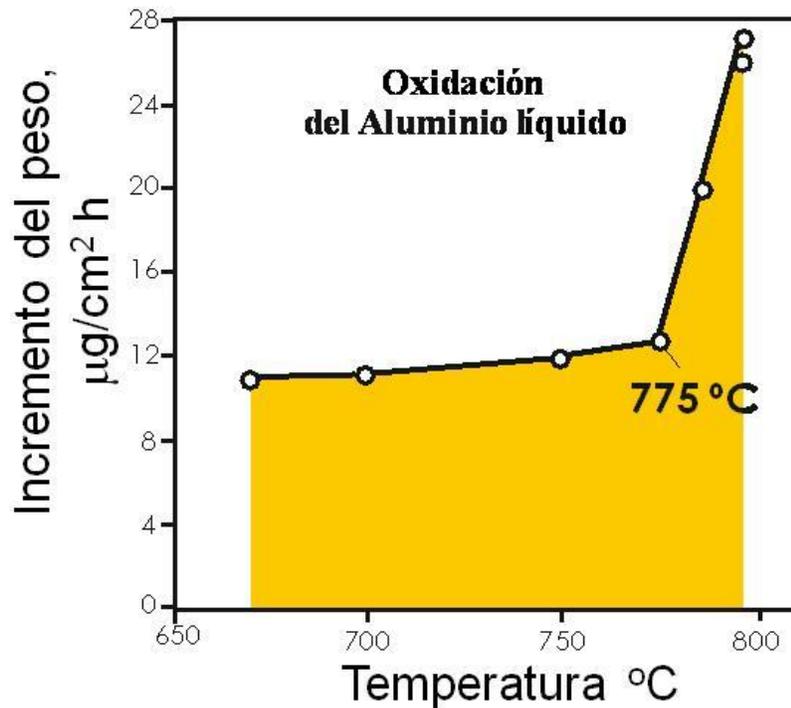


**Figura 9. Vaciado de un crisol mediante el método del sifón.** Tomado de Riverin, G., Tardy-Berger, N., L'Heureux, S., Simard, M. y Torman, M. (2015). Compact casthouse: New high productivity arrangement for small ingots production in Kitimat. *Aluminium International today*, 27(6), 23-25.

La velocidad de oxidación del aluminio líquido es prácticamente constante por debajo de 775 °C, unos 11 - 13  $\mu\text{g}/\text{cm}^2 \text{ h}$ . Pero por encima de esta temperatura crítica, la tasa de oxidación aumenta exponencialmente como se muestra en la figura 10. A aproximadamente 785 °C, la velocidad de oxidación es de 20  $\mu\text{g}/\text{cm}^2 \text{ h}$ , un aumento promedio de alrededor del 60%. En el caso extremo de que la temperatura del aluminio fundido alcance los 950 °C, la formación de óxido es instantánea, en esta situación el proceso de oxidación es continuo y puede llegar a consumir grandes cantidades de metal.

En la industria primaria del aluminio, el horno que se usa por excelencia es el horno convencional de retención de tipo reverbero (ver Figura 8), en donde el combustible, normalmente gas natural, calienta directamente a la carga del horno. Estos hornos pueden ser fijos (estacionarios) o basculantes. Uno de los problemas de los hornos de reverbero estacionarios es la forma de abrir la piquera del horno, así como la dificultad para mantener un flujo constante y controlado de metal líquido. En

la mayoría de los casos, la operación de abrir la piquera es totalmente manual, por lo que los operadores deben emplear fuerza bruta para ejecutar dicha tarea.



**Figura 10.** Variación de la velocidad de oxidación del aluminio líquido en función a la temperatura. Se señala la temperatura crítica (775 °C), por encima de la cual la oxidación aumenta exponencialmente. Tomado de Neff, D. V. (2000). Aluminum melts treatment and casting. *Proceedings of Technical Sessions presented by the TMS Aluminum Committee at the 129th TMS Annual Meeting, 1*, 197-211.

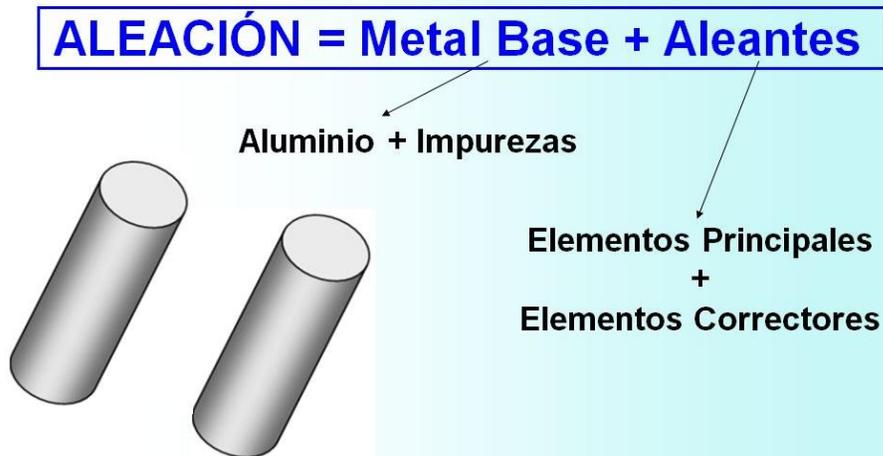
Otro inconveniente relacionado con el horno de reverbero estacionario tiene que ver con la pérdida de presión metalostática que se presenta a medida que el nivel de metal o altura del baño en el horno se hace cada vez más bajo. Si durante el vaciado del horno el flujo de metal empieza a decaer, entonces es necesario abortar la colada, ya que no se puede disminuir la velocidad de colada de la mesa de cilindros. Esta pérdida de presión en el flujo hace que los hornos fijos retengan un remanente de metal líquido significativo que no puede aprovecharse hasta tanto no se vuelva a llenar el horno. Por eso, el horno debe diseñarse con una capacidad u holgura de

metal suficiente para permitir un flujo de metal líquido constante y suficiente durante toda la colada. En general, los hornos de retención se diseñan para que puedan efectuar por lo menos dos coladas consecutivas antes de volver a ser llenado.

Los hornos basculantes, por su parte, no sufren de los problemas arriba mencionados, ya que su sistema de basculamiento permite que el flujo de metal sea controlado a medida que el nivel de metal en el horno disminuya. El horno basculante es idóneo para la preparación de aleaciones debido a que no deja un remanente significativo de metal luego del vaciado, lo que facilita ejecutar rápidamente el balance de carga (no existe un peso de metal remanente desconocido), ahorrando tiempo por corrección de la química de la aleación. El hecho de que el remanente de metal dentro del horno sea insignificante, facilita en la mayoría de los casos, el cambio rápido de una aleación a otra, sin tener que gastar mucho tiempo en lavar o limpiar el horno, como es el caso de los hornos fijos.

### ***1.3. Preparación de las aleaciones***

En la preparación de aleaciones, aparte del metal líquido, también es necesario adicionar al horno los elementos aleantes que se requieran, en función a la aleación a fabricar, de forma tal de conferirle al metal las propiedades características deseadas, tal como se pretende indicar a través de la relación representada en la figura 11. Aquí se hace la distinción entre elementos aleantes principales y elementos modificadores de la microestructura o de las impurezas, que por simplicidad se le llama elementos correctores o controladores. El metal base es el aluminio comercialmente puro (> 99,70% de pureza), con sus impurezas típicas, principalmente silicio, hierro y los alcalinotérreos.



*Figura 11.* Ecuación que define los componentes de una aleación de aluminio. Fuente: elaboración propia.

El elemento aleante principal siempre está presente en un mayor porcentaje dentro de la aleación, pero en muchas aleaciones está normalmente acompañado por otros elementos que actúan como complementarios o secundarios y pueden estar presentes en menor porcentaje que el primario o principal. Por otro lado, los elementos correctores se adicionan en proporciones muy bajas, en muchos casos en partes por millón (ppm), por lo cual son a menudo llamados microaleantes y se usan para modificar o alterar algunas características particulares de la microestructura de la aleación, como por ejemplo, el titanio, boro o zirconio, los cuales actúan como afinadores de granos. También se usa el cromo o manganeso para contrarrestar los efectos perniciosos del hierro en la microestructura de la aleación. De igual manera, existen otros microaleantes que se usan muy discretamente para controlar o mejorar ciertas propiedades específicas de la aleación.

Por lo general, la logística y secuencia para cargar los aleantes está gobernada por el punto de fusión de los elementos a añadir, su reactividad, volatilidad y cantidad a añadir. El elemento aleante más reactivo, como el magnesio, se añade de último, de forma tal de darle menos oportunidad de combinarse con el oxígeno o reaccionar con

algún componente del revestimiento del horno o medio ambiente. El tamaño o granulometría de los aleantes a utilizar es también una variable importante, por ejemplo, en el caso del silicio que es utilizado a granel, su tamaño no debería ser muy pequeño para evitar que se quede sobre la capa de óxido o flote sobre la superficie del baño metálico, ni muy grande que incremente los tiempos de disolución y preparación de la aleación.

Todos los elementos aleantes, incluso la posible chatarra que se adicione, debe distribuirse lo más uniformemente posible dentro de la solera del horno, de modo tal que ayude o facilite el proceso de disolución o fusión. Si el horno tiene dos puertas, delantera y trasera, los aleantes deben redistribuirse o dosificarse por ambas puertas. La excepción a esto es la adición de magnesio, que debido a su fácil disolución basta con sumergir toda su carga en un solo punto, pero siempre buscando el centro del horno. Es necesario mantener el magnesio inmerso en el baño de aluminio y esperar a que se disuelva, lo cual normalmente dura unos 5 minutos.

Para incrementar la productividad en la fabricación de las aleaciones, la secuencia de carga debe conducir a un tiempo rápido de disolución, de manera de ganar tiempo en la preparación. En este sentido, el silicio puede ser agregado de primero, con el horno vacío o dentro del metal líquido remanente, luego se adiciona la chatarra aleada generada por el mismo proceso, preferiblemente en un porcentaje que no sobrepase el 10% de la carga total, de manera que no afecte los tiempos de preparación. También se puede agregar el titanio y el cobre en caso de que la química de la aleación lo especifique, seguidamente se carga el aluminio líquido que viene bien caliente de las celdas de reducción (~ 800 °C), aprovechando así su alto calor sensible para acelerar la fusión y disolución rápida de todos los componentes que se cargaron al horno. Esta secuencia de carga es recomendada por algunas empresas líderes (López, 1999).

Cuando toda la carga esté fundida, se realiza la operación de desnate para remover la escoria, se agita luego el baño y se toma una o dos muestras para análisis químico, dependiendo del tamaño o capacidad del horno. En función a los resultados del análisis químico y de acuerdo al rango de composición de la aleación a preparar, se adiciona el manganeso conjuntamente con el hierro, en caso de que sea necesario. El magnesio debe ser el último elemento aleante que se añade al horno, para ello es importante suprimir las llamas de los quemadores del horno y asegurar que la temperatura del baño no esté demasiada alta. Para el caso de las aleaciones 6060 y 6063, la temperatura más apropiada es 730 °C, en todo caso nunca debería sobrepasar los 760 °C.

Se recomienda adicionar el magnesio unos 30 a 45 minutos máximo antes de iniciar la colada de cilindros, sumergiéndolo bien dentro del baño metálico para evitar que se oxide en la atmósfera del horno. La cantidad de magnesio a adicionar debe calcularse de modo tal que su porcentaje final se ubique ligeramente por encima del valor promedio que especifica la aleación, apuntando hacia su límite superior dentro del rango permitido, en vez de apuntar entre el límite inferior y su valor promedio (ibid). Esto es debido a que la experiencia ha demostrado que la concentración de magnesio en la aleación tiende a disminuir con el tiempo de preparación de la aleación, por lo que si su valor calculado se encuentra cerca del límite inferior de su especificación química, el cilindro puede salir fuera de grado y ser rechazado por el cliente.

Hay que tomar también en cuenta que si el magnesio se deja mucho tiempo dentro del horno a altas temperaturas, hay la posibilidad de que forme espinela metalúrgica ( $\text{Al}_2\text{MgO}_4$ ), la cual es un tipo de inclusión muy perjudicial para el proceso de extrusión. Este tipo de inclusión se forma en el baño líquido cuando el óxido de magnesio hace contacto con partículas de óxido de aluminio o con la escoria que es rico en óxido de aluminio. También puede reaccionar directamente con el

refractario del horno formando costras (laminillas) o partículas de gran tamaño y de muy alta dureza.

Siempre es recomendable efectuar el balance de carga usando un programa de computación apropiado, de manera de agilizar y automatizar el proceso de preparación de aleaciones. Al automatizar los cálculos se ahorra tiempo y consumo de aleantes debido a la precisión y confiabilidad de los resultados. A veces hay que ajustar el horno varias veces, hacer correcciones, analizar, recalcular, etc. Si todo esto se realiza manualmente, entonces se podría afectar la entrega a tiempo del horno para dar inicio a la colada de cilindros. Otra ventaja que se podría obtener con la ayuda de esta herramienta informática es poder llevar un control estadístico de los elementos aleantes y medir la capacidad del proceso ( $C_{pk}$ ). Para ello se determina el valor  $C_{pk}$  de cada uno de los elementos aleantes, el cual debería estar por encima de 1,33, indicando que el proceso se encuentra bajo control estadístico, cumpliendo así con las especificaciones químicas del cliente. A mayor sea dicho valor, menor es la variabilidad química de la aleación y más eficiente el control del proceso de adición de elementos aleantes. La consistencia en la composición química es clave para el proceso de extrusión, por eso es necesario enfocarse en controlar la varianza en la química de la aleación.

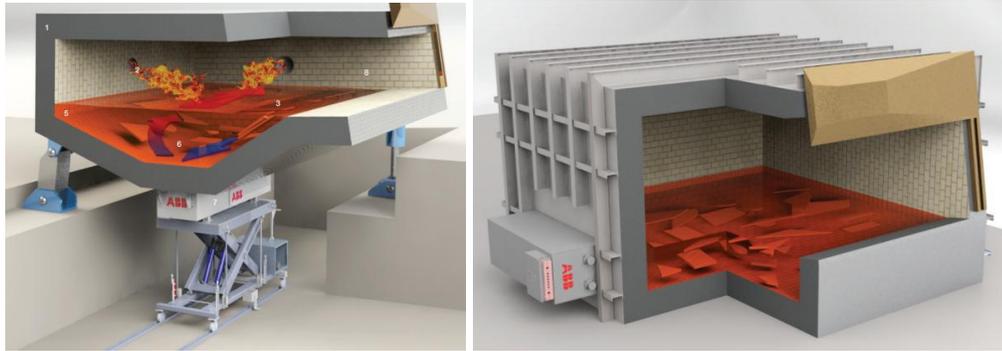
### ***1.3.1. Operación de batido y desnate del horno***

Es necesario garantizar la homogeneidad química de toda la masa del baño fundido, ya que en caso contrario habría variaciones locales de composición que pueden afectar la calidad del producto final. Esta homogeneidad química se obtiene a través del batido del horno, el cual tradicionalmente se ejecuta por métodos mecánicos (ver Figura 12), o usando tecnologías avanzadas de agitado del horno, tales como dispositivos electromagnéticos que se montan en la pared refractaria del horno o debajo de la solera del horno, como se muestra en la figura 13. Estos

dispositivos, aparte de agitar el baño sin necesidad de abrir la puerta del horno, también agilizan el proceso de fusión y disolución de los elementos aleantes, lo que contribuye a disminuir los tiempos de preparación de las aleaciones, mejoran la eficiencia del consumo de combustible y reducen significativamente la generación de escoria. Por otra parte, reducen el uso de los equipos móviles y mano de obra asociada.



**Figura 12.** Operación de desnatado tradicional de un horno de retención. Se observa la herramienta llamada paleta acoplada a un montacargas. Para batir el horno también se requiere de una paleta similar. Fuente: fotografía tomada por el autor.

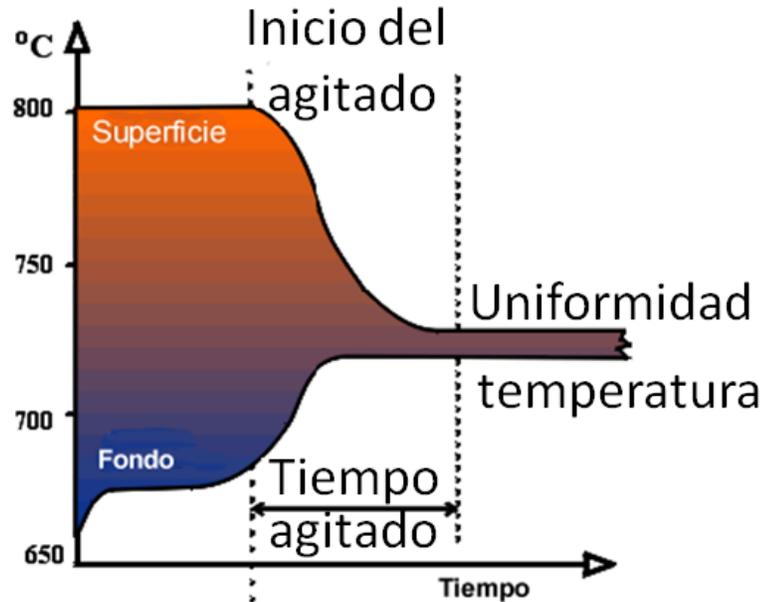


**Figura 13.** Sistema de agitación electromagnética instalado en el fondo de un horno basculante, foto izquierda, y en la pared lateral de un horno estacionario, foto derecha. Tomado de ABB. (s.f.). *Al-EMS electromagnetic stirring solutions improving aluminum furnace performance*. [Folleto en línea]. Disponible: [https://library.e.abb.com/public/27c218312ebf45ddb1c3d035363d350c/ABB\\_Al\\_EMS\\_Rev2\\_HR.pdf](https://library.e.abb.com/public/27c218312ebf45ddb1c3d035363d350c/ABB_Al_EMS_Rev2_HR.pdf) [Consulta: 2018, Marzo 24].

En un baño metálico donde no exista ningún medio que provoque la convección forzada, existe la tendencia a que la temperatura superficial del metal líquido se mantenga siempre mucho más elevada (ver Figura 14), lo que trae como consecuencia una estratificación de la temperatura desde la superficie al fondo del baño, así como un perfil de segregación química (Reed, 1988). Se sabe que en una mezcla de fluidos, las moléculas calientes tienden a ir a la superficie, si se añade más calor a la superficie del baño, lo que se está es favoreciendo a que dichas moléculas permanezcan en la superficie, sin pasar o transmitir el calor a los niveles más bajos del baño. De ahí la necesidad de batir el horno, para que a través de la convección forzada que se genere se pueda transmitir el calor hasta el fondo del horno, logrando así homogeneizar la temperatura de toda la masa de metal líquido.

El gradiente de temperatura que puede establecerse a través de la profundidad del baño sin batir, normalmente puede variar entre 60 a 70 °C (Grayson, 2014), pero en algunos casos puede sobrepasar los 200 °C (Waite, 2002), sobre todo en hornos muy grandes con una profundidad de metal significativa. Esto se hace más evidente al considerar el hecho de que la conductividad térmica del aluminio en estado líquido es aproximadamente 50% menor que en el estado sólido (Grayson, 2014), lo cual hace mucho más lento la transferencia de calor al fondo del horno. Aparte de eso, en los

hornos de reverbero típicamente sólo se aprovecha aproximadamente un 40% de la energía térmica para calentar el baño metálico, ya que un 35 a 50% del calor se pierde por la chimenea, mientras que el resto se pierde por conducción (ibid).



**Figura 14.** Representación esquemática de la diferencia de temperatura que puede existir entre la superficie y el fondo del baño metálico antes de dar inicio al agitado. Tomado de ABB. (s.f.). *AI-EMS electromagnetic stirring solutions improving aluminum furnace performance* [Folleto en línea]. Disponible: [https://library.e.abb.com/public/27c218312ebf45ddb1c3d035363d350c/ABB\\_AI\\_EMS\\_Rev2\\_HR.pdf](https://library.e.abb.com/public/27c218312ebf45ddb1c3d035363d350c/ABB_AI_EMS_Rev2_HR.pdf) [Consulta: 2018, Marzo 24]. Texto traducido por el autor.

La estratificación de temperatura influye directamente en la homogeneidad química del baño, debido a que promueve la segregación de origen térmico. Este tipo de segregación ocasiona diferencias en el grado de disolución de los elementos aleantes en los diferentes niveles de profundidad del baño, creando de esta manera variaciones locales de composición química (perfil composicional). Esta variación composicional sería más acentuada en el caso de utilizar aleantes constituidos por metales pesados tales como hierro, manganeso, cobre y zinc, que poseen una alta tendencia a la segregación gravitatoria y necesitan por lo tanto de una buena agitación

para su homogeneización. Una buena uniformidad de la temperatura de toda la masa del baño es por lo tanto clave para garantizar una mejor reproducibilidad y consistencia de la composición química a lo largo de toda la colada de cilindros. Lograr esta consistencia en la composición química del cilindro es fundamental para las propiedades mecánicas del perfil extruido, como se discutirá posteriormente en el capítulo II que trata sobre el proceso de extrusión.

El número de veces que se agita el baño y los tiempos estratégicos de batido son factores claves para obtener un proceso eficiente de preparación de aleaciones. Innecesario o impropio tiempo de batido tiene un efecto negativo sobre el baño metálico y sobre la eficiencia del proceso. Si es muy largo el tiempo de batido se favorece la oxidación y generación de escoria, además el baño puede perder temperatura que genera un retraso en las operaciones de colada. En el caso de que la agitación mecánica del baño sea deficiente, se puede generar una significativa segregación gravitatoria de los elementos aleantes, en donde los elementos más pesados tienden a difundir hacia el fondo del horno, mientras que los livianos tienden a flotar en la superficie. En general, el tiempo de batido depende del tamaño del horno, para el caso de un horno de retención convencional de 70 toneladas, el tiempo de batido se ubica alrededor de los 20 minutos (Boon y otros, 1999). Si el horno posee dos puertas, se debe batir 10 minutos por cada puerta.

En resumen, un buen batido del baño metálico homogeniza su temperatura y mejora la cinética de disolución de los elementos aleantes, la cual es esencial para incrementar la productividad, mejorar la calidad metalúrgica del aluminio y alcanzar una operación costo-eficiente.

La temperatura del horno y el tiempo de permanencia del aluminio líquido a dicha temperatura, en conjunto con el vaciado de los crisoles en cascada y el batido del horno, son los principales factores que contribuyen a la generación de una capa de escoria sobre la superficie del baño. El porcentaje y tipo de chatarra cargada al horno

también influye significativamente en la generación de escoria en el horno. Las virutas, por ejemplo, cargadas directamente al horno generan una gran cantidad de óxidos y escoria. Se ha demostrado que aproximadamente el 72% de las virutas sin compactar que se agregan a un horno de retención se pierden por oxidación (se quemar), mientras que si se agregan en forma previamente compactadas sufren sólo un 14% de pérdidas por fusión (Jiménez, 2003). Esto lógicamente impacta en las pérdidas por fusión y en el incremento del porcentaje de escoria, la cual para una empresa de aluminio primario eficiente debería estar alrededor del 1% (Waite, 2002).

Normalmente se agregan fundentes desoxidantes o escorificantes a la superficie del baño para minimizar la oxidación del metal y ayudar a fluidizar la escoria antes de proceder a retirarla, usando para ello una herramienta apropiada llamada paleta, la cual, por lo general, se acopla a un montacargas, como se ilustra en la figura 12. La cantidad de escorificante a agregar está en función del espesor de la capa de escoria que debe ser retirada. Si la operación de desnatado no se ejecuta apropiadamente, la escoria que se remueve puede contener hasta un 80% de aluminio metálico por peso, debido al arrastre de una gran cantidad del aluminio conjuntamente con la escoria. Para facilitar el desnatado, actualmente se emplean vehículos especialmente diseñados y dedicados a ejecutar dicha operación de una forma más eficiente, confiable y segura (ver Figura 15), en comparación con los montacargas actuales, reduciendo así el porcentaje de aluminio metálico que se extrae simultáneamente con la escoria. La escoria siempre debe retirarse antes de agregar los elementos aleantes para evitar que reaccione con ellos y forme inclusiones dañinas, como la espinela mencionada previamente.



**Figura 15.** Vehículo especial para hacer operaciones de desnatado, batido y limpieza de las paredes y soleras de los hornos. Posee un brazo telescópico que le permite pararse frente a la puerta del horno y mantenerse estático mientras se ejecutan las operaciones. Fuente: fotografía tomada por el autor.

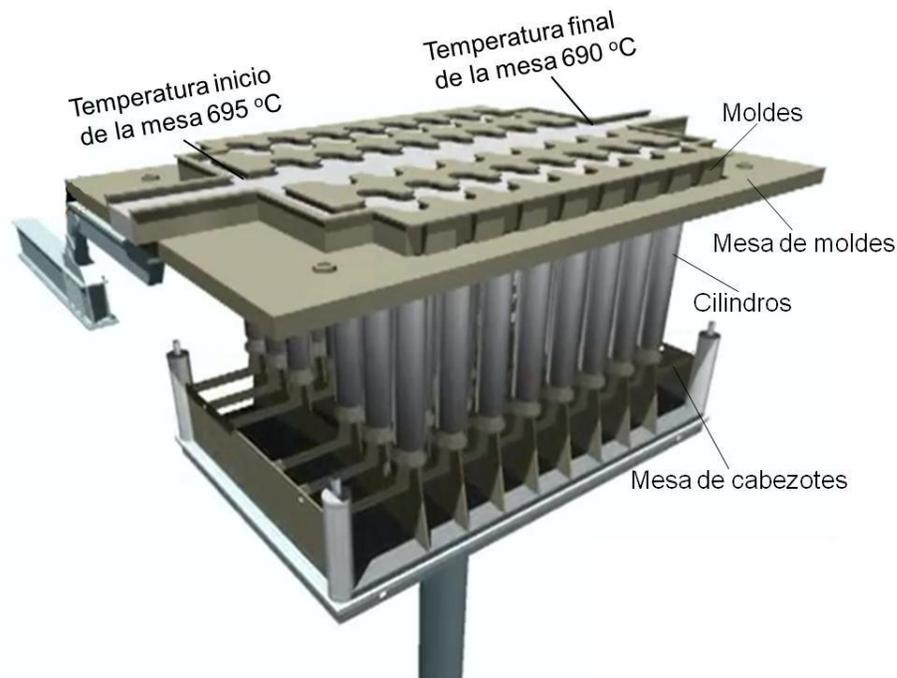
Si el espesor de la escoria generada sobre la superficie del metal es muy grande, ésta podría actuar como una capa aislante que disminuye la entrada de calor al aluminio líquido e incrementa las pérdidas de calor por radiación debido a la alta emisividad de la capa gruesa de escoria. Se ha reportado que un espesor de escoria de 76 mm (3 in), puede reducir la transferencia de calor al baño metálico en un 58%, aumentando en consecuencia el consumo de combustible del horno (Reed, 1988). Por otro lado, si la superficie del aluminio líquido está totalmente limpia, libre de escoria, podría actuar como un espejo metálico, reflejando todo el calor hacia los alrededores (el aluminio es un excelente reflector de energía radiante), por lo cual se consumiría más tiempo y energía en llevar el calor hacia la profundidad del baño. La solución más efectiva es mantener una delgada película de óxido superficial que proteja de la oxidación al resto del baño y permita que éste absorba y transmita fácilmente el calor hacia su interior. Para ello es necesario efectuar la operación de desnatado tan pronto se observe el incremento significativo de su espesor.

Luego de la operación de batido y desnatado del horno, se deja reposar el baño por unos 30 minutos para que se estabilice e inmediatamente se toma una muestra para verificar que su composición química esté dentro del rango especificado para la

aleación que se fabrica. Si uno o más elementos aleantes se encuentran fuera de especificaciones químicas, se debe reajustar el horno, corrigiendo el desbalance químico según el resultado del nuevo balance de carga efectuado. Se procede a batir de nuevo y desnatar la escoria en caso de requerirse. Algunos fabricantes toman muestras en cuatro posiciones diferentes dentro del horno para verificar la uniformidad de todo el baño metálico, posteriormente durante la colada toman una muestra a la mitad de la longitud del cilindro y al final del mismo, de modo de verificar la consistencia de la composición química a lo largo de toda la longitud del cilindro (Weaver, 1988). Este procedimiento es recomendable efectuarlo cada 6 meses para verificar la consistencia de la composición química en los cilindros colados.

Si la química de la aleación es la correcta, se debe iniciar la colada del horno a la mínima temperatura que permita el proceso, evitando el sobrecalentamiento excesivo, de tal manera de favorecer el enfriamiento de los cilindros en los moldes. Se sabe que el enfriamiento es un parámetro clave para obtener cilindros de buena calidad superficial y microestructural.

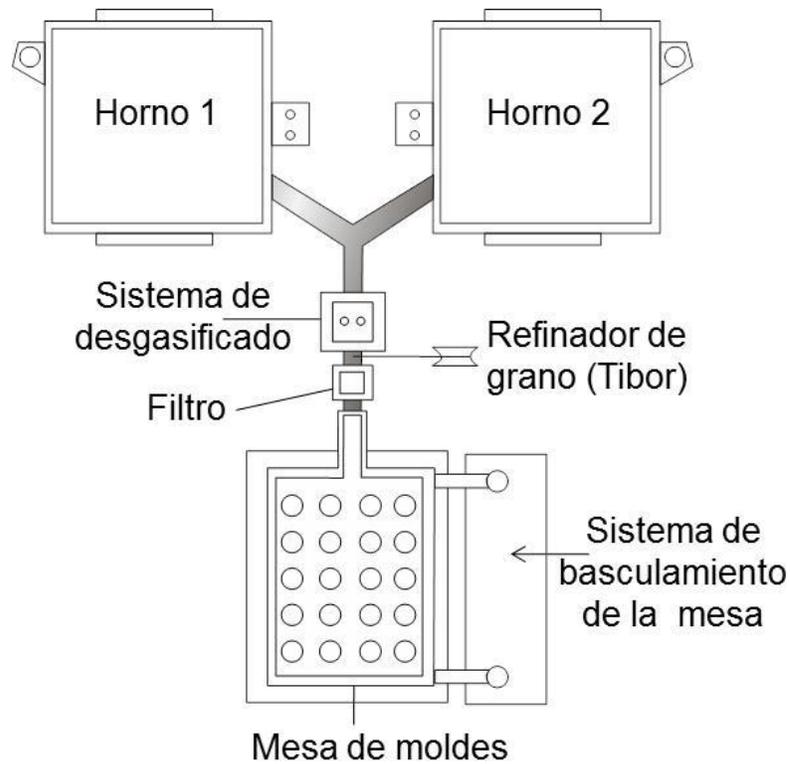
La temperatura de colada depende fundamentalmente del tipo de aleación, del arreglo de la mesa de colada, longitud de los canales de colada, diseño del revestimiento refractario de los canales y su precalentamiento. En general, la temperatura de colada puede estar entre 690 a 725 °C. En el caso de la aleación 6063, la temperatura óptima del aluminio líquido al llegar a la mesa de colada debería estar alrededor de 695 °C, evitando en lo posible que la variación de temperatura entre el punto más caliente al más frío en la mesa de colada supere los 5 °C (ver Figura 16). Lograr esta estrecha variación de temperatura requiere de un control estricto de la temperatura dentro del horno (baño metálico), así como del precalentamiento minucioso de todos los canales de distribución de metal y mesa de colada, aparte de mantener controlado el flujo y nivel de metal en la mesa de moldes.



**Figura 16. Variación óptima de temperatura para una colada de cilindros de la aleación 6063.** Tomado de Whatnotmedia. (s.f.). (s.t) [Simulación en línea]. Disponible: <https://www.youtube.com/watch?v=k-Gqwajh4OU> [Consulta: 2017, Octubre 22].

#### ***1.4. Tratamiento de limpieza del aluminio líquido***

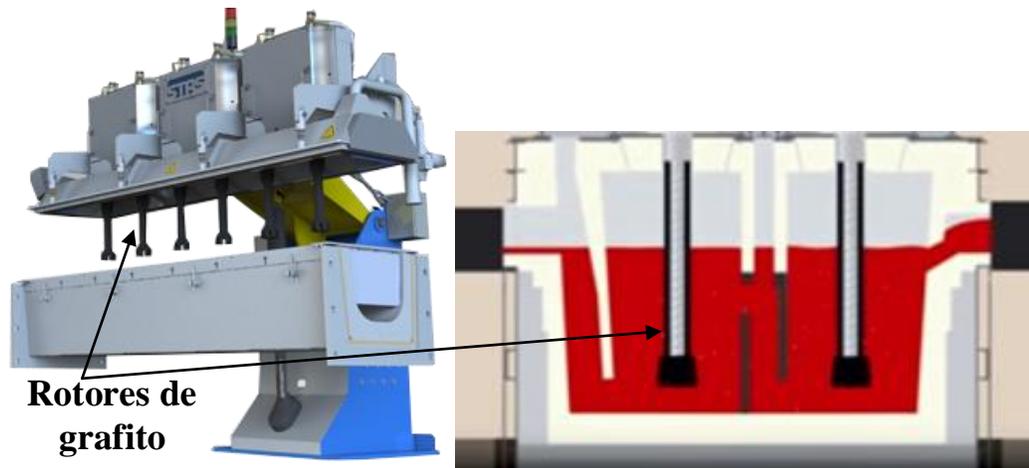
La calidad de limpieza del metal líquido depende de la reducción del contenido de hidrógeno disuelto en el aluminio, del control de las trazas de los elementos alcalinos-térreos y de la remoción de inclusiones. Para lograr esto, se utiliza un sistema de tratamiento en línea compuesto por una unidad de desgasificado y una caja con filtro de espuma de cerámica, tal como se representa en la figura 17. Un tratamiento de limpieza eficiente es un requisito indispensable para poder obtener perfiles de alta calidad a un costo de producción bajo.



**Figura 17.** Configuración esquemática típica de una unidad de colada semicontinua vertical de cilindros, mostrando el sistema en línea de tratamiento del metal líquido. Fuente: elaboración propia.

#### **1.4.1. Desgasificado del metal líquido**

El equipo de desgasificado es usado para remover el hidrógeno, el cual es el gas que tiene la mayor capacidad de disolverse en el aluminio líquido. Existen dos tipos de desgasificadores en línea bien establecidos, uno basado en el uso de un reactor o recipiente, en donde se inyecta el gas de proceso al metal líquido mediante rotores o boquillas (toberas), mientras que el otro sistema desgasifica utilizando directamente el mismo canal de transferencia de metal, pero rediseñado para tal fin (ver Figura 18). En dicho canal se inyecta el gas tratante mediante rotores de grafito. Ambos sistemas son usados en las empresas básicas del aluminio.



**Figura 18.** Sistemas de degasificado en línea. La foto del lado izquierdo muestra un degasificador que utiliza el canal de transferencia de metal para tratar el aluminio líquido utilizando varios rotores. La imagen del lado derecho por su parte, muestra un reactor que retiene el metal líquido dejando luego un remanente dentro del recipiente. La imagen izquierda fue tomada de Alcircle. (2018). *Interviews* [Entrevista en línea]. Disponible: <https://bit.ly/2IBu68t> [Consulta: 2017, Octubre 20]. La imagen derecha fue tomada de Almex. (2014). *LARS - Almex USA's liquid aluminum refining system* [Video en línea]. Disponible: [https://www.youtube.com/watch?v=nl6\\_SkFByrk](https://www.youtube.com/watch?v=nl6_SkFByrk) [Consulta: 2017, Octubre 20].

Por lo general, el gas de proceso más usado para degasificar el aluminio líquido es una mezcla de argón y cloro, aunque en ocasiones se sustituye el argón por el nitrógeno por ser más económico. El total de cloro añadido en la mezcla no debería exceder el 5%, debido a los posibles efectos perniciosos para la salud de los trabajadores y el medio ambiente. Por eso algunas empresas utilizan solamente 100% de argón o en su defecto mezclado con otros productos más amigables con el medio ambiente, como el cloruro de magnesio. El uso del cloro es para remover o reducir las trazas de los elementos alcalinos y alcalinotérreos que están presentes en el aluminio electrolítico, tales como el litio, sodio y el calcio. Estos elementos pueden ser perjudiciales, bien para el proceso mismo de colada o para el proceso posterior de extrusión. El cloro tiene una mayor afinidad química con estos elementos en comparación con el aluminio, por lo que reacciona fácilmente con ellos formando cloruros.

El sodio, por ejemplo, puede favorecer el agrietamiento en caliente de los cilindros que solidifican. Si su contenido es muy alto, es necesario disminuir la velocidad de colada para evitar grietas en los cilindros. Se recomienda que el contenido de sodio en los cilindros esté por debajo de 10 ppm, preferiblemente menor a 7 ppm. Para el caso del litio y el calcio, la meta es mantenerlos por debajo de 5 ppm. Los elementos alcalinos son muy reactivos y se oxidan rápidamente, creando inclusiones. El calcio puede alterar la cinética de precipitación y disminuir el endurecimiento por envejecido.

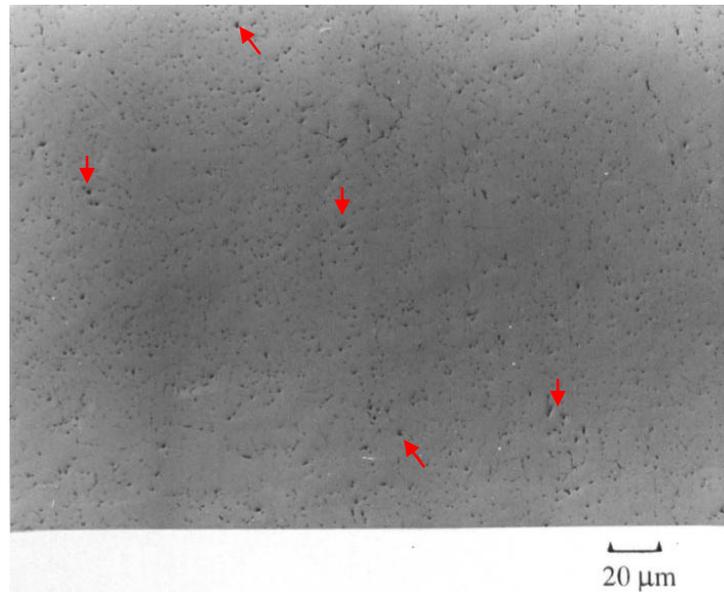
El porcentaje de cloro a inyectar se calcula en base al contenido de los elementos alcalinos y alcalinotérreos que estén presentes en el metal. Una sala de colada que huelga a cloro es señal de que existe alguna fuga de este gas o de que la mezcla desgasificante esté excedida en el porcentaje de cloro requerido para remover dichos elementos. En este último caso, el cloro en exceso comenzará a reaccionar con el magnesio, basado en su energía libre estándar de formación, formando  $MgCl_2$  y reduciendo así su contenido en la aleación (Al-Rais, 1995). Esto podría comprometer la concentración mínima de magnesio exigida por la aleación. Si el exceso de cloro es significativo, también saldría libre, sin reaccionar, escapando del metal líquido y contaminando el medio circundante.

La concentración de hidrógeno encontrada en una zona particular de la sección transversal del cilindro, es una función de las condiciones de enfriamiento existente en dicha zona (Saha, 2000). Las altas velocidades de enfriamiento a que se someten los cilindros, atrapan el gas disuelto atómicamente en el líquido y lo retienen en solución sólida. Este gas en solución podría causar porosidades (microporosidades), durante el tratamiento térmico de homogeneizado o peor aún, «ampollas» en la superficie de los perfiles extruidos, tal como se discutirá posteriormente en el capítulo II. El hidrógeno que no puede ser atrapado en solución sólida en el aluminio, precipita en forma gaseosa o molecular formando porosidades. La cantidad y la

distribución de las porosidades dependen de la concentración de hidrógeno, la composición de la aleación, la velocidad de enfriamiento y la microestructura.

La influencia de la microestructura está relacionada con su refinamiento, es decir con el tamaño de los granos y los espacios entre los brazos dendríticos secundarios (DAS). El refinamiento de la microestructura produce como resultado una disminución general del tamaño de los poros (Eskin, Zuidema, Savran, y Katgerman, 2004). A menor sea el DAS, menor es el tamaño o radio de los poros (Nagaumi, 2001), con una tendencia a crecer desde la superficie al centro del cilindro, siguiendo el mismo patrón que el DAS, el cual se discutirá más adelante. Esto es debido a que la mayoría de los poros que se observan en la microestructura se ubican entre los brazos secundarios de las dendritas, con una pequeña fracción distribuidos a lo largo de los límites de granos. De manera análoga, cualquier porosidad que se forme durante la solidificación se distribuirá de una manera más uniforme si la aleación está muy bien refinada (granos pequeños).

Los valores medidos de porosidades en cilindros muestran una tendencia a aumentar hacia el centro del cilindro. Sin embargo, existen también otros reportes que indican lo contrario, que las porosidades disminuyen en el centro del cilindro y se concentran más cerca de la superficie del cilindro (ibid). Los microsporos pueden tener un tamaño entre 2 a 3  $\mu\text{m}$  de diámetro y son difíciles de detectarlos o de diferenciarlos de las pequeñas partículas constituyentes que están presentes en la microestructura de colada (ver Figura 19). En cilindros bien desgasificado, ellos están presentes en cantidades relativamente bajas. En muestras de cilindros de 7 in de diámetro de la aleación 6063 en estado de colada, se han obtenidos valores promedios de la fracción de área de poros de 0,006% (Evertsson, 2011). Este valor es muy bajo, considerando que el límite recomendado debe estar por debajo de 0,20% (ibid).



**Figura 19.** Micrografía óptica de una muestra tomada del centro de un cilindro de 7 in de diámetro, perteneciente a una aleación 6063 en estado de colada. Tomado de Al-Rais, M. (1995). *Effects of hydrogen in an aluminium-magnesium-silicon alloy during the production of extrusion ingots* [Versión completa en línea]. Tesis de PhD, Brunel University London. Disponible: <http://bura.brunel.ac.uk/handle/2438/5020> [Consulta: 2017, Noviembre 04]. Las flechas indican algunas porosidades. Sin ataque químico.

La experiencia indica que si el metal posee una concentración de hidrógeno por debajo de 0,15 ml/100 g de aluminio, no se formarán porosidades, sobre todo si el aluminio líquido está libre de partículas de óxidos o inclusiones. Las inclusiones actúan como sitios de nucleación heterogéneas, disminuyendo la barrera energética para la formación de porosidades. Los poros en el material suelen ser soldados durante el intenso proceso de deformación plástica llevada a cabo por la extrusión, aunque algunos trabajos afirman que realmente no se sueldan completamente, sino que se aplanan debido a los esfuerzos aplicados, formando discontinuidades planas que pueden afectar las propiedades finales del producto (Kubaschewski, Cibula, y Moore, 1970). Un buen sistema de control de calidad debe incluir la medición cuantitativa del contenido de hidrógeno en el metal líquido por lo menos una vez al mes (Annenkoff, 1988), aprovechando también para chequear el nivel de porosidades en el cilindro.

De acuerdo a la cantidad de hidrógeno presente en el metal, el nivel de desgasificado en las aleaciones se suele dividir en tres grandes grupos, a saber (Forcato, 2016): para concentraciones de hidrógeno en el metal de 0,06ml/100 g a 0,10 ml/100 g de aluminio, se considera un desgasificado excelente. Para una concentración de hidrógeno de 0,11 ml/100 g a 0,20 ml/100 g de aluminio, el desgasificado es moderado, mientras que si es mayor a 0,20 ml/100 g de aluminio, es deficiente. El nivel de desgasificado ofrecido por el primer grupo es requerido fundamentalmente en aplicaciones muy exigentes, como la industria aeroespacial. Normalmente, para las aleaciones de la serie 6000 es aceptable una concentración de hidrógeno menor a 0,20 ml/100 g de aluminio, preferiblemente un máximo de 0,17 ml/100 g.

#### ***1.4.2. Filtración del metal líquido***

Luego del proceso de desgasificado en línea, el aluminio pasa a través de un sistema de filtrado que utiliza un filtro de espuma de cerámica para atrapar las inclusiones arrastradas por el metal líquido (ver Figura 17). El tamaño y tipo de filtro a utilizar es función del flujo de metal y el grado de filtración deseado. A mayor sea el grado que tenga el filtro, menor es el tamaño de sus poros y más pequeñas serán las inclusiones que pueda atrapar. Un filtro con grado 40 tiene un tamaño de poros de aproximadamente la mitad de uno de grado 20 (Pyrotek, s.f.). Comercialmente se encuentran filtros de grado 10 a grado 80, los cuales pueden permitir flujos que van de 2,5 t/h a 60 t/h.

En la fabricación de cilindros para extrusión se emplean normalmente filtros con grado de filtración de 30, 40 y 50. El de grado 30 es el más empleado en la filtración de las aleaciones de la serie 6000, mientras que los dos últimos se usan principalmente en aplicaciones más exigentes, por ejemplo para la industria aeroespacial. Es importante tener presente que no es posible producir cilindros libres

de inclusiones con la tecnología existente actualmente. Sólo se puede reducir el nivel de inclusiones a niveles aceptable para el proceso de deformación, removiendo las partículas más grandes que puedan causar daños.

El tamaño, forma y distribución de las inclusiones en la sección transversal del cilindro son generalmente influenciados por la velocidad de solidificación, así como por la propia fluidez de las inclusiones dentro del metal líquido. Estas características se atribuyen a los efectos de las fuerzas flotantes y convectivas existente en el líquido. Durante la solidificación, las inclusiones pequeñas son atrapadas en la intercara sólido-líquido, mientras las partículas más grandes son empujadas delante de la interfaz. Esto implica que las inclusiones grandes estarán distribuidas hacia el centro del cilindro, mientras que aquellas suficientemente pequeñas se dispersarán razonablemente uniforme a través de la sección transversal, pero preferencialmente entre los límites de los brazos dendríticos. Por lo tanto, la tendencia de las inclusiones más perjudiciales para el proceso de extrusión es ubicarse principalmente en la zona central del cilindro, en lugar del radio medio o la superficie (Jaradeh y Carlberg, 2012).

En la tabla 2 se muestran las principales tipos de inclusiones que normalmente se encuentran en las aleaciones de aluminio. Entre ellas, el óxido de aluminio es la inclusión más común, pudiendo encontrarse en forma de partículas o laminillas (costra), con un espesor inferior a  $1\ \mu\text{m}$  y un diámetro entre 10 a  $5.000\ \mu\text{m}$ , aunque en ocasiones puede llegar a  $1.000\ \mu\text{m}$  (Simensen y Berg, 1980). En la figura 20, se muestra una fotomicrografía tomada con microscopía electrónica de barrido, donde se resaltan un par de partículas de  $\text{TiB}_2$  encontradas en la microestructura de una muestra de aleación 6063 (Jaradeh y Carlberg, 2007), mientras que en la figura 21 el mismo tipo de partícula aparece en forma de aglomerado. Estos aglomerados pueden ocasionar durante el proceso posterior de extrusión un degaste prematuro de la matriz de extrusión e incrementar los defectos superficiales en los perfiles, principalmente

rayas o líneas longitudinales a lo largo del perfil (die lines), y el defecto conocido como «pegaduras», también llamado «pick-up» (Comalco Smelting, s.f.).

Tabla 2. Inclusiones más frecuentes encontradas en aleaciones de aluminio

TIPO INCLUSIÓN	DESCRIPCIÓN	POSIBLE ORIGEN	DIMENSIONES ( $\mu\text{m}$ )
$\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$	En forma partículas o laminillas	Metal base o chatarra contaminada	0,20 - 0,30 (Partículas) 10 - 5.000 (costra)
MgO	Partículas o laminillas	Oxidación Mg	0,1 - 5 (partículas) 10 - 5.000 (costra)
$\text{MgAl}_2\text{O}_4$ Espínela-Metalúrgica	Costras o fragmentos grandes, muy duros.	Reacción química del MgO y $\text{Al}_2\text{O}_3$ luego de tiempo prolongado y altas $T^\circ$	0,1 - 5 (Fragmentos) 10 - 5.000 (costra)
$\text{TiB}_2$	Aglomerados de partículas diminutas	Exceso refinador grano	1 - 30
Refractarios sin reaccionar ( $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ , CaO, $\text{SiO}_2$ , etc)	Partículas duras de tamaño medio a grande	Degradación del revestimiento del horno, canales de colada	10 - 300

Nota. Tabla elaborada en base a los datos tomados de Simensen, C. y Berg, G. (1980)., Yuan, Q. (2003) y Conti, C. y Netter, P. (1992).

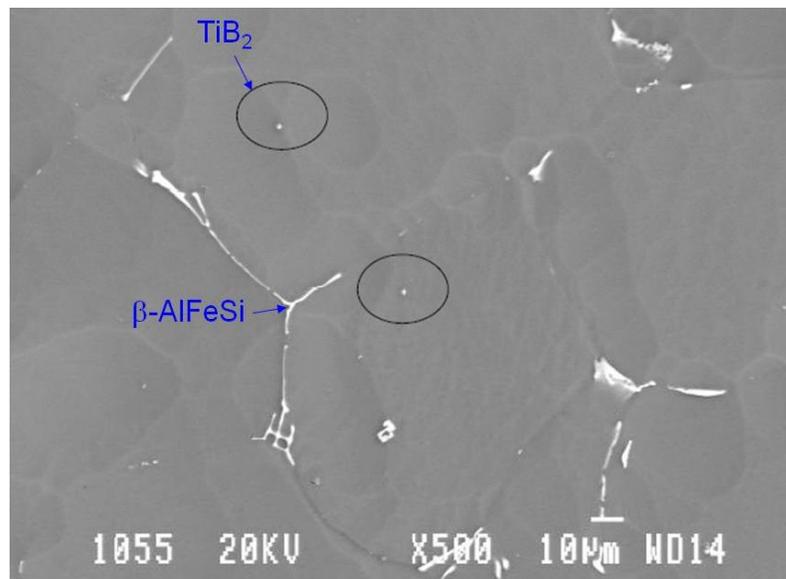
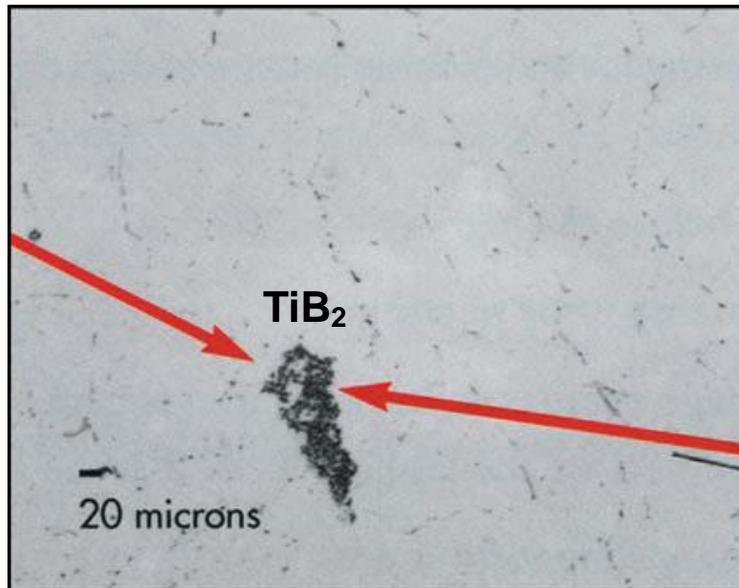


Figura 20. Micrografía obtenida mediante microscopía electrónica de barrido mostrando partículas de  $\text{TiB}_2$  (marcadas con un óvalo), en una aleación 6063. Tomado de Jaradeh, M. y Carlberg, T. (2007). Method developed for quantitative assessment of inclusions in aluminium billets. *Proceedings of Technical Sessions presented by the TMS Aluminum Committee at the TMS 2007 Annual Meeting & Exhibition, 1*, 679-684.



**Figura 21. Micrografía óptica de un aglomerado de partículas de  $TiB_2$  presente en una aleación del tipo Al-Mg-Si.** Tomado de Comalco Smelting. (s.f.). *Comalco extrusión guides for 6000 serie alloys* [Documento en línea]. Disponible: <https://es.scribd.com/document/226601864/Extrusion-guides-02> [Consulta: 2017, Julio 18].

La presencia de inclusiones en los cilindros puede ocasionar problemas durante la operación de extrusión. Para los productos que se fabrican con altas velocidades de extrusión y secciones de paredes delgadas, la presencia de inclusiones con un tamaño mayor a  $20\ \mu m$ , implicaría que hay que trabajar con velocidades de extrusión mucho más bajas para poder proveer una adecuada calidad a los perfiles extruidos. La reducción en la velocidad de extrusión puede alcanzar hasta un 50% (Neff, 1988).

Debido al efecto abrasivo de las inclusiones, estas pueden acelerar el desgaste de la superficie o plano de roce de la abertura de la matriz de extrusión, conocida también como «bearing». Pueden también rayar o marcar su superficie, lo que generaría líneas longitudinales o rayas profundas sobre la superficie del perfil extruido. Esto a su vez implica un mayor mantenimiento de dicha matriz (pulido del bearing más frecuente), que puede ocasionar una pérdida en las tolerancias dimensionales del perfil. En algunos casos, cuando las inclusiones son muy grandes y

duras, se puede romper o fisurar la matriz de extrusión, lo que incrementaría los costos de producción.

Las inclusiones incrementan la rugosidad superficial de los perfiles y pueden causar desgarre de su superficie como se ilustra en la figura 22. Durante la operación de extrusión, las inclusiones fluyen a un ritmo diferente al del metal deformado porque no están unidas al material (incoherentes), si son muy grandes se pueden atascar en la salida de la matriz de extrusión, que por lo general es de alrededor de 1 mm, obstruyendo localmente su salida y ocasionando desgarre en el perfil (ver Figura 23). El resultado de todos estos inconvenientes es la pérdida en productividad de la prensa de extrusión, inducido por el incremento en la generación de chatarra (menor rendimiento metálico), demoras o tiempos improductivos por corrección frecuente de matrices e incremento de los costos por reposición de matrices dañadas.



**Figura 22. Desgarramiento debido a la presencia de inclusiones en un perfil fabricado a partir de un cilindro de 7 in de diámetro de la aleación 6063.** Tomado de Easley, M. (2009, Octubre). *SEM/EDS analyses - MI metals, extruded alloy 6063 samples made with Venelum metal*. New Kensington, PA: Alloy Technology and Material Research.



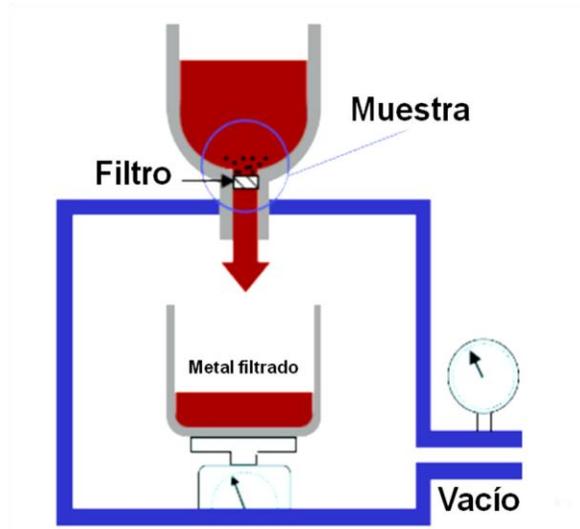
**Figura 23.** Matriz de extrusión con dos «bocas» u orificios de salida del material extruido. A medida que se reduce la abertura de salida para obtener perfiles de muy bajo espesor, más estricto debe ser el control de las inclusiones. Fuente: fotografía tomada por el autor.

En general, el nivel de inclusiones en la industria del aluminio no está bien definido, ni tampoco el método para detectarlas. Para facilitar su cuantificación se suele dividir las en tres rangos, a saber, pequeñas, entre  $0,1 - 0,3 \mu\text{m}$ ; medianas, entre  $0,3 - 1 \mu\text{m}$ ; grandes mayores a  $1 \mu\text{m}$  (Forcato, 2016). Según experiencia a nivel industrial, cuando el tamaño de las inclusiones en los cilindros supera las  $15 \mu\text{m}$ , es inminente la aparición de problemas durante la operación de extrusión.

Una manera de detectar y cuantificar las inclusiones contenidas en un cilindro es efectuando un análisis metalográfico directamente sobre la superficie de una muestra tomada del cilindro. Algunas empresas consideran que un cilindro bien filtrado debe contener un número total de inclusiones menor a 7, considerando toda la superficie de la muestra analizada (Evertsson, 2011), y sin tomar en cuenta el tamaño de las mismas. Otros fabricantes cuantifican el número de inclusiones dependiendo de su tamaño y el nivel de desgasificado a que fue sometida la aleación. Para un metal bien desgasificado, recomiendan que el número máximo de inclusiones mayores de

20 a 30  $\mu\text{m}$ , no debiera sobrepasar de 10 a 20/ $\text{cm}^2$ . En caso de que el desgasificado haya sido deficiente, el número de inclusiones mayores de 20 a 30  $\mu\text{m}$ , se limita a un máximo de 5/ $\text{cm}^2$  de superficie analizada (Heathcock, Cooke y Nugent, 1988).

Otro método para cuantificar las inclusiones es usando un equipo conocido como «Podfa», el cual contiene un pequeño filtro (~12 mm de diámetro), usado para la preconcentración de las inclusiones (ver Figura 24). Para ello se toma una muestra líquida directamente de la mesa de colada, e inmediatamente se vacía en dicho aparato para efectuar el filtrado. El filtro es luego preparado metalográficamente para medir la cantidad de inclusiones presentes. Si el tratamiento de limpieza del metal líquido se efectuó apropiadamente, el nivel de inclusiones que se detecte en ese preconcentrado debería ser menor a 0,2  $\text{mm}^2/\text{kg}$  de aluminio filtrado. Esa cantidad de inclusiones evitaría problemas durante la etapa de extrusión. Este método es más elaborado y costoso que el descrito inicialmente, sin embargo, es más fácil para cuantificar las inclusiones, ya que están preconcentradas en una región muy pequeña de una muestra. Considerando que las inclusiones pueden causar un daño severo a la matriz de extrusión y al perfil extruido, es recomendable cuantificar su nivel una vez cada 15 días, pero sobre todo se debe verificar que en cada colada se sigan a cabalidad las prácticas operativas referentes al tratamiento de limpieza del metal líquido.



**Figura 24. Principio del Sistema Podfa (aparato de filtración con disco poroso).** El aluminio líquido pasa mediante vacío a través del filtro precalentado, hasta que se haya filtrado una cantidad de 1,5 kg de metal. Lugo el filtro se corta a lo largo de la dirección de flujo para ser examinado. Tomado de ABB. (2004). *Analyze PoDFA: Inclusion identification and quantification analysis* [Panfleto en línea]. Disponible: <https://library.e.abb.com/public/19d9a96785bbb22b85257bf1006b4c7f/PoDFA%20Brochure.pdf> [Consulta: 2017, Diciembre 14].

Después que el aluminio líquido atraviese el sistema de filtrado, ya no hay más oportunidad para seguir atrapando inclusiones o impurezas en el metal que fluye hacia los moldes. Cuando se encuentran inclusiones o partículas grandes en los cilindros, por ejemplo  $> 100 \mu\text{m}$ , su origen probablemente proviene de algún lugar después de la caja de filtro, producto de una limpieza deficiente de los canales de distribución de la mesa de colada, erosión o desprendimiento de partículas refractarias. Por eso es importante que el canal refractario de la mesa de colada o de distribución de metal a los moldes, esté en buenas condiciones, aparte de bien precalentado, sin daños en su cuerpo refractario que puedan desprender partículas o generar turbulencia capaz de romper la película de óxido de la superficie del metal y pasar a los cilindros. Se debe evitar cualquier inestabilidad o posibles variaciones en el flujo de metal hacia los moldes, manteniendo el flujo lo más laminar y estable posible.

### ***1.4.3. Refinamiento del grano***

El refinamiento del grano en las aleaciones de aluminio es otro tratamiento que se realiza en línea usando normalmente una aleación del tipo Al-5%Ti-1%B en forma de alambón de 9,5 mm de diámetro, conocida como «Tibor» (ver Figura 25). Este refinador es el que más se emplea en la fabricación de cilindros para extrusión de la aleación 6063 (Ren-Guo y Tie, 2017). El alambón es inyectado en forma continua y a una velocidad constante en la canal de colada mediante una máquina alimentadora especializada. Para cilindros de hasta 9 in de diámetro de la aleación 6063, la rata de adición está alrededor 0,80 kg/t de aluminio. Por lo general, el refinador se adiciona después del desgasificador, pero antes de la caja del filtro, aunque también se puede adicionar luego del sistema de filtrado, todo depende de la longitud que deba recorrer los agentes nucleantes presentes en el refinador, para que tenga suficiente tiempo de disolverse y distribuirse uniformemente en el metal líquido. En las empresas básicas del aluminio, por ejemplo, se utilizan ambas modalidades de inyección del alambón.



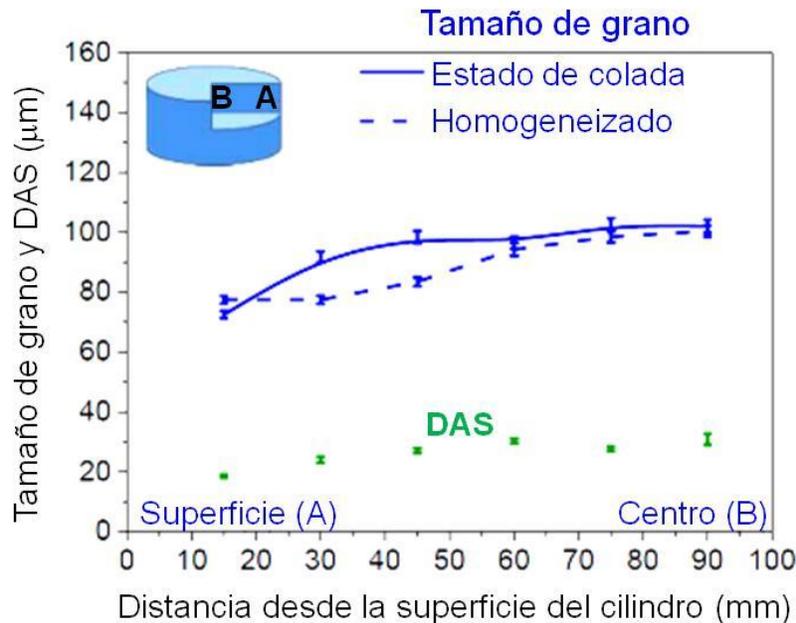
**Figura 25. Refinador de grano en forma de alambón (Tibor), inyectado directamente en la canal de colada.** Fuente: foto tomada por el autor.

El tiempo que el refinador permanece en contacto con el aluminio líquido es crítico, ya que existe un tiempo óptimo para obtener el máximo rendimiento del refinador, a partir de allí la eficiencia del refinador pierde efectividad. El tiempo de

contacto óptimo de los refinadores es de menos de 1 minuto (Cooper y Detomi, 1999).

Es importante chequear la velocidad de inyección del refinado antes de dar inicio a la colada, ya que un exceso de refinador por encima del requerido favorece la formación de inclusiones del tipo  $TiB_2$  (ver Figura 21). Estas partículas no se disuelven en el metal líquido, ya que lo que se persigue es que actúen como sitios de nucleación para la formación de granos, para lo cual deben estar uniformemente dispersos en el líquido para evitar aglomerados de  $TiB_2$ . No obstante, para evitar que el «pie» o la base de los cilindros se agrieten durante el inicio de la solidificación (arranque de colada), se acostumbra introducir manualmente una cantidad extra de refinador en la canal de colada antes de empezar la colada. Tomando como referencia a la aleación 6063, normalmente se agregan a la canal de colada trozos previamente cortados de «Tibor», de unos 4 a 6 m de longitud, dependiendo del diámetro del cilindro que se esté fabricando.

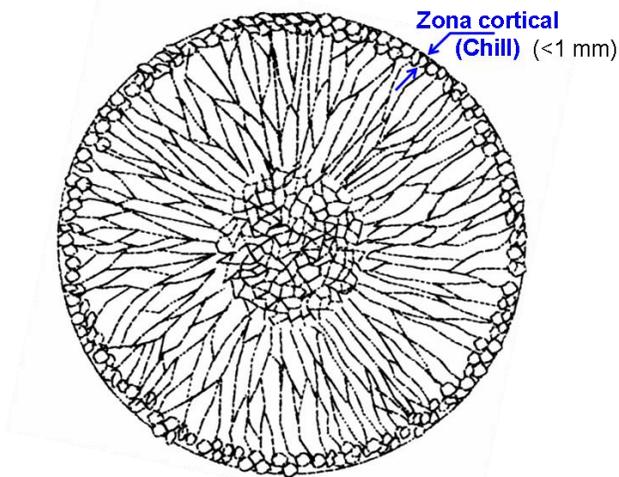
El tamaño de grano tiende a aumentar desde la superficie hasta el centro del cilindro (Nadella, Eskin y Katgerman, 2006). Esto se ilustra en la figura 26 para una aleación 6063, donde también se muestra la variación del DAS. Aunque el tamaño de grano es controlado principalmente por el refinador, la velocidad de solidificación puede influir en la variación de dicho tamaño. Es un hecho que durante el enfriamiento del cilindro, existe un gradiente térmico a través de su sección transversal que puede variar de 0,3 a 5 °C/mm (Jaradeh, 2006), dependiendo de la dimensión del cilindro. Esto implica que existe una variación de la velocidad de solidificación desde la superficie al centro del cilindro, lo que afecta el tamaño de grano, tal como se muestra en la figura 26. A medida que la rata de solidificación disminuye a través de la sección transversal del cilindro, más grande es el tamaño de grano para adiciones de refinador constante.



**Figura 26. Variación del tamaño de grano y el DAS (línea punteada de color verde), en función a la distancia desde la superficie del cilindro de una aleación 6063.** Tomado de Kumar, S., Grant, P. S. y O'Reilly, K. A. (2016). Evolution of Fe bearing intermetallics during DC casting and homogenisation of an Al-Mg-Si Al alloy. *Metallurgical and Materials Transaction A*, 47, 3000-3014. Las posiciones de las muestras analizadas se representan en el disco insertado dentro del gráfico. (A) es la superficie del cilindro y (B) el centro. Texto traducido por el autor.

El refinamiento del grano es importante para el proceso de solidificación del cilindro, ya que disminuye la tendencia al agrietamiento en caliente, sobre todo durante el arranque de la colada, debido a que la cantidad de fases eutécticas en los bordes de granos se hace mucho menor en comparación con un grano grueso (McCartney, 1989). Una estructura refinada mejora también el flujo de metal líquido durante el proceso de solidificación, reduce y distribuye más uniformemente las porosidades que se generan debido a la contracción volumétrica de la aleación, así como las porosidades por gases atrapados. Mejora también la distribución espacial de las partículas intermetálicas que se forman por la presencia del hierro, igualmente permite una distribución más uniforme de las posibles inclusiones que estén presentes y las microsegregaciones. Otros beneficios para el proceso de colada son la reducción de los esfuerzos internos que se generan durante el enfriamiento rápido del cilindro y

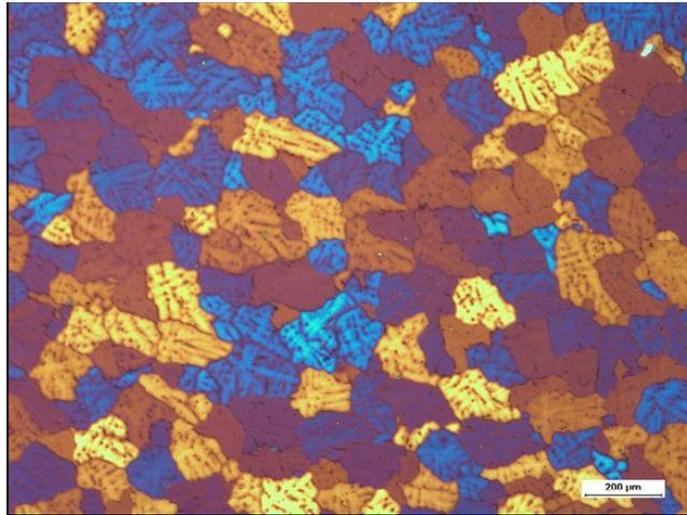
la obtención de un acabado superficial de los cilindros mucho más uniforme (Chu, 2002). Si la colada se realizará sin un refinador de grano, se obtendría la estructura de grano clásica que se muestra en la figura 27.



**Figura 27. Estructura granular tradicional esquemática de un cilindro sin refinar: zona chill o cortical, zona columnar y zona exqui axial central.** Tomado de Al-Rais, M. (1995). *Effects of hydrogen in an aluminium-magnesium-silicon alloy during the production of extrusion ingots* [Versión completa en línea]. Tesis de PhD, Brunel University London. Disponible: <http://bura.brunel.ac.uk/handle/2438/5020> [Consulta: 2017, Noviembre 04].

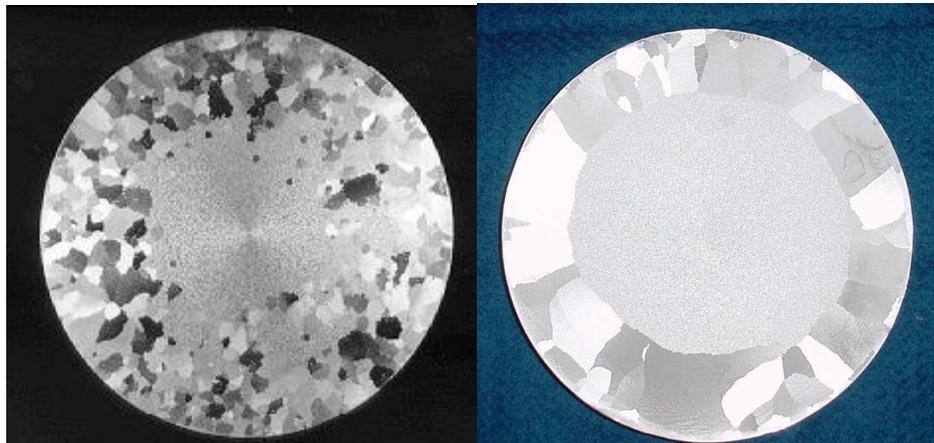
Durante la operación de extrusión, un cilindro con una microestructura granular adecuada promueve un flujo de metal más uniforme a través de la matriz de extrusión y genera una menor distorsión durante el temple del perfil a la salida de la matriz, debido a que una estructura granular más fina puede absorber una mayor cantidad de energía mecánica en comparación con otra de granos gruesos. Las propiedades mecánicas del producto final son también más isotrópicas, consistentes y predecibles, sobre todo en aquellas microestructuras que posean granos muy equiaxiales. Por otro lado, si el tamaño de grano es demasiado fino, podría incrementar la presión de extrusión debido a que ello implicaría mayores esfuerzos en la operación de deformación plástica, con el consiguiente mayor gasto de energía.

Es importante optimizar el uso del refinador de grano, no solo para evitar la posibilidad de que se formen inclusiones del tipo  $TiB_2$ , sino también para obtener beneficios económicos por reducir al mínimo la cantidad añadida. Adicionalmente, existe cierta tendencia a que los cilindros presenten macrosegregaciones con un exceso de refinador (Garipey y Caron, 1991), y a que los perfiles extruidos muestren un ligero deterioro en su calidad superficial. Las macrosegregaciones generan propiedades mecánicas no uniforme en el producto final. La adición del refinador de grano debe ajustarse para desarrollar una estructura granular equiaxial, con un tamaño promedio por debajo de  $250\ \mu m$  (Evertsson, 2011). En las empresas básicas del aluminio, el tamaño promedio que se ha medido para la aleación 6063 en estado de colada fluctúa entre  $70$  a  $150\ \mu m$ , una de dichas mediciones es mostrada en la figura 28.



**Figura 28. Micrografía óptica mostrando la estructura granular típica de colada de un cilindro de 7 in de diámetro de la aleación 6063.** Tomado de Evertsson, L. (2011, Diciembre). *Ingot quality of six casts of alloy 6063 from CVG Venalum* (Proyecto No. U11-0899). Finspaang, Suecia: Sapa Technology. (Technical memo: D11-0684). Los granos son dendríticos con un tamaño promedio de  $94 \pm 27\ \mu m$ . La muestra fue anodizada y observada con luz polarizada.

El tamaño de grano en los cilindros debe verificarse metalográficamente una vez al mes, aunque algunas empresas lo efectúan una vez a la semana (López, 1999). Con este análisis se puede verificar también, aunque de forma indirecta, si se está usando la cantidad correcta de refinador. La verificación mensual del tamaño de grano es un análisis independiente de los ensayos con macroataque que se le realizan a muestras de cilindros homogeneizados con el fin de chequear la presencia de granos bastos o anormales que pueden presentarse durante el homogeneizado (ver Figura 29). Este ensayo con macroataque normalmente se realiza por lo menos una vez por turno, dependiendo del tipo de horno de homogeneizado empleado. En el caso de usar un horno de homogeneizado convencional del tipo batch (por lote o discontinuo), es necesario seleccionar tres muestras en diferentes zonas de la carga de cilindros, debido a que la temperatura de un cilindro en particular en estos tipos de hornos depende en gran medida de su posición dentro de la carga o lote.

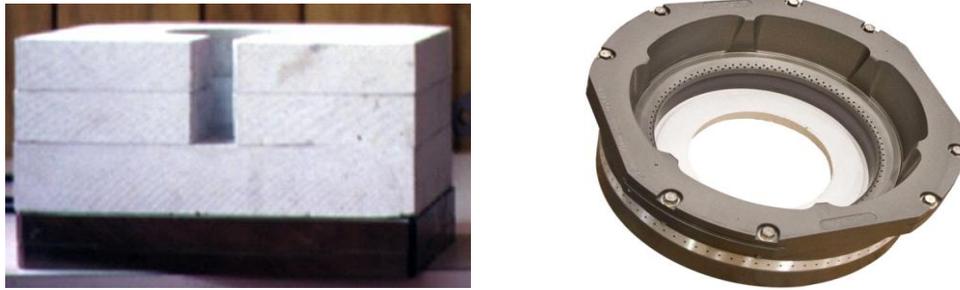


**Figura 29. Macroestructura de la sección transversal de un cilindro de aleación 6063 mostrando granos anormales generados durante el tratamiento de homogeneizado.** Foto lado izquierdo tomada de Sweet, E. D., Charles, E. S. y Couper, M. J. (2004). The effect of Fe and Mn content on coarse grain formation during homogenisation of 6000 series alloys. *Proceedings of the 9th Intl. Conference on Aluminium Alloys, 1*, 1198-1203. Foto lado derecho tomada de CVG Alcasa. (1999, Noviembre). *Exhibición de muestras de cilindros* [Fotografía tomada por el autor]. En Primer Simposio de Aleaciones de Aluminio Serie 6000 para Extrusión, organizado por CAVSA, Ciudad Guayana.

### ***1.5. Solidificación del cilindro***

Cuando el aluminio líquido llega a la mesa de moldes, ya ha sido desgasificado, filtrado e inoculado con agentes nucleantes y posee la composición química y temperatura adecuada para iniciar el proceso de solidificación en los respectivos moldes. Si la aleación se ha preparado bajo un estricto control metalúrgico, entonces la calidad del cilindro depende ahora de la tecnología del molde que se emplee, así como de los parámetros de colada establecidos. Las variables más importantes a controlar son la velocidad de colada, temperatura del metal, flujo y calidad del agua de enfriamiento, presión de aire y flujo de aceite lubricante a los moldes. El control y monitoreo de estos parámetros es clave para eliminar o minimizar la varianza en el proceso. Para ello es esencial contar con un sistema de control automático de tal manera de poder garantizar la confiabilidad operacional del proceso y la reproducibilidad o consistencia de la calidad del cilindro producido. El proceso de colada es un acto de balanceo térmico que requiere la medición y el control simultáneo de varias variables del proceso, por lo que su regulación manual se hace muy difícil, sobre todo en las nuevas tecnologías de colada que cuentan con una alta densidad de moldes.

El molde representa el corazón del proceso de colada, ya que es el encargado de controlar el proceso de solidificación del cilindro y la calidad superficial del mismo. La tecnología del molde de colada ha evolucionando desde el inicio del invento de la colada semicontinua vertical en la década de 1930 (Schneider, 2002), hasta convertirse hoy en día en un molde altamente sofisticado, cuyo objetivo ha sido siempre mejorar la calidad microestructural del cilindro y su acabado superficial, en función a las exigencias demandadas por el proceso de extrusión. Empresas como Showa Denko KK, Wagstaff Engineering Inc, Hydro Aluminium Hycast a.s, y otras, han desarrollado tecnologías de moldes para la colada semicontinua vertical de cilindros (ver Figura 30), sus diseños varían, pero el principio de funcionamiento es esencialmente el mismo.

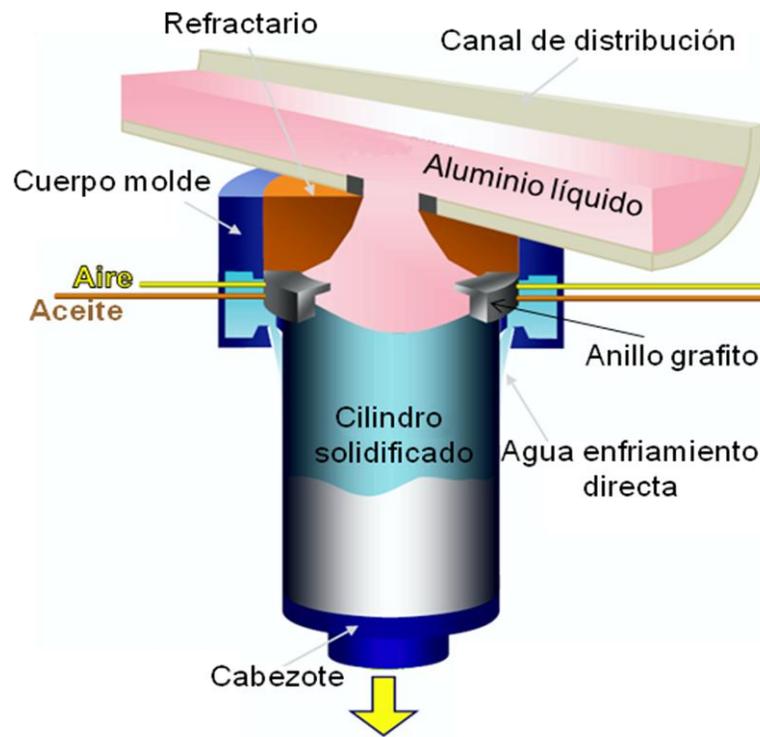


**Figura 30. Moldes de diferentes tecnologías para la colada de cilindros. La fotografía izquierda es un molde de tecnología Japonesa, mientras que la foto de la derecha es un molde de tecnología americana.** Fuente: la foto del lado izquierdo es del autor, mientras que la del lado derecho pertenece a Wagstaff. (s.f.). [Página Web en línea]. Disponible: <http://wagstaffat.com/OffNav/WagstaffAT/StyleGuide/Product-Detail.htm> [Consulta: 2017, Diciembre 14].

En general, un molde de alta tecnología se caracteriza por: (a) proveer la forma final del cilindro con la máxima exactitud dimensional; (b) minimiza la turbulencia durante la alimentación de metal al molde; (c) son muy flexibles para colar diferentes tipos de aleaciones; (d) su operación o manejo es fácil y seguro, requieren de muy poca intervención por parte del operador; (e) garantiza una mínima o despreciable extracción de calor a través de la pared o anillo del molde; (f) genera un enfriamiento directo intensivo y un máximo aprovechamiento del agua; (g) garantiza una alta calidad interna, microestructura uniforme y superficie lisa del cilindro, repetible de colada a colada; (h) usa eficientemente los recursos, agua, aire, aceite, con mínimo impacto ambiental.

Un molde de alta tecnología está constituido básicamente por un cuerpo metálico donde se inserta un «anillo de colada» (anillo del molde), al cual se le inyecta simultáneamente aire presurizado y aceite lubricante (ver Figura 31). El material más usado para la elaboración del anillo de colada es grafito poroso de alta densidad, aunque también puede ser de cobre. La salida del agua de enfriamiento también se encuentra en la parte inferior del cuerpo metálico del molde, como se muestra en la figura 31. El agua sale a través de pequeños orificios circulares alrededor de toda la periferia del molde que actúan como chorros individuales que

impactan directamente contra la superficie del cilindro que emerge del molde (ver Figura 30 y 31). Estos chorros de agua están orientados a un ángulo apropiado de tal manera de generar una extensa cortina o área de enfriamiento sobre la superficie del cilindro, evitando que el agua rebote y se desperdicie. De esta forma se mejora la eficiencia de transferencia calor desde la superficie caliente del cilindro hacia el agua. El agua debe deslizarse sobre la superficie del cilindro, no rebotar, a objeto de producir un enfriamiento óptimo.

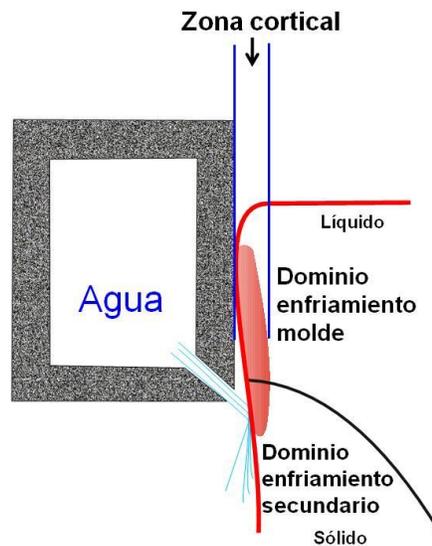


**Figura 31. Representación esquemática de un molde de alta tecnología para colar cilindros de aluminio usados en el proceso de extrusión.** Tomado de Hauge, T. (2014, Septiembre). *Influence of Al microstructure on hard anodising quality - profile material*. Ponencia presentada en The International Hard Anodizing Association 15th Technical Symposium, Ciudad de Nueva York. Texto traducido por el autor.

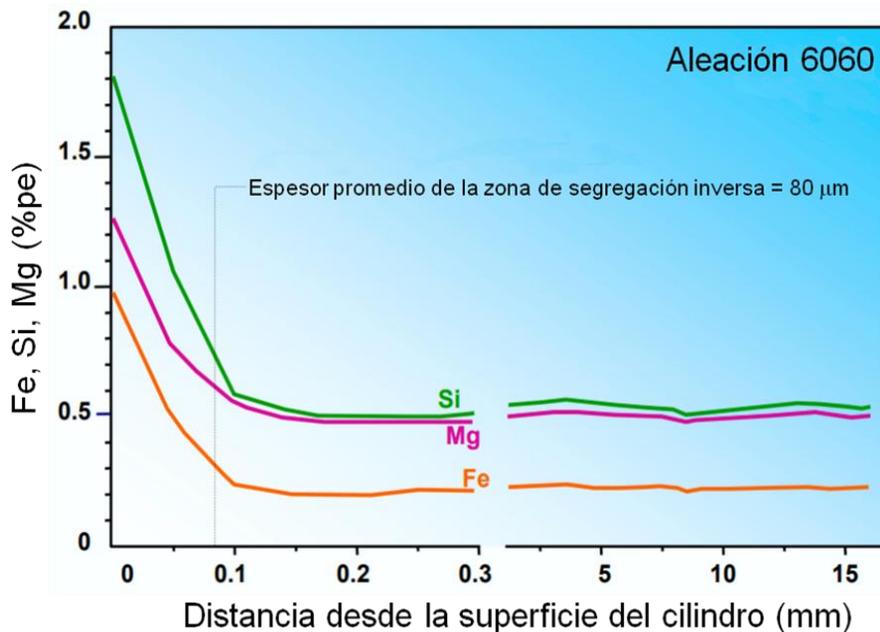
El enfriamiento primario del aluminio líquido dentro del molde es efectuado por la superficie interna del anillo de grafito. La altura de este anillo debe ser la más

baja posible para garantizar una buena calidad metalúrgica y superficial del cilindro. Esta altura está relacionada con la velocidad de colada permisible para la aleación que se fabrica y el diámetro del cilindro. Su determinación se lleva a cabo mediante ensayo y error usando unidades experimentales de colada. A mayor sea el diámetro del cilindro, mayor es la altura del anillo. Para el caso de la aleación 6063 colada en moldes de 7 in de diámetro, la altura del anillo de colada es de alrededor de 30 mm y se incrementa a 33 mm para moldes de 9 pulgadas de diámetro.

Durante la solidificación del cilindro en el anillo de colada, lo que busca es que el enfriamiento primario sea lo mínimo posible y un molde de corta altura contribuye a ello. El inconveniente con el enfriamiento primario es que lleva a la formación de una capa cortical o zona chill (ver Figura 33), y a segregaciones superficiales, conocidas también como segregación inversa. También desmejora la calidad superficial del cilindro, la cual es inversamente proporcional a la cantidad de enfriamiento primario. La segregación inversa ocupa una pequeña porción de la zona cortical y se caracteriza por presentar una concentración de elementos aleantes por encima del promedio de la aleación (ver Figura 34), sobre todo el magnesio, silicio y hierro. En el caso del manganeso, se ha observado que no es muy sensitiva a la segregación, presentando una curva muy cerca al valor real de concentración del elemento a través de todo el diámetro del cilindro.



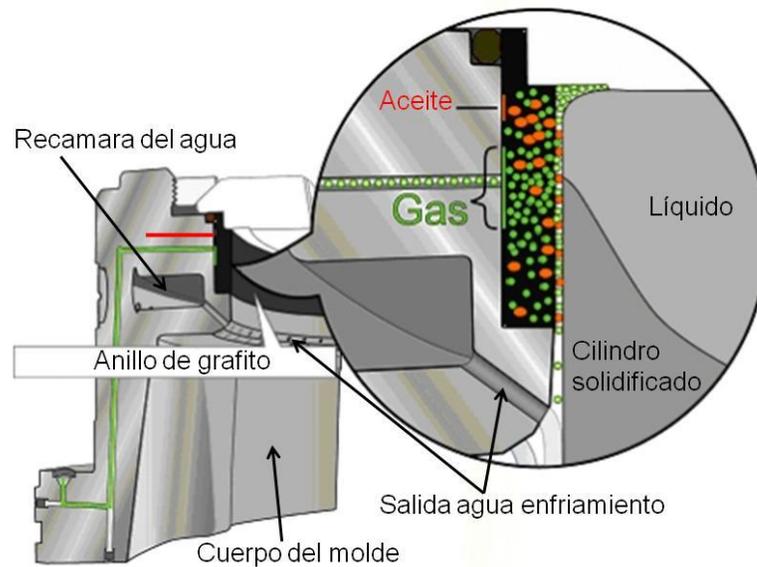
**Figura 32. Diagrama esquemático mostrando la formación de la zona cortical en la superficie de un cilindro en proceso de solidificación.** Adaptado de Maggs, S. J. (1996). *Intermetallic phase selection in dilute Al-Fe-Si alloys* [Versión completa en línea]. Tesis de PhD, University of Leeds, School of Materials. Disponible: [http://etheses.whiterose.ac.uk/4711/1/uk\\_bl\\_ethos\\_394317.pdf](http://etheses.whiterose.ac.uk/4711/1/uk_bl_ethos_394317.pdf) [Consulta: 2018, Febrero 01]. Texto traducido por el autor.



**Figura 33. Perfil de segregación inversa en la superficie de un cilindro de una aleación 6060. Se observa un enriquecimiento de soluto bien marcado en la superficie del cilindro.** Tomado de Hauge, T. (2014, Septiembre). *Influence of Al microstructure on hard anodising quality - profile material*. Ponencia presentada en The International Hard Anodizing Association 15th Technical Symposium, Ciudad de Nueva York. Texto traducido por el autor.

Todos los defectos mencionados se magnifican al incrementarse la altura de la pared del anillo de colada, la extracción de calor a través de él (enfriamiento primario), y el tiempo de contacto del metal dentro del anillo (baja velocidad de colada). Los anillos de baja altura generan cilindros de muy buena calidad, pero son muy sensitivos a posibles problemas y cambios en los parámetros de colada, fundamentalmente durante el arranque o inicio de la colada, por ello es esencial que el proceso esté totalmente automatizado.

Para reducir a su mínima expresión el enfriamiento primario en el anillo de colada y disminuir los defectos antes mencionados, se inyecta aire a presión y aceite lubricante a través de los poros del anillo de grafito. El aire crea una barrera o «colchón» entre el metal líquido y la superficie interna del anillo de colada, evitando el contacto directo del aluminio líquido con dicha superficie (ver Figura 32). Este colchón de aire actúa como un aislante dificultando la transferencia de calor a través de la superficie del anillo de colada. Lo ideal es que el enfriamiento del cilindro sea efectuado directamente por el chorro de agua que sale del molde (enfriamiento secundario), ya que la calidad microestructural y superficial del cilindro depende mucho de ello. Una tecnología más sofisticada que evita el contacto físico entre el aluminio líquido y el molde, es la colada electromagnética, en donde el metal líquido prácticamente «levita» dentro del molde, obteniéndose cilindros de excelente calidad, sin embargo, esta tecnología es costosa y no ha sido ampliamente acogida.



**Figura 34. Sección de un molde mostrando el anillo de grafito, los orificios de salida del agua de enfriamiento y detalles de la inyección del aire presurizado y del aceite lubricante a través del anillo.** Tomado de Pyrotek. (s.f.). Wagstaff [Hoja informativa en línea]. Disponible: [http://www.pyrotek.co.jp/products6\\_1.html](http://www.pyrotek.co.jp/products6_1.html) [Consulta: 2017, Octubre 11]. Texto traducido por el autor.

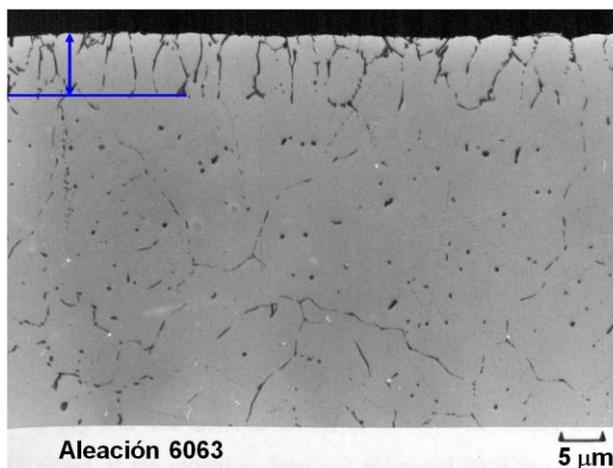
A pesar de que el grafito es de por sí un lubricante sólido, aun así es necesario inyectar aceite a través de los poros del anillo, aprovechando su permeabilidad, para permitir que la primera capa de metal solidificado (zona chill), deslice suavemente a través de la superficie del anillo de colada, obteniendo por lo tanto una mejor calidad superficial. El aceite crea una minúscula película superficial que evite que el aluminio líquido se adhiera o tenga contacto directo con él, además de que protege al grafito de la erosión (ver Figura 32). Como el enfriamiento que produce el anillo de grafito es mínimo, el espesor de la capa solidificada es por lo tanto muy delgado y frágil, por lo que si dicha capa se pega o adhiere al grafito, puede agrietarse o desgarrarse generando un derrame de metal. Esta primera capa delgada de metal soporta y retiene el metal líquido en su interior, hasta que es impactada directamente por el chorro de agua de enfriamiento directo justo a la salida del molde.

Al contrario del aire, el aceite no se suministra continuamente, si no de manera intermitente, en un ciclo de encendido / apagado, cuyo tiempo depende del estado del

anillo de grafito (grado de uso), tipo de aceite usado y parámetros del proceso en general. El aceite sintético es el que predomina entre las empresas fabricantes de cilindros, pero el problema es que se emulsifica cuando cae en la fosa de colada y se mezcla con el agua, contaminándola. En ese sentido, el objetivo es usar la menor cantidad posible de aceite lubricante sin que ello afecte la lubricación del anillo. En condiciones óptimas, el ciclo de dosificación de aceite al anillo de grafito puede ser de 6 segundos encendido, inyectando un volumen de aceite de aproximadamente  $0,06 \text{ cm}^3$ , seguido por un periodo de 60 segundos apagado (Cameron, 1999). Este ciclo minimiza el consumo, reduciéndose también la contaminación del agua de enfriamiento.

Un molde de alta tecnología permite colar cilindros con un espesor de la zona cortical de alrededor de  $0,13 \text{ mm}$ , y un espesor de segregación inversa menor a  $200 \mu\text{m}$  (Evertsson, 2011). Para el caso de la aleación 6063, los valores promedios de segregación inversa que se han medidos están entre  $26\text{-}100 \mu\text{m}$ , para cilindros de hasta  $9 \text{ in}$  de diámetro (ibid). En la figura 35 se muestra una micrografía indicando el espesor típico de la zona de segregación inversa para el caso de una aleación 6063.

Para tener una idea de que tan buena es la estructura subsuperficial de un cilindro, basta con observar su acabado superficial, ya que la calidad superficial es un reflejo de la solidificación interna del cilindro. Generalmente, a medida que el acabado superficial empeora, más profunda es la zona de segregación del cilindro. Esto es debido a que los factores que mejoran la solidificación interna, son los mismos que mejoran la calidad superficial.



**Figura 35.** Micrografía óptica de una muestra de cilindro de la aleación 6063 donde se observa el espesor típico de la zona de segregación inversa presente en la superficie de la muestra. Tomado de Al-Rais, M. (1995). *Effects of hydrogen in an aluminium-magnesium-silicon alloy during the production of extrusion ingots* [Versión completa en línea]. Tesis de PhD, Brunel University London. Disponible: <http://bura.brunel.ac.uk/handle/2438/5020> [Consulta: 2017, Noviembre 04].

La reducción del espesor de la zona cortical y la segregación inversa, ofrece el potencial de disminuir también el espesor del material que se descarta durante la operación de extrusión. Esto hace que mejore el rendimiento metálico del proceso de extrusión y en consecuencia la productividad. En cuanto a la superficie lisa del cilindro, si bien ésta no contribuye a mejorar la extrudabilidad de la aleación, minimiza la adherencia o atrapamiento de partículas extrañas abrasivas en su superficie que pudieran incrementar el desgaste del contenedor de la prensa de extrusión. Estos aspectos de la calidad superficial y microestructural serán ampliados más adelante cuando se trate el tema de extrusión.

### ***1.5.1. Agua de enfriamiento***

La calidad del agua de enfriamiento es vital para un molde de alta tecnología, ya que la solidificación del cilindro depende principalmente del enfriamiento directo que proporcionan los chorros de agua que sale del molde. La calidad del agua debe

ser muy consistente y uniforme a lo largo de toda la colada y de colada a colada. Si la consistencia del agua varía, podría haber pequeñas variaciones locales en la microestructura de la aleación. Una de las variables más importantes que se debe controlar para mantener la calidad del agua de enfriamiento es el contenido de aceite y grasa de proceso, especialmente el aceite hidráulico. Su contenido debería ser menor a 10 ppm (Cameron, 1999). Una gota de agua revestida con una película de aceite disminuye significativamente la capacidad del agua para extraer el calor del cilindro que está solidificando. El ángulo de impacto del chorro de agua sobre la superficie del cilindro, también puede alterarse si el aceite cubre las gotas de agua. Cuanto menos contaminada esté el agua, mayor es su templabilidad, por eso, idealmente, la mejor agua de enfriamiento es la pura.

Otros parámetros a chequear en el agua de enfriamiento, aparte del nivel de aceite y grasa, es su pH, la alcalinidad, la conductividad y la actividad microbiológica (algas, bacterias). Al menos estos parámetros deben mantenerse consistente de colada a colada. La frecuencia con que debe realizarse los análisis del agua de enfriamiento va a depender de la variabilidad en la calidad de la fuente del agua. Esto va desde un control diario a por lo menos una vez por semana. Muchos de los problemas de calidad tanto superficiales como internos de los cilindros podrían evitarse tan solo chequeando y manteniendo la consistencia del agua de enfriamiento usada. En muchos casos, cuando aparece un defecto particular en un cilindro, la atención o búsqueda de la solución se desvía hacia otro entorno, cuando la raíz del problema yace en la calidad del agua usada, menospreciando así la importancia del agua de enfriamiento. Entre algunos de los problemas asociados al agua de enfriamiento están (ibid):

1. Derrame: causado por un enfriamiento ineficiente de la primera costra en solidificar.
2. Cilindros doblados: causado por enfriamiento irregular alrededor de la circunferencia del cilindro. Si existiera un exceso de partículas extrañas en

suspensión en el agua, por ejemplo algas, estas podrían obstruir los pasos de agua en los moldes. Se debe tener un control especial en la acumulación de costras oxidantes, las cuales también disminuyen significativamente el poder de extracción de calor del agua (templabilidad).

3. Grietas superficiales: causadas por enfriamiento inadecuado.

4. Decoloración superficial en la superficie de los cilindros (en vez de superficie brillante): causada por depósitos de minerales en el agua, tales como hierro y manganeso. Si la concentración del manganeso en el agua alcanza 1 ppm, se pueden presentar manchas oscuras en la superficie del cilindro colado.

5. Estructura granular no uniforme: causada por un enfriamiento irregular del cilindro.

El caudal de agua de enfriamiento define la velocidad de enfriamiento, la cual es una medida de la extracción de calor de la superficie del cilindro. Este caudal de agua (Q) se puede estimar mediante la ecuación experimental 1.1 (ver Figura 36), en unidades de l/min por molde, lo cual significa que para un molde de 7 in de diámetro, enfriado con agua a 28 °C, su caudal sería de 78 l/min por cada molde. Para evitar problemas de enfriamiento en la mesa de colada, la temperatura del agua no debería exceder de 30 °C. Si el flujo de agua es bajo, y está a alta temperatura, se crean las condiciones para la aparición de grietas superficiales e internas en el cilindro. Si por el contrario, el flujo de agua es demasiado alto, la intercara sólido-líquido (frente de solidificación), puede subir por arriba de lo normal dentro del molde, solidificando por encima del anillo de colada, lo que puede originar rayas superficiales profundas o desgarre en los cilindros.

$$Q = [0,00725 \times T_a) + 0,237] \times D_c] \dots\dots\dots 1.1$$

**Figura 36. Ecuación experimental que determina el caudal de agua de enfriamiento por molde en unidades de l/min.** Tomado de Cameron, S. (1999, Enero). *Taller de Usuarios de Wagstaff 1999*. Valencia, Estado Carabobo. T<sub>a</sub> = Temperatura del agua en °C. D<sub>c</sub> = Diámetro del anillo de colada en mm.

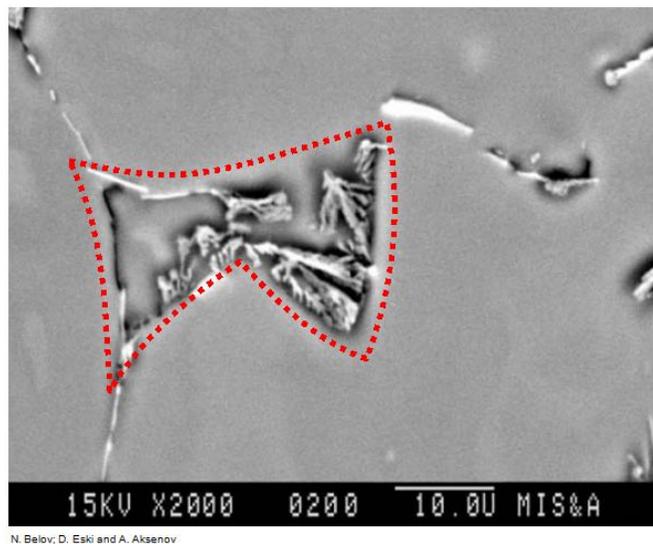
En general, existe una cierta disminución de la velocidad de enfriamiento hacia el centro del cilindro. Esta velocidad suele variar entre 1.200 °C/min, cerca de la superficie del cilindro, a 30 °C/min hacia el centro del mismo (Jaradeh, 2006). Los parámetros principales que pueden afectar dicha velocidad de enfriamiento son la composición de la aleación, la dimensión del cilindro y la conductividad térmica de la aleación. Las posibles fluctuaciones en el caudal de agua de enfriamiento, o la calidad del agua, pueden afectar también la rata de enfriamiento.

Se sabe que la conductividad térmica de una aleación disminuye a medida que se incrementa su contenido de elementos aleantes. Por lo tanto, los gradientes de temperatura que se presentan durante la solidificación son mayores en aquellas aleaciones con mayor contenido de elementos aleantes (por ejemplo las aleaciones 6061 y 6082), dado a que presentan conductividades térmicas muchos menores que las aleaciones más diluidas (por ejemplo las aleaciones 6060 y 6063).

La rata de enfriamiento es un parámetro importante que determina hasta cierta extensión, las características microestructurales del cilindro y el esfuerzo interno a que se somete el metal. Debido a que las velocidades de enfriamiento son altas, la solidificación del cilindro por lo tanto se lleva a cabo fuera del equilibrio termodinámico. Esto significa que el líquido residual se va enriqueciendo en soluto a medida que progresa la solidificación, lo cual conlleva a la formación de eutécticos de no equilibrio y a la segregación del soluto (Si, Mg y Fe), dentro de las regiones interdendríticas y límites de granos (Zhu, Couper y Dahle, 2011). Los elementos segregados generan fases secundarias interdendríticas, tales como las partículas intermetálicas ricas en hierro, del tipo AlFeSi, y los compuestos Mg<sub>2</sub>Si.

Una fase eutéctica representa el último líquido en solidificar, lo que hace que su punto de fusión sea bajo, muy por debajo de la matriz de aluminio. Por su bajo punto de fusión, estas fases se disuelven fácilmente a baja temperatura mediante una buena práctica de homogeneizado, teniendo cuidado de no usar altas velocidades de

calentamiento para darle tiempo a que se disuelvan. En la figura 37 se muestra un ejemplo de un aglomerado de fases eutécticas presente en una zona localizada de la microestructura de una aleación del tipo Al-Mg-Si. Los eutécticos son prácticamente evitados en cilindros de aleaciones diluidas como la 6060 y 6063, cuando son fabricados mediante la tecnología de moldes con aire presurizado. Sin embargo, para aleaciones más altamente aleadas, como la 6061 y 6082, es más probable que estén presentes en la microestructura de colada, las cuales si no son disueltas durante el homogeneizado pueden ocasionar defectos superficiales o desgarramiento en el perfil extruido.



**Figura 37.** Imagen tomada mediante microscopía electrónica de barrido mostrando con líneas segmentadas una mezcla de fases (Eutéctico), en una aleación Al-0,5% Mg-1,5%Si-0,2%Fe en estado de colada. Tomado de Belov, N. A., Eskin, D. y Aksenov, A. (2005). *Multicomponent phase diagrams: applications for commercial aluminium alloys*. Amsterdam: Elsevier Science Technology. Línea segmentada colocada por el autor.

La velocidad de enfriamiento también afecta el espacio de los brazos dendríticos secundarios. Como esta velocidad varía desde la superficie al centro del cilindro, el DAS sigue también esa misma tendencia, sobre todo en cilindros de gran diámetro (Glenn, Russo y Paterson, 2003), donde crece continuamente desde la

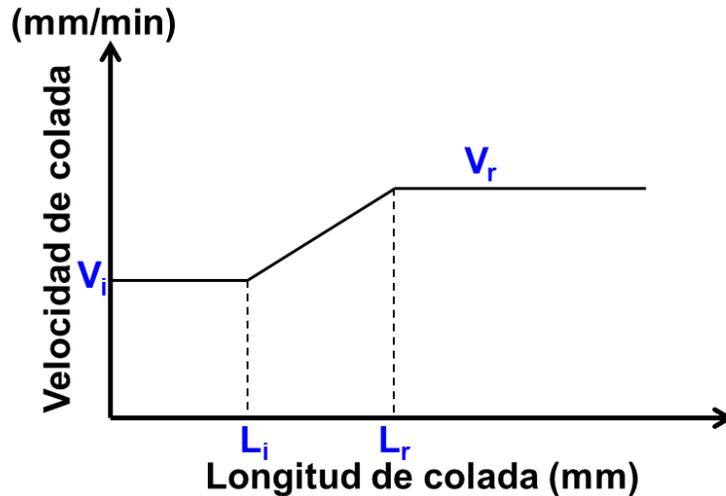
superficie del cilindro enfriada directamente por el chorro de agua, hasta su centro en donde el calor debe ser transportado o expulsado hacia la superficie enfriada. En general, el promedio de la variación del DAS para las aleaciones de la serie 6000 está entre 18 a 50  $\mu\text{m}$ . En la figura 26 se dio un ejemplo de la variación del DAS desde la superficie del cilindro al centro del mismo para el caso particular de una aleación 6063. La ecuación « $V = 3,57 \times 10^4 \text{ DAS}^{-2,56}$ », dada por Westengen (1982), muestra una buena interrelación entre la velocidad de enfriamiento y el DAS, en donde «V» es la velocidad de enfriamiento en  $^{\circ}\text{C/s}$ .

El DAS y el tamaño de grano son prácticamente lo que definen la escala de microinhomogeneidades. Entre más refinados estén ellos, más uniforme es la microestructura. El refinamiento del tamaño de grano y el DAS determinan en una gran medida la distribución y el tamaño de las porosidades, partículas intermetálicas y eutécticos de no equilibrio. Entre más pequeño es el DAS menor es la distancia para la difusión. Esto reduce el tiempo para la homogenización de la microsegregaciones, así como acelera la transformación de fases intermetálicas durante el proceso de homogeneizado. Es importante aclarar que un tamaño de grano pequeño no necesariamente implica que el DAS deba ser también pequeño. Experimentalmente se ha encontrado que la adición de refinador de grano no afecta significativamente el DAS.

### ***1.5.2. Arranque de la colada***

El inicio de la colada es la etapa más crítica para el proceso y calidad del cilindro. Una velocidad de arranque excesiva puede crear grietas internas en la base o pie del cilindro. Por otro lado, si se disminuye la velocidad se eliminan las grietas pero la calidad superficial del cilindro no es muy buena. Es muy importante que el cilindro inicie su solidificación sin ninguna grieta interna en su base, ya que de lo contrario la grieta podría continuar a través de toda su longitud. Para ello la velocidad

de colada se programa en forma de una rampa ascendente (ver Figura 38), iniciado con una velocidad baja por un breve tiempo o longitud del cilindro, incrementándose luego a la velocidad de régimen o estabilización de la colada. El caudal del agua también se debe ajustar de acuerdo a la rampa de la velocidad de colada que se establezca. Estos parámetros se controlan automáticamente mediante un PLC. Por lo general, la velocidad de colada óptima está en el rango de 60 - 180 mm/min, dependiendo de la composición de la aleación y el diámetro del cilindro (Jaradeh, 2006).



**Figura 38.** Esquema que ilustra la manera de programar la velocidad de colada para una determinada aleación. La colada se inicia con una velocidad de arranque  $V_i$ , la cual se mantiene hasta alcanzar una longitud del cilindro  $L_i$ , a partir de allí la velocidad se incrementa paulatinamente hasta alcanzar la longitud  $L_r$ , el cual es el momento para acelerar a la velocidad de régimen  $V_r$ . Fuente: elaboración propia.

La velocidad de arranque ( $V_i$ ), en mm/min, puede estimarse de acuerdo con la ecuación experimental 1.2 (ver Figura 39), en donde  $V_r$  es la velocidad de régimen o velocidad máxima de colada (mm/min). El porcentaje indicado entre paréntesis dentro de la ecuación 1.3, se escoge de acuerdo a la experiencia acumulada colando una aleación en particular, que en el caso de la aleación 6063 se estima en 75%. La

velocidad de arranque,  $V_i$ , se debe mantener constante hasta que el cilindro alcance una cierta longitud ( $L_i$ ), que se estima mediante la ecuación 1.3.  $L_i$  representa la longitud de arranque del cilindro que solidifica, en milímetros, durante el tiempo que dure el régimen de velocidad de arranque ( $V_i$ ). El diámetro del cilindro se expresa en milímetros, mientras que el valor de 0,33 es una constante empírica que se usa particularmente para la aleación 6063. En el momento que el cilindro alcance la longitud  $L_i$  para un diámetro determinado, se debe incrementar inmediatamente la velocidad hasta alcanzar la velocidad de régimen (ver Figura 38), de lo contrario se puede generar defectos superficiales en el cilindro. A partir de allí, la colada procede a velocidad constante hasta obtenerse la longitud total del cilindro requerido.

<b><math>V_i = V_r \times (60 \text{ a } 100\%) / 100</math></b>	.....1.2
<b><math>L_i = \text{diámetro del cilindro} \times 0,33</math></b>	.....1.3
<b><math>V_r = \text{Factor} / \text{diámetro del cilindro}</math></b>	.....1.4

**Figura 39.** Ecuaciones experimentales para determinar la velocidad de arranque ( $V_i$ ), la longitud de arranque del cilindro ( $L_i$ ) y la velocidad de régimen ( $V_r$ ). Tomado de Cameron, S. (1999, Enero). *Taller de Usuarios de Wagstaff 1999*. Valencia, Estado Carabobo.

Por otro lado, la velocidad de colada de régimen,  $V_r$ , se calcula de acuerdo a la ecuación empírica 1.4, en donde el diámetro del cilindro es especificado en milímetros y el valor numérico del término «factor», depende de la aleación. Para el caso específico de la aleación 6063, el factor toma el valor de 23.000 mm<sup>2</sup>/min, por lo que para una mesa de moldes de 7 in de diámetro, la velocidad de colada sería de 129 mm/min. Todos los valores calculados mediante las ecuaciones que se han dado son

referenciales, pudiendo variar de acuerdo a las características particulares de cada empresa, como por ejemplo, la calidad del agua de enfriamiento disponible y su temperatura máxima de uso. En la tabla 3 se indican algunos parámetros operativos de colada a nivel industrial para el caso específico de las aleaciones 6060 y 6063 (Boon y otros, 1999).

**Tabla 3. Velocidad de colada y flujos de agua típicos en aleaciones 6060 y 6063**

PARÁMETROS	DIÁMETRO DEL CILINDRO (Pulgadas)				
	6	6 <sup>1/8</sup>	7	8	9
Velocidad de colada (mm/min)	145 ± 5	145 ± 5	125 ± 5	115 ± 5	105 ± 5
Flujo de agua (m <sup>3</sup> /min)	Mín. 3,30	Mín. 3,30	Mín. 3,30	Mín. 3,30	Mín. 2,70

*Nota.* Datos tomados de Boon, A., Izquier, T., Zorrilla, A., Bell, A., Azcarate, J., Freites, A y Figueroa, E. (1999, Noviembre). *Control de la calidad y parámetros del proceso de fabricación de lingotes para extrusión.* Ponencia presentada en el Primer Simposio de Aleaciones de Aluminio Serie 6000 para Extrusión, organizado por CAVSA, Ciudad Guayana. Mín = mínimo.

Una vez terminada la colada, se procede a retirar los cilindros de la fosa (ver Figura 40), se inspeccionan con ultrasonido en busca de grietas internas y posteriormente se someten a un proceso de homogenizado. Algunas empresas inspeccionan totalmente la primera camada de cilindros, si no encuentran grietas, entonces el resto de los cilindros solamente se chequea parcialmente. Aunque esto puede que funcione bien, lo recomendable es que todos los cilindros sean inspeccionados al 100% (López, 1999).



**Figura 40.** Extracción de cilindros de la fosa luego de finalizado el proceso de colada. Los cilindros luego serán inspeccionados con ultrasonido. Fuente: fotografía tomada por el autor.

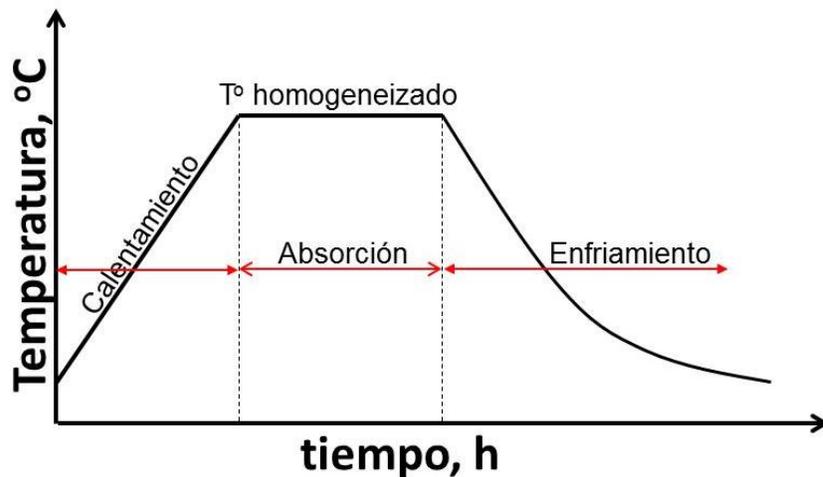
### ***1.6. Proceso de homogeneizado de cilindros***

El tratamiento térmico de homogeneizado representa una etapa clave para el éxito del proceso posterior de extrusión de cilindros. Su función es modificar la microestructura obtenida durante el proceso de solidificación del cilindro, de tal manera que permita ser extruido a la velocidad más alta posible, obteniendo una excelente calidad superficial y óptimas propiedades mecánicas. El proceso se lleva a cabo en tres etapas, tal como se muestra en la figura 41, a saber: calentamiento hasta la temperatura de homogeneizado, tiempo de mantenimiento o de absorción a dicha temperatura y finalmente el enfriamiento a una velocidad apropiada. Un buen proceso de homogeneizado debe permitir:

1. Eliminar las microsegregaciones interdendríticas que son inevitables durante el proceso industrial de solidificación del cilindro.

2. Maximizar la transformación de las partículas intermetálicas  $\beta$ -AlFeSi  $\rightarrow$   $\alpha$ -AlFeSi.

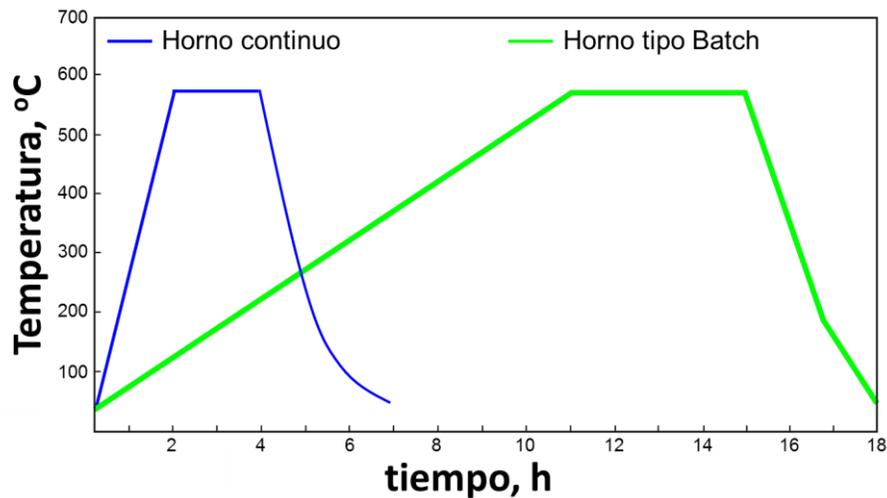
3. Disolver el compuesto  $Mg_2Si$  y controlar su precipitación (tamaño y cantidad), en la etapa de enfriamiento.



**Figura 41.** Representación esquemática del proceso de homogeneizado de cilindros, el cual se lleva a cabo en tres etapas: calentamiento, absorción y enfriamiento. Fuente: elaboración propia.

El homogeneizado también permite eliminar las posibles tensiones internas producidas durante la solidificación, debido al rápido enfriamiento a que es sometido el cilindro en el molde de colada. No obstante, si durante el homogeneizado el material se enfría muy rápidamente, se vuelven a generar tensiones internas en el material y posibles distorsión de los cilindros. El homogeneizado es la etapa ideal para disolver los eutécticos de bajo punto de fusión que se generan en la microestructura de la aleación debido a la solidificación de no equilibrio. Esto evitaría agrietamiento o desgarramiento en el perfil extruido debido al bajo punto de fusión de dichas mezcla de fases (eutécticos). Sin embargo, es posible que también se produzca una fusión local de estas fases eutécticas en los cilindros, en caso de que la rampa de calentamiento hasta la temperatura de absorción se ejecute muy rápido (Reiso, 1984).

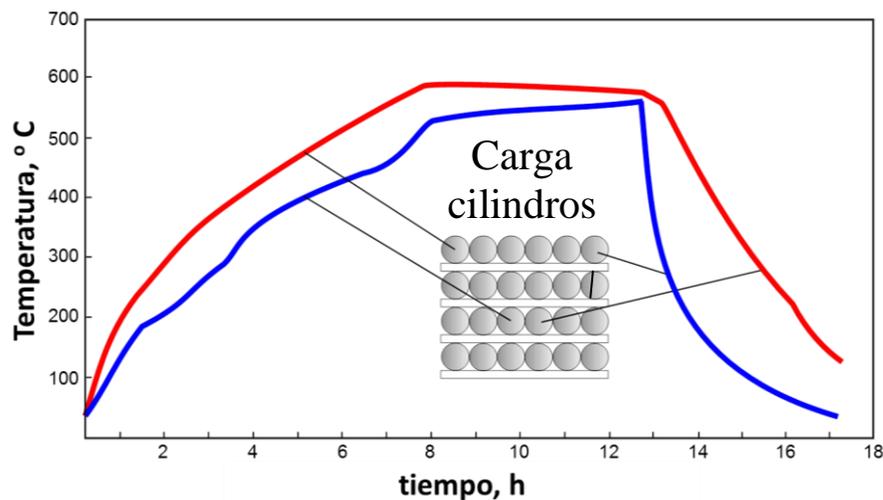
Al calentar un cilindro a altas velocidades de calentamiento, no se le da suficiente tiempo a las fases eutécticas para que ocurra su disolución en la matriz de la aleación, en vez de ello se funde debido a su bajo punto de fusión. Para evitar la fusión localizada de las fases eutécticas en las aleaciones de la serie 6000, es necesario controlar el calentamiento a una rata promedio de unos 200 °C/h (Reiso, 2004). En el caso de los hornos de homogeneizado convencionales del tipo batch, la rampa de calentamiento es muy lenta (ver Figura 42), lo cual favorece la disolución de los eutécticos, no así la productividad del horno, mientras que en los hornos modernos de paso continuo se puede controlar la velocidad de calentamiento a una temperatura apropiada, que en el caso particular de las aleaciones 6060 y 6063 ronda alrededor de aproximadamente 270 °C/h.



**Figura 42.** Curvas típicas de tratamiento térmico de homogeneizado (promedio de temperatura), para el caso de aleaciones 6060 y 6063, usando un horno convencional tipo batch y un horno continuo. Se observa que para el horno tipo batch, el tiempo de calentamiento más absorción puede alcanzar unas 15 horas. Fuente: elaboración propia.

En los hornos convencionales tipos batch, se sabe que la temperatura de un cilindro dentro de la configuración de la carga depende en gran medida de su posición en el lote (ver Figura 43). Los cilindros colocados en el borde de la carga están más intensamente expuestos a recibir el calor de los gases calientes, por lo que alcanzan la

temperatura establecida mucho antes que los cilindros que están ubicados en el centro de la carga. Debido a ello, el calentamiento de todo el lote es muy disparejo, requiriéndose de prolongado tiempo hasta obtener una diferencia de temperatura aceptable, preferiblemente alrededor de  $\pm 5$  °C. Durante el enfriamiento de la carga de cilindros, llevada a cabo en una cámara independiente dotada de potentes ventiladores, ocurre también una diferencia marcada en la rata de enfriamiento de acuerdo a la posición del cilindro. La línea roja y azul de la figura 43 pretende mostrar los rangos de temperaturas de los cilindros ubicados en diferentes sitios dentro de la carga del horno.



**Figura 43.** Ciclo esquemático de homogeneizado de cilindros para un horno convencional tipo batch, mostrando la marcada dispersión de la temperatura de la carga durante las etapas de calentamiento, absorción y enfriamiento. Fuente: elaboración propia.

### ***1.6.1. Remoción de microsegregaciones***

En las aleaciones de la serie 6000, las microsegregaciones están normalmente constituidas por los elementos magnesio y silicio que segregan entre los espacios interdendríticos como consecuencia de una solidificación fuera del equilibrio, ocasionada por las altas velocidades de enfriamiento a que es sometida la aleación en

el molde de colada. Sin embargo, debido a que estos elementos poseen un coeficiente de difusión relativamente altos, cualquier diferencia en concentración residual dentro de los brazos interdendríticos puede equilibrarse relativamente rápido durante el proceso de homogeneizado, en función al espacio interdendrítico, la temperatura y tiempo de absorción.

Una manera sencilla de evaluar las microsegregaciones residuales es usando la ecuación 1.6 mostrada en la figura 44, la cual está basada en un modelo simple de distribución sinusoidal de soluto a través de los brazos dendríticos secundarios (Flemings, 1974). Esta relación es fuertemente dependiente del valor del DAS. A medida que el DAS es más fino y uniforme, se reduce la distancia interdendrítica (distancia difusiva), sobre la cual los átomos de magnesio y silicio deben difundir durante el homogeneizado. Ya se mencionó que la tecnología de moldes con inyección de aire presurizado permite obtener un espacio interdendrítico relativamente pequeño, entre 18 a 50  $\mu\text{m}$ , lo que acelera significativamente los tiempos para la eliminación de las microsegregaciones en la microestructura de la aleación.

$$\delta_i = \exp\left[-4\pi^2\left(\frac{D_s t}{\text{DAS}^2}\right)\right] \dots\dots\dots 1.5$$

**Figura 44. Modelo para evaluar las microsegregaciones residuales en aleaciones de aluminio.** Tomado de Flemings, M. C. (1974). *Solidification processing*. USA: McGraw-Hill.  $\delta_i$  = Índice de microsegregación residual, el cual es igual a “1” en el estado de colada y “0”, luego de un homogeneizado total.  $D_s$  = Coeficiente de difusión del soluto “i” en la matriz de aluminio a la temperatura de homogeneizado del elemento (se asume constante).  $t$  = tiempo.

Algunos cálculos realizados usando la relación 1.5, muestran que a una temperatura de 560 °C y valores del DAS de 50  $\mu\text{m}$ , el magnesio alcanza un nivel de homogeneidad superior a 95% en aproximadamente 15 minutos, mientras que el silicio lo logra en aproximadamente 30 minutos. A nivel industrial, una hora a 560 °C es suficiente para poner en solución todo el magnesio y el silicio segregado. Lógicamente, al aumentar la temperatura se disminuyen los tiempos para eliminar las microsegregaciones debido a que el homogeneizado es un proceso difusivo en la que la velocidad de difusión es proporcional a la temperatura y al gradiente de concentración del elemento segregante.

### ***1.6.2. Transformación de las partículas $\beta\text{-AlFeSi} \rightarrow \alpha\text{-AlFeSi}$***

Se sabe que las aleaciones de la serie 6000 contienen hierro, el cual es un elemento que es prácticamente insoluble en el aluminio sólido. El hierro se combina con otros elementos químicos durante el proceso de solidificación, formando compuestos intermetálicos metaestables complejos del tipo  $\text{AlFeSi}$ , cuya estequiometría depende fundamentalmente de la composición de la aleación y la velocidad de enfriamiento con que solidifica el cilindro. Se estima que estos compuestos ricos en hierro pueden capturar hasta 0,1% de silicio en la mayoría de las aleaciones de la serie 6000 que contengan 0,2% de hierro (Belov, Eskin y Aksenov, 2005).

Las diferentes velocidades de solidificación que experimenta el cilindro en su sección transversal pueden dar lugar a una variación en su microestructura, la cual es particularmente evidente en cilindros de diámetros grandes. Velocidades diferentes de solidificación pueden originar diferentes fases intermetálicas del tipo  $\text{AlFeSi}$ , contribuyendo también a que dichas partículas tengan diferencias prominentes en cuanto a su morfología, tamaño y distribución a través de la sección transversal del cilindro (Minoda, Hayakawa y Yoshida, 1998). Desde el punto de vista industrial, es

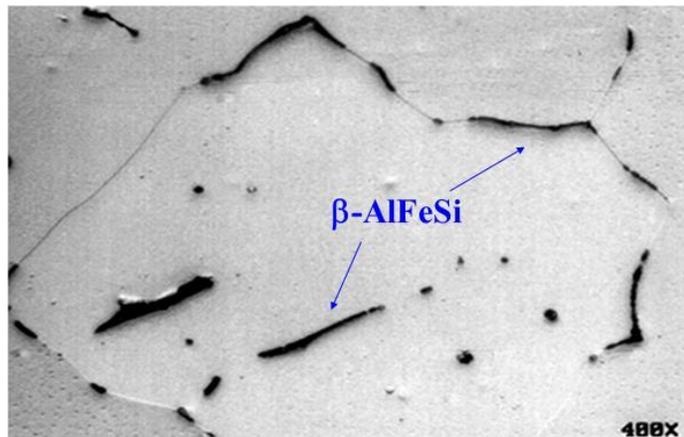
muy poco lo que se puede hacer acerca de esta variación de la microestructura. Bajo condiciones de enfriamiento relativamente lentas, predomina la formación de las fases intermetálicas más estables, tal como  $\alpha$ -AlFeSi, mientras que a mayores velocidades de solidificación ( $> 100$  °C/min), las fases más abundantes son las metaestables, como  $\beta$ -AlFeSi (Belov, Eskin y Aksenov, 2005).

En la tabla 4 se muestran las características de los compuestos intermetálicos ricos en hierro más comunes que se han encontrados en aleaciones de la serie 6000 con su respectiva estructura cristalina (red de Bravais) y parámetros reticulares (Kuijpersa y otros, 2005). En cilindros en estado de colada es común encontrar los intermetálicos del tipo  $\beta$ -AlFeSi y  $\alpha$ -AlFeSi, incluso otros tipos de intermetálicos dependiendo del diámetro del cilindro y de la velocidad de enfriamiento a que fueron sometidos dichos cilindros. Sin embargo, cuando no se usa el manganeso como elemento corrector, el compuesto intermetálico que más prevalece es el  $\beta$ -AlFeSi, el cual normalmente se describe con una estequiometría del tipo  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi (Kuijpers, Vermolen, Vuik y Zwaag, 2004). Este compuesto se caracteriza por presentar una morfología acicular o en forma de aguja, una interfaz facetada con la matriz de aluminio y una estructura monoclinica (Zajac, Hutchinson, Johansson y Gullman, 1994). En la figura 45 puede observarse imágenes de la microestructura de una aleación de aluminio conteniendo partículas del tipo  $\beta$ -AlFeSi, mientras que en la figura 46 se detalla la interfaz que forma el compuesto  $\beta$ -AlFeSi con la matriz de aluminio.

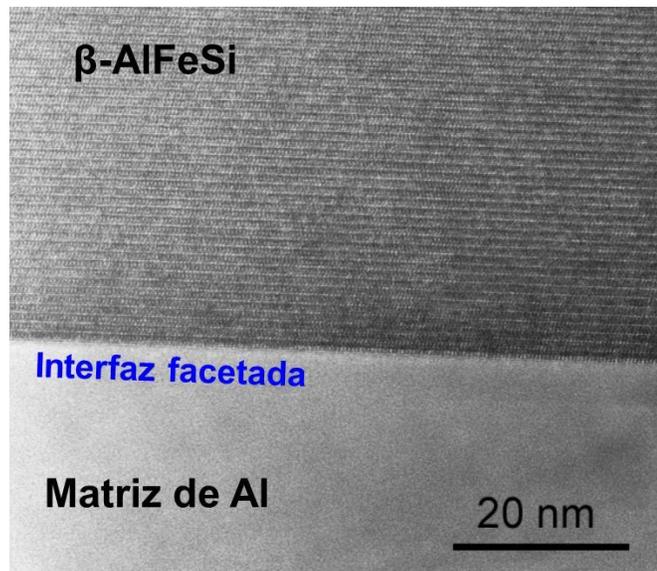
**Tabla 4. Fases intermetálicas más comunes encontradas en aleaciones de la serie 6000**

Inter-Metálico	Estequiometría	Relación Fe:Si	Red Bravais	Parámetros reticulares
$\beta$ -AlFeSi	$\text{Al}_5\text{FeSi}$	2:1	Monoclínico	a = 6,12 Å b = 6,12 Å c = 41,5 Å $\alpha = 91^\circ$
	$\text{Al}_{4,5}\text{FeSi}$			
$\alpha_h (\alpha')$	$\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$	4:1	Hexagonal	a = b = 12,3 Å c = 26,2 Å
$\alpha_c$ -AlFeSi	$\text{Al}_{12}\text{Fe}_3\text{Si}$	6:1	Cúbico	a = 12,56 Å
	$\text{Al}_{15}\text{Fe}_3\text{Si}_2$	3:1		
	$\text{Al}_{12}(\text{FeMn})_3\text{Si}$	6:1	Cúbico	a = 12,56 - 12,68 Å
	$\text{Al}_{15}(\text{FeMn})_3\text{Si}_2$	3:1		

Nota. Tabla tomada de Kuijpers, N. C. W. (2004). *Kinetics of the  $\beta$ -AlFeSi to  $\alpha$ -Al(FeMn)Si transformation in Al-Mg-Si alloys* [Versión completa en línea]. Tesis de PhD, University Delft. Disponible: <https://repository.tudelft.nl/islandora/object/uuid:77f36876-b0d4-4a35-a9b5-7bac8c5572c5/datastream/OBJ/download> [Consulta: 2017, Noviembre 04].



**Figura 45. Microscopía óptica mostrando la morfología característica de las partículas  $\beta$ -AlFeSi.** Tomado de Centro de Investigación Aplicada de CVG Alcasa. (s.f). *Proyecto de caracterización de aleaciones de aluminio Alcasa*. Ciudad Guayana: Grupo Corporativo de Investigación y Desarrollo Alcasa-Venalum.



**Figura 46. Imagen de microscopía electrónica de transmisión de alta resolución mostrando la interfaz  $\beta$ -AlFeSi/matriz de aluminio.** Tomado de Mulazimoglu, M. H., Zaluska, A., Gruzleski, J. E. y Paray, F. (1996). Electron microscope study of Al-Fe-Si intermetallics in 6201 aluminum alloy. *Metall. Mater. Trans. A*, 27, 929-936. La intercara es del tipo facetada y la muestra analizada pertenece a una aleación 6005A en estado de colada.

La interfaz facetada de  $\beta$ -AlFeSi, caracterizada por una frontera bien definida entre la partícula y la matriz de aluminio, hace que su enlace con la matriz sea muy débil, perdiendo fácilmente su cohesión con la matriz de aluminio debido a los esfuerzos mecánico a que se someta la aleación durante su procesamiento termomecánico, pudiendo ser literalmente arrancada de la superficie del material durante la operación de extrusión (Zajac, Gullman, Johansson y Bengtsson, 1996). Estas partículas descohesionadas se adhieren o pegan a la superficie de la matriz de extrusión, rayando el perfil extruido y produciendo en los perfiles el defecto superficial conocido como pegaduras (Kuijpers, 2004).

Estos compuestos  $\beta$ -AlFeSi pueden llegar a medir hasta 20  $\mu\text{m}$  de longitud y 0,1-1  $\mu\text{m}$  de ancho (ibid), aunque por lo general su ancho es menor a 0,5  $\mu\text{m}$ . Esta morfología tipo aguja hace que dichas partículas sean frágiles y generen altas concentraciones de esfuerzo interno en la matriz de aluminio, debido a las puntas

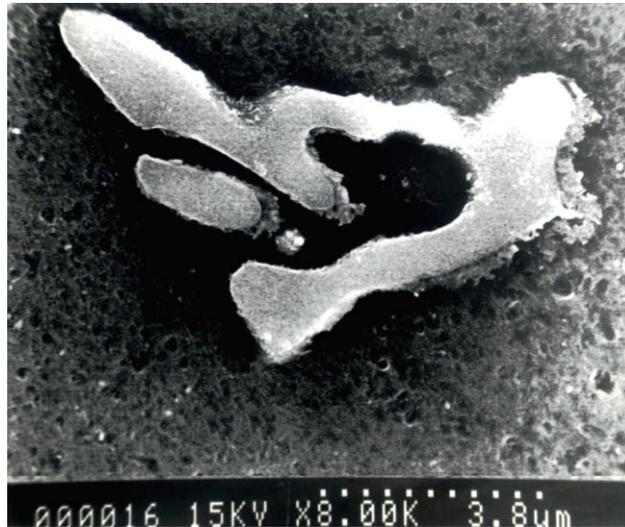
afiladas que presentan, pudiendo fácilmente inicial microgrietas durante la deformación plástica del material, perjudicando la extrudabilidad de la aleación y desmejorando la calidad superficial del perfil extruido.

Luego del tratamiento de homogeneizado, las partículas  $\beta$ -AlFeSi se transforman en una fase termodinámicamente más estable del tipo  $\alpha$ -AlFeSi, la cual muchas veces se describe como  $\alpha$ -Al<sub>15</sub>Fe<sub>3</sub>Si<sub>2</sub>, aunque también son posibles otras estequiometrias como se especifica en la tabla 4. Cada tipo de partícula tiene una estructura cristalina diferente, pudiendo ser hexagonal,  $\alpha_h$ -AlFeSi, si no contiene manganeso, o cúbica,  $\alpha_c$ -AlFeSi, con manganeso o sin él (ver Tabla 4). Aunque es más común que contenga manganeso debido a que este elemento se adiciona a las aleaciones de la serie 6000 como corrector del hierro, con el fin de promover durante el proceso de solidificación la formación de partículas del tipo  $\alpha_c$ -Al(FeMn)Si.

La adición de manganeso convierte normalmente a la fase  $\alpha_c$ -Al(FeMn)Si en el principal compuesto intermetálico, por encima de  $\beta$ -AlFeSi. Para lograr esto, el nivel de adición de manganeso debe estar entre 0,02 a 0.08% (Annenkoff, 1988). Estas adiciones de manganeso permiten obtener una fracción volumétrica de  $\alpha$ -AlFeSi alrededor de 80 a 90%, según mediciones efectuadas en muestras de cilindros de la aleación 6063 en estado de colada (Evertsson, 2011). La presencia del manganeso en la aleación actúa también durante el proceso de homogeneizado como un catalizador de la transformación en el estado sólido de la fase  $\beta$ -AlFeSi  $\rightarrow$   $\alpha$ -AlFeSi, acelerando la velocidad de la reacción de transformación de aquellas partículas  $\beta$ -AlFeSi aún sin transformar.

En el estado de colada, las partículas  $\alpha$ -AlFeSi o  $\alpha_c$ -Al(FeMn)Si, a diferencia de  $\beta$ -AlFeSi, presentan una morfología más compacta, muchas veces en forma de «escritura china», llamada así debido a su semejanza con los caracteres chinos (ver Figura 47). Esta morfología más compacta es un indicativo de que dichas partículas

poseen menos concentraciones de esfuerzos internos en comparación a las fases con forma de agujas o puntiagudas del tipo  $\beta$ -AlFeSi (ver Figura 45). Además, una partícula compacta ofrece una interfaz más difusa con la matriz de aluminio (no facetada), permitiendo así adherirse más fuerte a la matriz (Kuijpers, 2004), lo que conduce a una menor probabilidad de que sea descohesionada o arrancada fuera de la matriz de aluminio durante la intensa deformación plástica que sufre el material durante la extrusión.

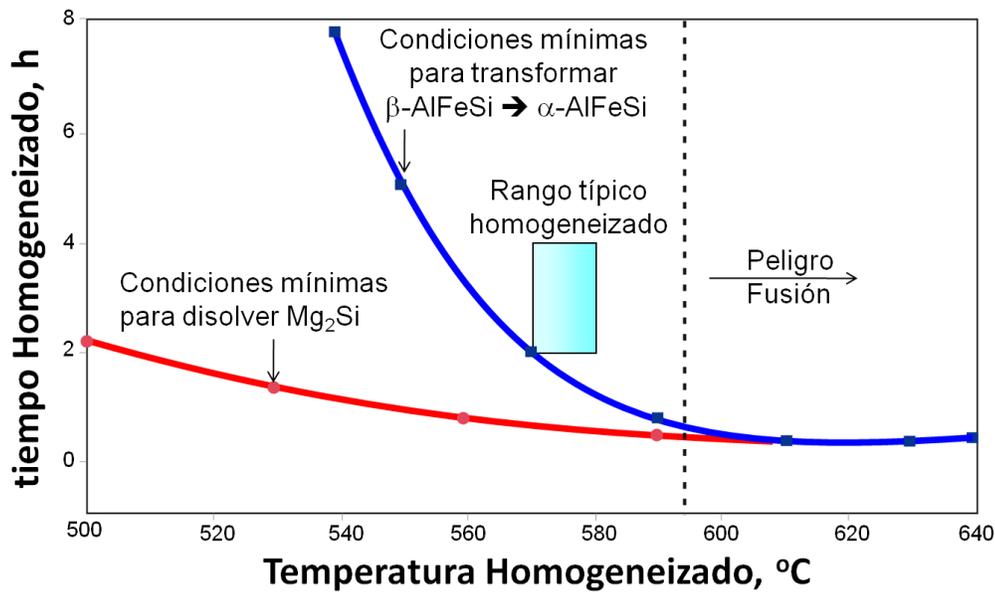


**Figura 47.** Microscopía electrónica de barrido mostrando una partícula intermetálica del tipo  $\alpha$ -AlFeSi en forma de escritura china en una aleación 6063. Tomado de Rendón, J. (1995). *Estudio de propiedades mecánicas y microestructuras en cilindros de aluminio comercial aleación 6063 sometidas a diferentes regímenes del tratamiento térmico de homogeneización*. Tesis de Maestría no publicada, Universidad Nacional Experimental de Guayana, Ciudad Guayana.

Gracias al tratamiento térmico de homogeneizado, la mayoría de las partículas frágiles  $\beta$ -AlFeSi son transformadas a una fase termodinámicamente estable ( $\alpha$ -AlFeSi), con una morfología más redondeada y una interfaz con la matriz de aluminio del tipo no facetada (difusa), lo que la hace menos frágiles (Mulazimoglu, Zaluska, Gruzleski y Paray, 1996), para el proceso posterior de extrusión a que se someterá la aleación. Para que ocurra esta transformación o cambio de fase en un tiempo

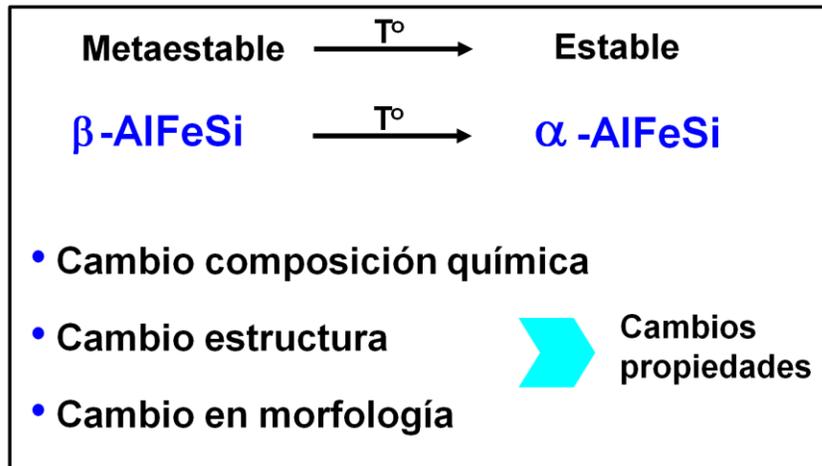
industrialmente aceptable, es necesario activarla térmicamente, ya que la velocidad de transformación es dependiente de la difusión en el estado sólido y estos compuestos ricos en hierro tienen un coeficiente de difusión muy bajo como para permitir cualquier cambio a temperatura ambiente.

En la figura 48 se muestra las condiciones mínimas de temperatura y tiempo de homogeneizado para que pueda darse la transformación de  $\beta$ -AlFeSi  $\rightarrow$   $\alpha$ -AlFeSi. Se puede apreciar que a menor temperatura de homogeneizado mayor es el tiempo requerido para la transformación (curva azul en la gráfica de figura 48). Para el caso de la aleación 6060 y 6063, la temperatura de homogeneizado que garantiza esta transformación está entre 570 a 580 °C, con tiempos típicos de permanencia de 2 a 4 horas (ver Figura 48). El tiempo de absorción es función de la temperatura de absorción seleccionada de acuerdo a la aleación, diámetro del cilindro y tipo de horno empleado (horno de paso continuo o del tipo batch). El objetivo es garantizar una fracción total de partículas  $\alpha$ -AlFeSi convertida mayor de 80%, aunque sobrepasando un 90% sería aún más beneficioso (Parson, Hankin y Hicklin, 2002), ya que de esta manera se podría extruir el cilindro a la velocidad máxima posible. Las partículas intermetálicas  $\alpha$ -AlFeSi convertidas a una forma más redondeada, son menos propensas a causar desgarramiento en los productos extruidos, facilitando una mejor interacción del material con la matriz de extrusión y proporcionando un acabado superficial de primera.



**Figura 48. Variación de la temperatura de homogeneizado en función al tiempo de permanencia en el horno (curva azul).** Tomado de VOSB. (s.f.). *Basic metallurgy: 6000 series extrusion alloys* [Documento en línea]. Disponible: <http://www.vosbltd.com/site/wp-content/uploads/2015/10/extrusion-basic-metallurgy.pdf> [Consulta: 2017, Noviembre 18]. El rectángulo muestra el rango de temperatura y tiempo de homogeneizado empleado en aleaciones 6060 y 6063, mientras que la curva roja muestra el tiempo requerido para disolver el  $\text{Mg}_2\text{Si}$  en función a la temperatura.

Para una mejor comprensión del mecanismo de transformación en el estado sólido de la fase  $\beta\text{-AlFeSi}$   $\rightarrow$   $\alpha\text{-AlFeSi}$ , es conveniente dividir el proceso en tres etapas bien marcadas, como se ilustra en la figura 49. Es decir, para que ocurra una transformación completa de la fase metaestable  $\beta\text{-AlFeSi}$ , que facilite una alta extrudabilidad de la aleación durante la operación de extrusión, se debe producir un cambio en su composición química, un cambio en su estructura cristalina y un cambio en su morfología.



*Figura 49.* Esquema ilustrativo listando las tres etapas involucradas en la transformación de la fase metaestable  $\beta$ -AlFeSi a la fase estable  $\alpha$ -AlFeSi. Fuente: elaboración propia.

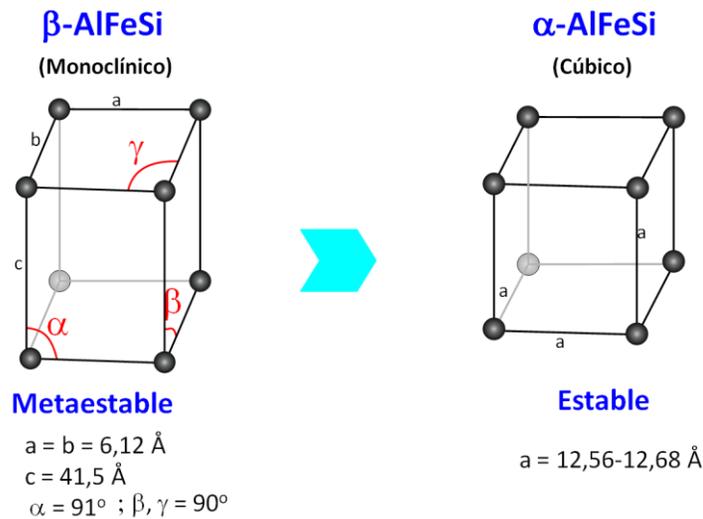
### *1.6.3. Conversión química y estructural de la fase $\beta$ -AlFeSi*

En las aleaciones de la serie 6000, una fracción del porcentaje total de silicio presente en la aleación se combina con el hierro en preferencia al magnesio, formando el compuesto intermetálico ya descrito como  $\beta$ -AlFeSi. Sin embargo, durante la transformación de la fase  $\beta$ -AlFeSi  $\rightarrow$   $\alpha$ -AlFeSi, cierta cantidad de silicio es ahora repelido de dichas partículas  $\beta$ -AlFeSi y disuelto en la matriz de aluminio como consecuencia de la conversión química que sufren dichas partículas metaestables. Este cambio en la relación Fe/Si es debido a la estequiometría de la fase estable  $\alpha$ -AlFeSi, la cual exige un porcentaje en peso de silicio menor que la fase metaestable  $\beta$ -AlFeSi. Esta última fase metaestable tiene aproximadamente un 15% de silicio en su estructura, mientras que la fase  $\alpha$ -AlFeSi posee solo un 8 % de silicio.

Ahora bien, dado a que la difusión del silicio en el aluminio es relativamente rápida a altas temperaturas de homogeneizado a que se somete la aleación, esta etapa transcurre en un tiempo relativamente corto. Sobre todo considerando que la fase  $\beta$ -AlFeSi tiene una relación cristalográfica con la matriz del tipo incoherente, la cual se caracteriza por mantener un límite de intercara más abierto entre ellos, semejante a

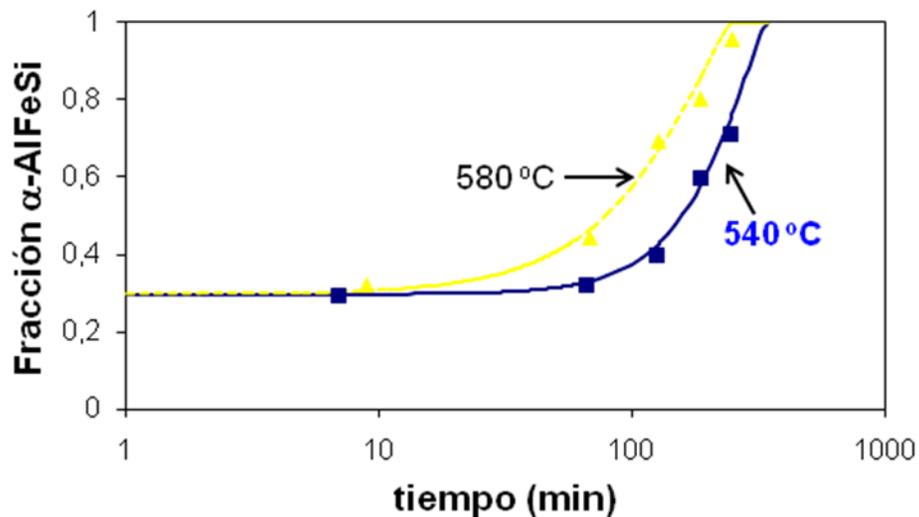
los límites de granos. Como la difusión es muy sensible a la estructura, incrementándose a medida que aumenta las irregularidades en la red, se espera entonces que la estructura más abierta de la intercara incoherente permita una mayor difusión de los átomos de silicio a través de dicha interfaz, facilitando así su expulsión del interior de las partículas  $\beta$ -AlFeSi.

Paralelamente, a medida que la fase metaestable  $\beta$ -AlFeSi va expulsado silicio de su estructura, se va produciendo también un reacomodamiento atómico de dicho compuesto, en donde los átomos se reorganizan internamente hasta adquirir la forma de una estructura cristalina termodinámicamente estable, representada por la fase  $\alpha$ -AlFeSi. Por lo general, la transformación se ejecuta desde una estructura monoclinica a una estructura cúbica, como se esquematiza en la figura 50. Desde el punto de vista termodinámico, la nueva fase  $\alpha$ -AlFeSi escoge la estructura cristalina que le proporcione la mínima energía.



**Figura 50.** Representación esquemática del cambio en la estructura cristalina que sufren las partículas metaestables  $\beta$ -AlFeSi al transformarse a  $\alpha$ -AlFeSi. Fuente: elaboración propia.

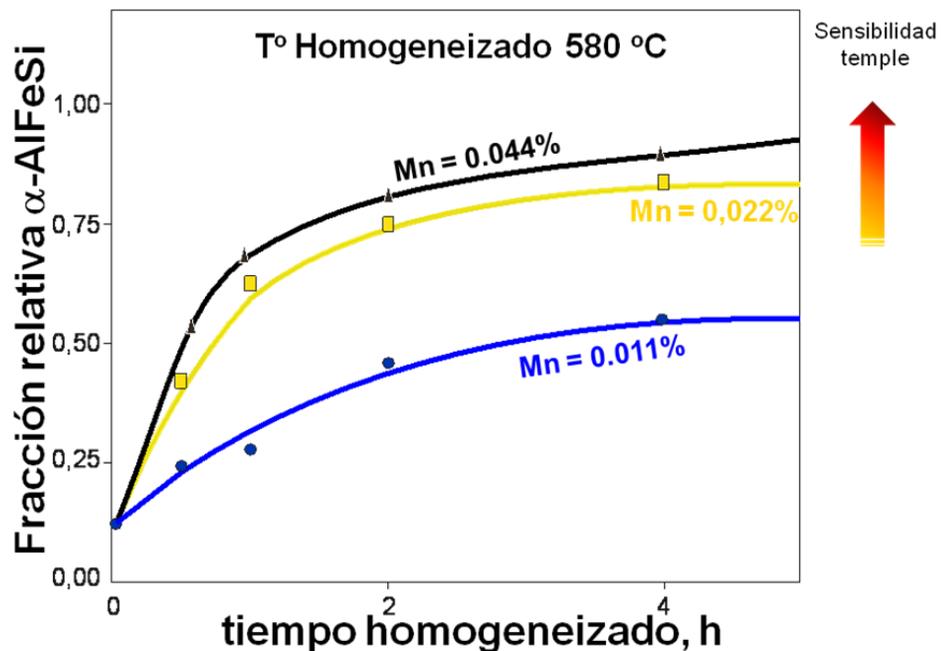
El tiempo con que se lleva a cabo la transformación  $\beta$ -AlFeSi  $\rightarrow$   $\alpha$ -AlFeSi depende de la temperatura de homogeneizado y de la presencia de elementos catalizadores que aceleren la reacción. A mayor sea la temperatura mayor es la energía de activación disponible para agilizar el cambio estructural. En la figura 51 se muestra la fracción de las partículas  $\alpha$ -AlFeSi transformadas en función del tiempo de absorción para una aleación 6063 homogeneizada a 540 °C y 580 °C. Se observa que a altas temperaturas, la cinética de transformación de  $\beta$ -AlFeSi se favorece, requiriéndose un tiempo de homogeneizado mucho menor en comparación con el tratamiento a baja temperatura.



**Figura 51.** Curvas de transformación para una aleación 6063 mostrando la fracción volumétrica de la fase  $\alpha$ -AlFeSi obtenida luego de un tratamiento de homogeneizado a 540 °C y 580 °C, en función al tiempo de absorción. Tomado de Orsetti, P. L., Cuba, I. y Torres, M. (1999, Noviembre). *Microestructura de las aleaciones 6063-32 y 6060-14 producidas en Venalum*. Ponencia presentada en el Primer Simposio de Aleaciones de Aluminio Serie 6000 para Extrusión, organizado por CAVSA, Ciudad Guayana.

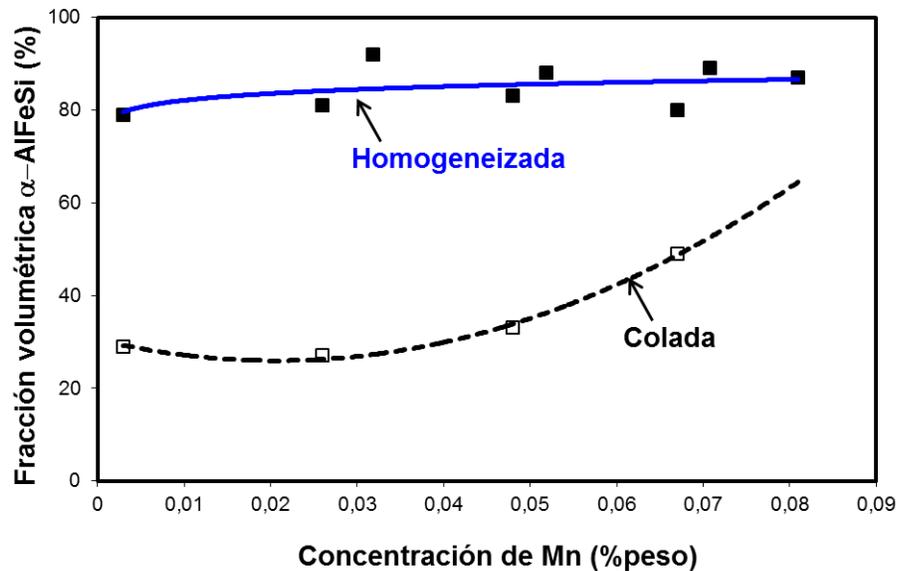
A nivel industrial se busca siempre la manera de que la transformación  $\beta$ -AlFeSi  $\rightarrow$   $\alpha$ -AlFeSi se lleve a cabo en el menor tiempo posible, de manera de disminuir los tiempos de homogeneizado e incrementar la productividad del proceso.

En este sentido, la adición de bajos porcentajes de manganeso, entre 0,02 a 0,08% (Devadas, Musulin y Celliers, 1992), tal como se mencionó previamente, contribuye a acelerar la velocidad de transformación en el estado sólido, debido a que actúa como un agente catalizador que favorece la cinética de la reacción. Esto puede observarse en la figura 52, en donde la fracción de  $\alpha$ -AlFeSi transformada se incrementa significativamente a medida que sube la concentración de manganeso en la aleación. En la aleación 6063, el contenido máximo de manganeso que se especifica para esta aleación es de 0,10% (ver Tabla 1). En la práctica, contenido de manganeso por encima de 0,06% podría ser perjudicial para la extrudabilidad de la aleación (Bichsel, Ried y Langenweger, 1981). Un contenido alto de manganeso también afectaría la sensibilidad al temple de la aleación.



**Figura 52.** Gráfica de la fracción transformada ( $\alpha$ -AlFeSi) en función al tiempo de homogeneizado para varias aleaciones con contenido de manganeso entre 0,011 a 0,044%. La temperatura de homogeneizado se mantuvo constante a 580 °C. Tomado de Kuijpers, N. C. W. (2004). *Kinetics of the  $\beta$ -AlFeSi to  $\alpha$ -Al(FeMn)Si transformation in Al-Mg-Si alloys* [Versión completa en línea]. Tesis de PhD, University Delft. Disponible: <https://repository.tudelft.nl/islandora/object/uuid:77f36876-b0d4-4a35-a9b5-7bac8c5572c5/datastream/OBJ/download> [Consulta: 2017, Noviembre 04]. Flecha de sensibilidad al temple superpuesta por el autor, así como la traducción del texto.

La mayor influencia del manganeso en la transformación de  $\beta$ -AlFeSi a  $\alpha$ -AlFeSi parece ser que se lleva a cabo durante la solidificación de la aleación, como se ilustra en la figura 53 para el caso de una aleación 6063 (Orsetti, Cuba y Torres, 1999). Se observa que el incremento del porcentaje de manganeso en la aleación en la condición de homogeneizada, no afecta a la fracción volumétrica de la fase transformada  $\alpha$ -AlFeSi en la misma magnitud como lo hace en el caso de la aleación en estado de colada. La curva de transformación para la aleación homogeneizada se nota que es mucho más plana u horizontal comparada con la curva trazada para la aleación en estado de colada (ver Figura 53).



**Figura 53.** Variación de la fracción volumétrica de  $\alpha$ -AlFeSi medida en varias aleaciones 6063 conteniendo diferentes %Mn, tanto en estado de colada como en la condición de homogeneizado, a aproximadamente 570 °C. Tomado de Orsetti, P. L., Cuba, I. y Torres, M. (1999, Noviembre). *Microestructura de las aleaciones 6063-32 y 6060-14 producidas en Venalum*. Ponencia presentada en el Primer Simposio de Aleaciones de Aluminio Serie 6000 para Extrusión, organizado por CAVSA, Ciudad Guayana.

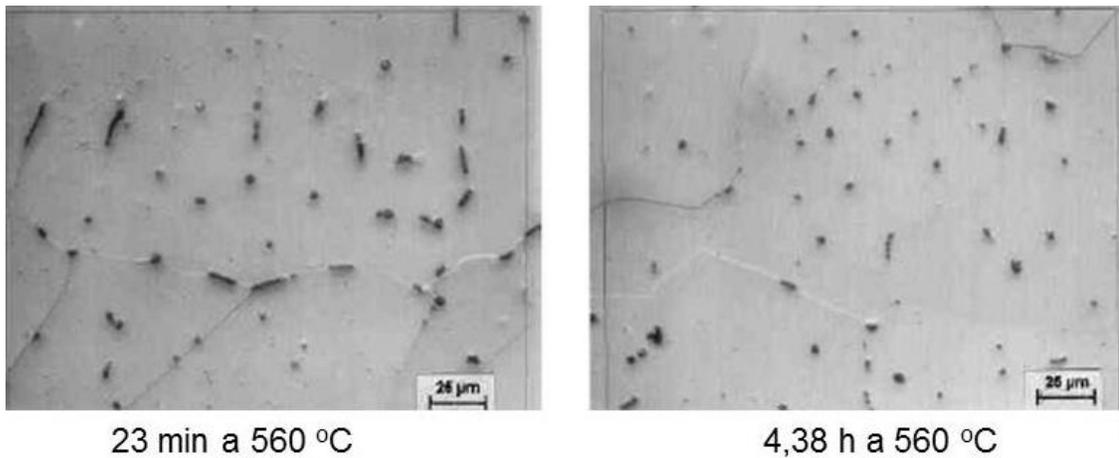
#### ***1.6.4. Cambio morfológico de las partículas $\alpha$ -AlFeSi***

La transformación de  $\beta$ -AlFeSi  $\rightarrow$   $\alpha$ -AlFeSi ocurre inicialmente sin ningún cambio aparente en su morfología, la cual se empieza a manifestar a medida que transcurre el tiempo de absorción a la temperatura de homogeneizado. Por ejemplo, para una aleación 6063 con aproximadamente 0,07% Mn, la transformación química y estructural de  $\beta$ -AlFeSi  $\rightarrow$   $\alpha$ -AlFeSi ocurre luego de una hora de homogeneizado a 575 °C. Sin embargo, el tiempo para obtener la forma globular deseada puede incrementarse hasta 6 horas usando la misma temperatura (Clode, 1987). La baja solubilidad de la fase rica en hierro ocasiona una fuerte resistencia al cambio de morfología, haciendo el proceso mucho más lento, por lo cual se requieren tiempos prolongados de absorción a altas temperaturas.

La cinética de esferoidización de las partículas  $\beta$ -AlFeSi, además de su dependencia a la difusión, está también limitada por la relación cristalográfica que mantiene con la matriz de aluminio, la cual es del tipo incoherente, caracterizada por tener una alta energía interfacial que se opone a la esferoidización. La manera más rápida de vencer esa barrera energética es empleando altas temperaturas de homogeneizado, a mayor sea dicha temperatura más rápida es la cinética y por lo tanto menor es el tiempo requerido para cambiar la morfología de las partículas. Por lo antes expuesto, la temperatura y tiempo de homogeneizado son determinados por el mecanismo de esferoidización de la fase rica en hierro y no por las otras etapas del proceso que se ejecutan en un menor tiempo. En otras palabras, el factor controlante del tiempo total de absorción a la temperatura de homogeneizado es la cinética de esferoidización o transformación morfológica de la fase estable  $\alpha$ -AlFeSi.

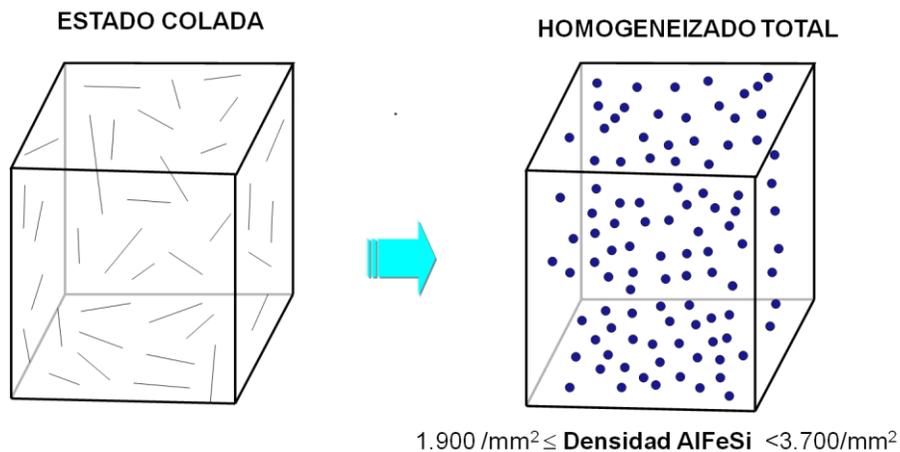
El cambio de morfología ocurre por un mecanismo de fragmentación y esferoidización de las partículas aciculares  $\beta$ -AlFeSi (ver Figura 54), ambas etapas se realizan en paralelo. A medida que transcurre el tiempo de homogeneizado, las

partículas largas tienden a romperse o fragmentarse en otras más pequeñas con el fin de reducir su área superficial por unidad de volumen, minimizando así su energía superficial, como se ilustra en la figura 54. Esta fragmentación conduce a un incremento en la densidad de partículas presentes en la microestructura (partículas/mm<sup>2</sup>). En la figura 55 se pretende mostrar como a través del proceso de homogeneizado se logra transformar la estructura de colada caracterizada por contener partículas intermetálicas en forma de aguja a una estructura homogeneizada en donde dichas partículas se transforman a una morfología esférica.



**Figura 54. Secuencia en la fragmentación y esferoidización de las partículas  $\alpha$ -AlFeSi a una temperatura de homogeneizado de 560 °C y a diferentes tiempo de absorción para una aleación 6063.** Tomado de Valles, A., Orsetti Rossi, P. I., Diaz, Y. y Tosta, R. (1998). Homogenising of 6063 alloy. *Proceedings of the 6th Intl. conference on aluminum alloys*, 4, 2123-2128.

## PARTÍCULAS INTERMETÁLICAS



**Figura 55.** Esquema ilustrando la transformación morfológica que sufren las partículas intermetálicas presentes en el material en estado de colada, una vez que la aleación se someta a un tratamiento adecuado de homogeneizado. Fuente: elaboración propia.

El tamaño medio de las partículas  $\alpha$ -AlFeSi fragmentadas, medido en muestras de cilindros de la aleación 6063 homogeneizada, se encuentra entre 2,1 a 2,7  $\mu\text{m}$ , mientras que la densidad total de partículas intermetálicas se ubica entre 1.036 a 1.441 partículas/ $\text{mm}^2$  (Wang, 1998). Lo recomendado es que el número total este entre  $1.900/\text{mm}^2 \leq \text{densidad AlFeSi} < 3.700/\text{mm}^2$  (Evertsson, 2011).

La fracción volumétrica de las partículas transformadas, su tamaño, así como su grado de esferoidicidad o redondez, son características claves que permiten evaluar el proceso de homogeneizado. Ya se mencionó que el manganeso durante el proceso de colada permite obtener una fracción de partículas  $\alpha$ -AlFeSi muy elevada, sin embargo, el grado de redondez de dichas partículas no es aun el apropiado para conseguir la máxima extrudabilidad durante la extrusión. Mediciones realizadas en cilindros de la aleación 6063 en estado de colada, indican que el grado de esferoidicidad de dichas partículas  $\alpha$ -AlFeSi, varía entre 68 a 71% (ibid). Estos valores deben incrementarse muy por encima del 75% durante el homogeneizado, el cual es el mínimo valor recomendado (ibid).

Los parámetros del proceso de homogeneizado han venido cambiando desde que se introdujo por primera vez alrededor de 1960 (Reiso, 1995), producto de un mejor entendimiento de los diferentes mecanismos imperantes en dicho tratamiento. En la tabla 5 se indica el rango de temperatura y tiempo de homogeneizado que se usa actualmente para algunas de las principales aleaciones de aluminio de la serie 6000 (Sanders, 2010). En el caso de la aleación 6063, el rango de temperatura de homogeneizado esta entre 570 a  $580 \pm 5^{\circ}\text{C}$ , con un tiempo que puede estar entre 2 a 4 horas de absorción (ver Figura 48). Realmente el tiempo total de absorción es una cuestión de compromiso entre el porcentaje de  $\beta\text{-AlFeSi}$  que se desee esferoidizar para dejar el material en un estado apropiado para el proceso posterior de extrusión, y la productividad que se desee alcanzar en el proceso de homogeneización.

**Tabla 5. Rango de temperatura y tiempo de absorción para varias aleaciones de la serie 6000**

<b>Aleación</b>	<b>Temperatura (<math>^{\circ}\text{C}</math>)</b>	<b>tiempo (h)</b>
6005	565 - 582	Mín. 4
6060	580 - 585	Mín. 2
6061	565 - 582	4
6063	571 - 582	Mín. 3
6082	557 - 571	Mín. 16

*Nota.* Datos tomados de Sanders, R. Jr. (2010, Septiembre). *Thermal treatments during processing aluminum extrusion alloys* [Presentación en línea]. Disponible: <http://passthrough.fw-notify.net/static/786933/downloader.html> [Consulta: 2017, Julio 25]. Mín = mínimo.

### ***1.6.5. Etapa de enfriamiento del cilindro homogeneizado***

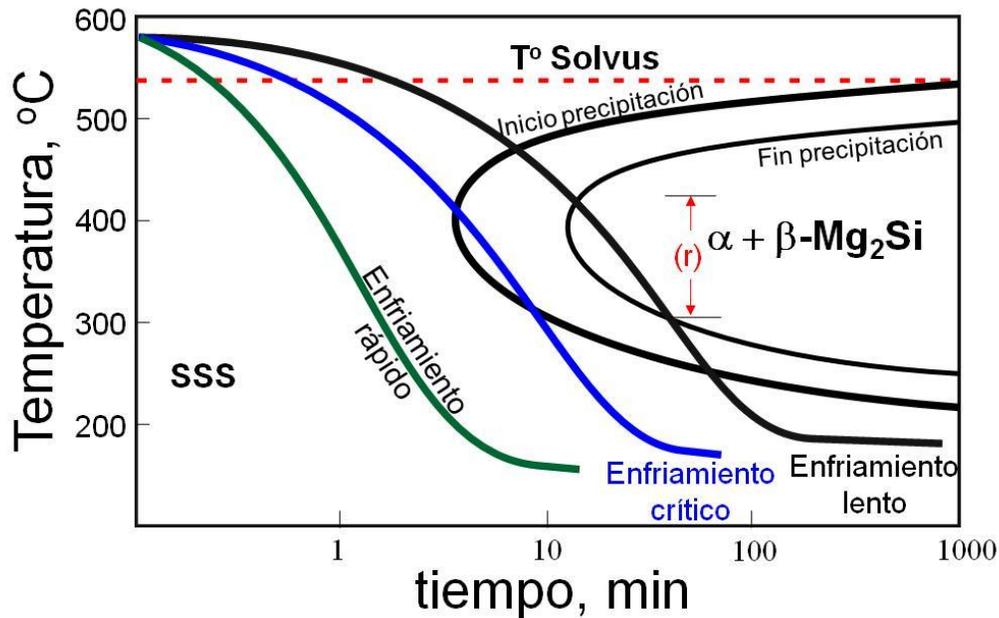
Luego de cumplirse con el tiempo total de absorción a que son sometidos los cilindros en el horno de homogeneizado, se inicia inmediatamente el proceso de enfriamiento, empleando para ello una velocidad de enfriamiento controlada. Esta

etapa es crítica para el proceso posterior de extrusión, ya que un enfriamiento mal ejecutado puede echar a perder una carga completa de cilindros, debido a que no se ejerce control sobre el tamaño de las partículas de  $Mg_2Si$ , las cuales pueden afectar posteriormente la calidad superficial del producto extruido y sus propiedades mecánicas. Hay que enfatizar que el proceso de homogeneizado no constituye una etapa aislada o separada del proceso de extrusión, por el contrario, está directamente interconectada con el resto de las prácticas térmicas que le siguen, como el precalentamiento del cilindro y el calentamiento por deformación plástica en el contenedor de la prensa de extrusión.

La disolución de la fase  $Mg_2Si$  que se forma durante el proceso de solidificación de las aleaciones de la serie 6000, progresa rápidamente cuando la temperatura de homogeneizado excede la temperatura del solvus para una aleación en particular (ver Figura 6), esto es debido a que dicho compuesto es muy soluble en la matriz de aluminio. Para el caso de la aleación 6063, la disolución del  $Mg_2Si$  puede completarse en menos de una hora de homogeneizado a  $560\text{ }^\circ\text{C}$ , según se muestra en la curva roja de la figura 48, requiriéndose menos tiempo al incrementarse la temperatura de homogeneizado. Una vez disuelta la fase  $Mg_2Si$  todo el material se encuentra en solución sólida ( $\alpha$ ), a la temperatura de homogeneizado.

La influencia de la velocidad de enfriamiento en la precipitación del  $Mg_2Si$  puede explicarse fácilmente usando un diagrama de transformación de enfriamiento continuo (CCT), como el que se muestra en la figura 56. Estos diagramas son útiles para interpretar la microestructura de un material enfriado continuamente, ya que registran el progreso de la transformación al ejecutarse un determinado perfil de temperatura a través de las curvas de transformación. Diseñar un tratamiento térmico usando los diagramas de fases de equilibrio (ver Figura 6), no es de utilidad en la industria, ya que no aportan ninguna información acerca del tiempo o velocidades de transformación, tampoco indican las fases metaestables intermedias que pudieran formarse producto de una transformación parcial. Desafortunadamente, los diagramas

CCT para las aleaciones de aluminio son muy escasos en comparación con los aceros (Kessler, Borgen, Hoffmann y Zoch, 2006).



**Figura 56. Diagrama CCT esquemático para una aleación de aluminio enfriada a diferentes velocidades desde la temperatura de homogeneizado.** El diagrama es una adaptación del propuesto en VOSB. (s.f.). *Basic metallurgy: 6000 series extrusion alloys* [Documento en línea]. Disponible: <http://www.vosbltd.com/site/wp-content/uploads/2015/10/extrusion-basic-metallurgy.pdf> [Consulta: 2017, Noviembre 18]. SSS es la región donde la aleación permanece en solución sólida sobresaturada. (r) indica el rango de temperatura más sensible para la precipitación prematura del  $\text{Mg}_2\text{Si}$ .

Es posible usar también las curvas de transformación-temperatura-tiempo (TTT), las cuales son muy parecidas a los diagramas CCT. La diferencia está en que las curvas de transformación dentro del diagrama CCT están desplazadas hacia una temperatura relativamente más baja y tiempos más largos. Sin embargo, si su uso es sólo para análisis cualitativo, la experiencia dicta que se pueden usar indistintamente. La forma en «C» que tienen las curvas de transformación en ambos diagramas hace que comúnmente se les llamen curvas C o gráficas de curvas C.

La primera línea de transformación trazada en forma de C en dichos diagramas (ver Figura 56), representa el inicio de la descomposición de la solución sólida (inicio de la precipitación), típicamente se construye de tal modo que cualquier punto sobre dicha línea represente el 1% de la fracción volumétrica transformada a varias temperaturas y tiempos. Por otro lado, la última línea (la más interna), representa el 99% de la fracción volumétrica transformada. El extremo de la curva C se denomina «nariz» del diagrama CCT o TTT. En la punta de dicha nariz (punto máximo), las velocidades de nucleación y crecimiento de los precipitados se igualan, representando la máxima velocidad de transformación que puede alcanzarse para ese diagrama en particular.

El punto de máxima velocidad de transformación se lleva a cabo a una temperatura intermedia dentro del diagrama CCT. A esa temperatura intermedia hay suficiente fuerza motriz para la difusión, por lo que los precipitados pueden crecer rápidamente adquiriendo un tamaño lo suficientemente grueso o mediano. Lógicamente, por arriba de la punta de la nariz, la temperatura se incrementa, la difusión mejora y los precipitados serán aún más grandes. Por otro lado, entre menor sea la temperatura a que se inicia la transformación, más finos serán los precipitados o fases que se formen, dado a que la movilidad atómica para el crecimiento de la fase es muy lenta. Esto es importante tomar en cuenta a la hora de efectuar un enfriamiento, de tal modo de atravesar la punta de la nariz lo más rápido posible para evitar que el soluto escape descontroladamente de la solución sólida y forme grandes precipitados que no se podrían disolver posteriormente.

Normalmente, alrededor de la nariz, lo que se especifica no es una temperatura fija, sino más bien un rango de temperatura que hay que evitar o atravesar velozmente para impedir una pérdida significativa de soluto. Este intervalo crítico de temperatura, para el caso de las aleaciones de la serie 6000, está situado entre 417 °C - 316 °C (Gulloti, Crane y Setzer, 1977), como se indica en la figura 56 con el símbolo (r) o flecha roja.

La posición relativa de la nariz dentro del diagrama CTT o TTT no es fija, puede moverse hacia la derecha, a mayores tiempos, o hacia la izquierda, menores tiempos, dependiendo de la química de la aleación. Para el caso de aquellas aleaciones con un alto %Mg<sub>2</sub>Si, tales como la 6061 y 6082, la nariz se desplazaría más hacia la izquierda, en comparación con las aleaciones más diluidas como las 6060 y 6063. La ubicación de la nariz dentro del diagrama es por lo tanto un indicativo de que tan rápido se debe enfriar una aleación desde la temperatura de homogeneizado, para que no se produzcan precipitaciones prematuras del soluto. Por ejemplo, la literatura indica que para el caso de la aleación 6063, la nariz de la curva se ubica a 3 minutos, mientras que para la aleación 6061 es apenas de 40 segundos (Fourmann, 2017). Esto indica que la aleación 6061 requiere de una mayor tasa de enfriamiento en comparación con la 6063, si lo que se desea es evitar la precipitación del Mg<sub>2</sub>Si.

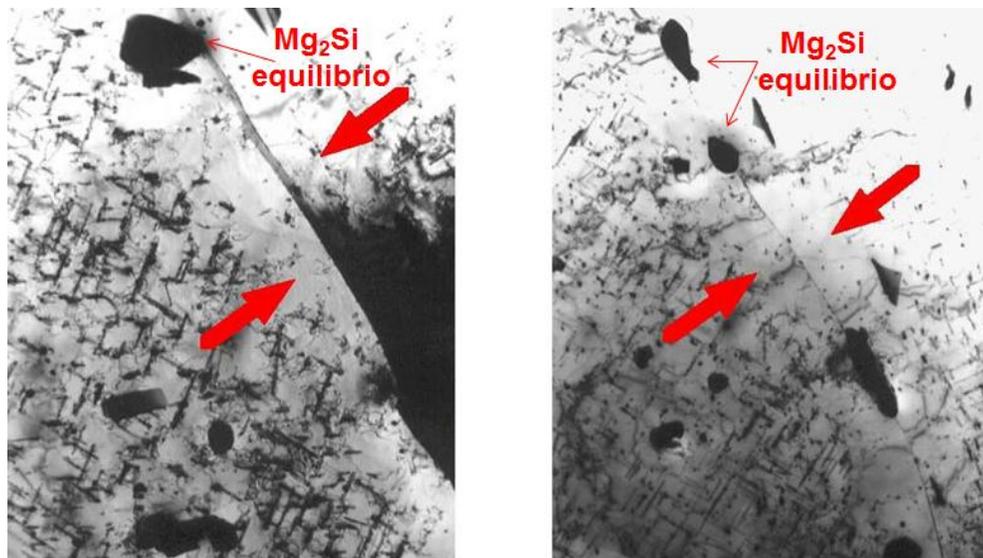
La línea de color negra trazada en la figura 56, representa un ejemplo para un enfriamiento lento de una carga de cilindros desde la temperatura de homogeneizado, por ejemplo 10 °C/hr. Se observa que la línea corta el inicio y el final de la curva de transformación, indicando que la reacción de descomposición de la solución sólida procedió el 100%, formándose en consecuencia el compuesto de equilibrio β-Mg<sub>2</sub>Si dentro de la matriz de aluminio α, especialmente entre los límites de granos (Jacobs, 1999). Bajas tasas de enfriamiento pueden generar un tamaño grande de partículas de Mg<sub>2</sub>Si, incluso superiores a la que se obtienen durante la etapa de solidificación de los cilindros, ya que hay suficiente tiempo para su crecimiento.

A modo de referencia, el tamaño promedio de las partículas de Mg<sub>2</sub>Si medida en muestras de cilindros de la aleación 6063 en estado de colada, varía entre 1,7 μm a 4,6 μm (Evertsson, 2011). La distribución de dicho compuesto (densidad de partículas), está entre 280 a 554 partículas/mm<sup>2</sup>, con un % de fracción de área entre 0,14 a 0,22 % (Wang, 1998), dependiendo del rango relativo de composición de la aleación 6063, como se mostró en la figura 7. Los resultados experimentales también

muestran que el número y tamaño de las partículas  $Mg_2Si$  varían desde la superficie al centro del cilindro (Cuba y Torres, 1998).

Al incrementar la velocidad de enfriamiento, por ejemplo a  $200\text{ }^{\circ}C/h$ , como se pretende indicar con la línea de color azul en la figura 56, se observa que dicha línea solamente toca la curva del inicio de la transformación, lo que es indicativo de una descomposición parcial de la solución sólida de la aleación, generándose una pequeña fracción volumétrica de pequeños precipitados metaestables, probablemente del tipo  $\beta'$ - $Mg_2Si$ , los cuales tienen una interfaz parcialmente coherente con la matriz y una temperatura de solvus más baja que la fase de equilibrio  $\beta$ - $Mg_2Si$ , por lo que pueden disolverse más rápidamente durante la etapa posterior de extrusión en caliente.

Finalmente, con altas velocidades de enfriamiento (línea de color verde de la figura 56), la curva de enfriamiento no toca la nariz del diagrama CCT, quedando todo el soluto atrapado en solución (temple), formándose a temperatura ambiente una sola solución sólida sobresaturada que endurecería la aleación. Si esta condición prevalece luego del precalentamiento del cilindro antes de la extrusión, la presión de arranque o inicial de extrusión se incrementaría y se tendría que reducir la velocidad de extrusión. Esto no sucedería en el caso de enfriar a bajas velocidades de enfriamiento, donde la resistencia de la aleación es mucho menor debido al reducido contenido de magnesio y silicio en solución sólida, condición que favorecería una mejor deformabilidad plástica en caliente y una mayor velocidad de extrusión. Sin embargo, las propiedades mecánicas del producto extruido se desfavorecerían totalmente como consecuencia de los grandes precipitados de  $Mg_2Si$  que se forman y que no podrían ser disueltos (ver Figura 57). La relación de “Gibbs-Thompson” establece que la solubilidad de una partícula a una temperatura determinada, es inversamente proporcional a su radio, así que a medida que aumenta el radio de la partícula menor será su solubilidad.



**Figura 57.** Imágenes de microscopía electrónica de transmisión mostrando partículas gruesas de la fase de equilibrio  $Mg_2Si$  precipitada en los límites de granos de una aleación 6061 que fue sometida a tratamiento térmico. Tomado de Jacobs, M. H. (1999). *Precipitation hardening (TALAT lecture 1204)* [Documento en línea]. Disponible: <http://core.materials.ac.uk/repository/ea/talat/1204.pdf> [Consulta: 2017, Julio 10]. Las flechas indican la región del límite de grano.

Otro inconveniente que pudiera presentarse al enfriar los cilindros a altas velocidades de enfriamiento, es que se pueden distorsionar (arquear), en caso de que el enfriamiento no se ejecute uniformemente, lo cual es más factible en horno tipo batch. Aunque normalmente en estos tipos de hornos, el doblado del cilindro se presenta más frecuentemente debido a problemas termomecánicos que ocurren como consecuencia, por ejemplo, de una mala distribución de los separadores en el vagón de carga, deficiencia en el número de separadores o usos de separadores deformados. En fin, son problemas relativos a la preparación de la carga y a la ausencia de un seguimiento estricto de las prácticas operativas.

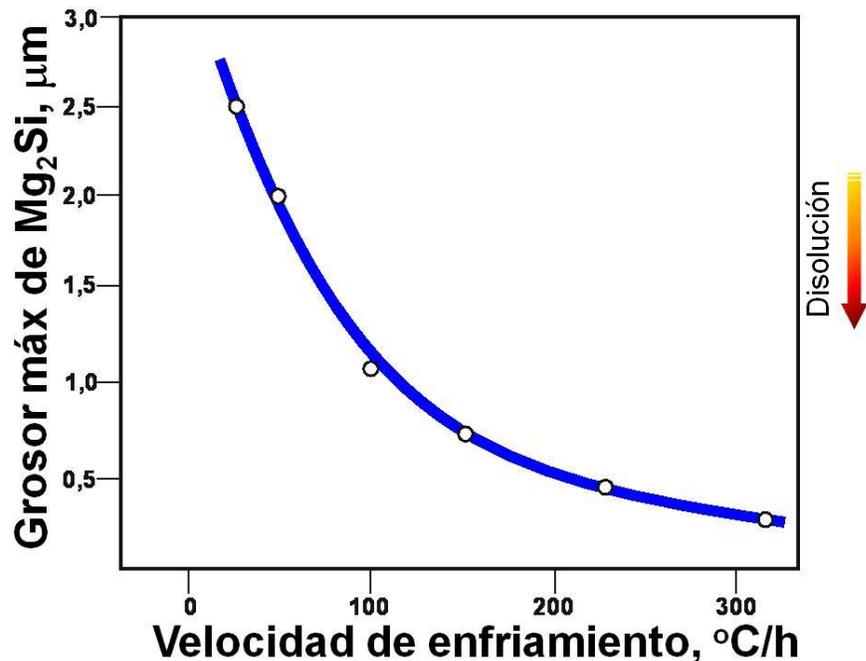
Cuando el cilindro se observa a simple vista que está arqueado (ver Figura 58), bien sea por problemas durante el proceso de colada u homogeneizado, debe procederse a medir su curvatura con una cuerda. Si dicha curvatura es mayor a 10 mm/m, el cilindro debe rechazarse para evitar problemas posteriores durante la etapa de extrusión.



**Figura 58.** Cilindros de una aleación 6063 extraídos de la fosa de colada. Se observa que algunos están arqueados o curvados hacia el extremo del cilindro. Fuente: fotografía tomada por el autor.

La velocidad de enfriamiento óptima es la que genera partículas de  $Mg_2Si$  metaestables muy pequeñas (del tipo  $\beta'$ - $Mg_2Si$ ), en preferencia al compuesto de equilibrio  $Mg_2Si$ , de tal manera que puedan ser disueltas fácilmente durante la operación de extrusión, pasando a solución sólida. Para el caso de la aleación 6063, esta velocidad está entre 200 a 350 °C/h (Orsetti, Cuba y Torres, 1999), dependiendo del diámetro del cilindro. A estas velocidades se generan partículas de  $Mg_2Si$  metaestables en el orden de 0,5 a 0,25  $\mu m$  de grosor (ver Figura 59). Este tamaño ha sido reportado como el que da el mejor compromiso de presión de extrusión, velocidad extrusión, acabado superficial, resistencia mecánica de envejecido y brillo de anodizado (Langerwageges, s.f). Cuando el homogeneizado se realiza en hornos tipo batch, algunos extrusores son muy cautelosos y exigen una velocidad de enfriamiento no menor de 300 °C/h, ya que la zona central de la carga, por lo general, se enfría más lento, por lo que podría haber cilindros enfriados con velocidades por debajo de la mínima (López, 1999).

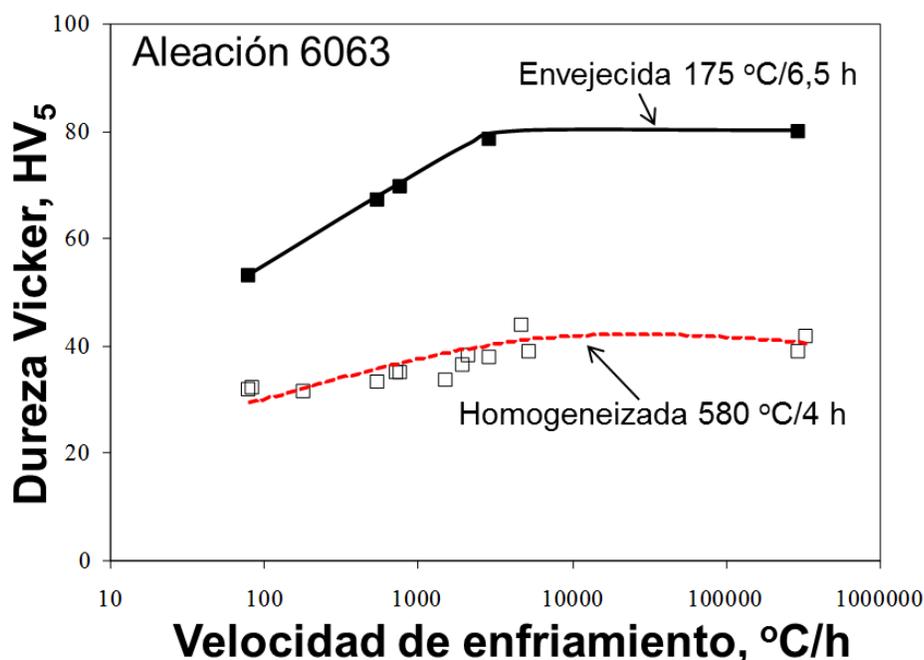
En la figura 59 se representa el tamaño de las partículas  $Mg_2Si$  que se forman en la microestructura de una aleación 6063 en función a la velocidad de enfriamiento a que es sometido el cilindro durante el homogeneizado (Langerwageges, s.f). Se observa, según lo predicho en los diagramas CCT, que a bajas velocidades de enfriamiento se obtienen partículas gruesas o grandes. Estos precipitados grandes son difíciles de redissolver completamente durante el corto tiempo de recalentamiento a que son sometidos los cilindros en el proceso posterior de extrusión. Por lo tanto, la mayor parte de dichas partículas podrían permanecer indisolubles, sobre todo si se emplean temperaturas de extrusión bajas, ocasionando problemas para alcanzar las propiedades mecánicas requeridas después del envejecido de los perfiles, además de incrementar el defecto superficial conocido como pick-up y generar una superficie veteada durante el anodizado de los perfiles.



**Figura 59.** Tamaño de las partículas de  $Mg_2Si$  que pueden formarse en una aleación 6063 en función a la velocidad de enfriamiento a la que es sometido el cilindro. Tomado de Langerwageges, J. (s.f.). *Correlations between metallurgical aspects and homogenizing conditions in continuous operated homogenizing furnaces for AlMgSi0.5 billets* (Proflex study NR, C C8890). Austria: Proflex Ag. Consulting. El autor superpuso la flecha de la tendencia a la disolución de las partículas al disminuir su tamaño.

No existe un estándar universalmente aceptado en cuanto al número de partículas gruesas de  $Mg_2Si$  que se puede aceptar en la microestructura de un cilindro homogeneizado. Sólo hay estudios específicos y especificaciones individuales entre las diferentes empresas. En este sentido, algunas empresas aceptan una cantidad entre a 50-100 partículas gruesas de  $Mg_2Si$  mayores de  $1\ \mu m$ , por cada  $0,51\ mm^2$  de superficie de material homogeneizado (Evertsson, 2011). Otros limitan dicha cantidad en un rango máximo de 100-150 partículas, pero en este caso por cada  $mm^2$  de superficie analizada (Valles, Orsetti Rossi, Diaz y Tosta, 1998). Pruebas realizadas en muestras de cilindros homogeneizados de la aleación 6063 y enfriados a velocidades de  $350\ ^\circ C/h$ , han dado valores entre 56 a 79 partículas de  $Mg_2Si$  mayores de  $1\ \mu m$  por cada  $0,51\ mm^2$  de superficie analizada, siendo el promedio de la partícula más grande encontrada de  $2,8\ \mu m$  (Evertsson, 2011).

Una manera práctica de verificar si el enfriamiento ha sido el adecuado, es usando lo que podría llamarse una “curva maestra de enfriamiento”, tal como la mostrada en la figura 60 (Orsetti, Cuba y Torres, 1999). En ella se gráfica la dureza de una aleación particular en función a la velocidad de enfriamiento a que fue sometida luego del homogeneizado a una temperatura determinada. A manera de comparación, también se incluye la curva de dureza resultante luego de someter la aleación a un tratamiento térmico de envejecido usando el mismo material homogeneizado a las diferentes tasas de enfriamiento. Esa sería la dureza estimada que tendría el perfil si se envejeciera bajo las condiciones de enfriamiento a que sometió la aleación luego del homogeneizado.



**Figura 60.** Curva maestra de enfriamiento para una aleación 6063 mostrando la dureza del cilindro en función a la velocidad de enfriamiento luego del homogeneizado. Se incluye la dureza luego de envejecer las muestras enfriadas a diferentes velocidades. Tomado de Orsetti, P. L., Cuba, I. y Torres, M. (1999, Noviembre). *Microestructura de las aleaciones 6063-32 y 6060-14 producidas en Venalum*. Ponencia presentada en el Primer Simposio de Aleaciones de Aluminio Serie 6000 para Extrusión, organizado por CAVSA, Ciudad Guayana.

Con este tipo de curva maestra, es fácil chequear si la velocidad de enfriamiento de un lote particular de cilindros está o no dentro del rango de enfriamiento estipulado para un tipo particular de horno de homogeneizado. Lo único requerido es medir la dureza de una muestra de dicho lote y encontrar en el gráfico o curva maestra, su velocidad de enfriamiento probable. Si el resultado indica que la tasa de enfriamiento encontrada está alrededor del límite inferior permitido, se puede realizar un examen metalográfico adicional para determinar si la densidad de partículas gruesas de Mg<sub>2</sub>Si mayores a 1 μm está dentro del rango recomendado. Esto aseguraría una mayor certeza cuantitativa en el resultado dado por la curva maestra.

A nivel industrial, el enfriamiento de los cilindros debe monitorearse desde la temperatura de absorción hasta llegar a una temperatura mínima segura, donde no

ocurra ningún tipo de cambio en la microestructura. En el caso de la aleación 6063, la curva de enfriamiento se monitorea hasta llegar a unos 300°C - 250 °C, ya que por debajo de esa temperatura ya no existe el riesgo de favorecer la precipitación y crecimiento del Mg<sub>2</sub>Si (Gulloti, Crane y Setzer, 1977). A bajas temperaturas, la movilidad atómica es muy limitada, por lo que el peligro de crecimiento de cualquier precipitado es despreciable. Reducir la velocidad de enfriamiento de los cilindros al llegar a una temperatura segura, significa también que se ahorra cierta cantidad de energía al no tener encendido a toda potencia el sistema de enfriamiento de los cilindros.

Al enfriar la carga por debajo de los 300 °C, hay que tomar en cuenta el diámetro de los cilindros, ya que a medida que dicho diámetro sea más grande, existe la posibilidad de que el centro del cilindro esté aún dentro de la temperatura crítica de precipitación, sobre todo cuando se usan hornos de homogeneizado tipo batch, que enfrían por lotes y no uno a uno como en los hornos continuos, los cuales poseen además en su etapa final de enfriamiento un rociado de agua. De esta manera se asegura que los cilindros estén a la temperatura ambiente, al llegar a la sierra de corte en frío.

En resumen, a nivel industrial, un cilindro con una buena microestructura de homogeneizado es aquel que contiene un porcentaje de  $\alpha$ -AlFeSi transformado preferiblemente mayor a 90%, con un grado de esferoidicidad por encima de 75%, una densidad alta de partículas metaestables  $\beta'$ -Mg<sub>2</sub>Si, en preferencia a la de equilibrio  $\beta$ -Mg<sub>2</sub>Si, ya que los precipitados metaestables se disuelven más fácilmente durante la extrusión y en el caso de que se encuentren partículas gruesas de  $\beta$ -Mg<sub>2</sub>Si mayores a 1  $\mu$ m, su número debe estar limitado a menos de 100 partículas por cada 0,51 mm<sup>2</sup> de superficie de material homogeneizado.

### ***1.7. Corte y embalaje de cilindros***

En la sierra de corte se realiza la operación de despunte de cilindros y corte de tochos a las longitudes requeridas por los clientes. Habitualmente, cuando el cilindro es cortado en varias secciones, cada una de dichas secciones se le denomina tocho. Por lo general, la longitud de los tochos es de 2 a 4 veces el diámetro del cilindro (Woodward, 1994), con una tolerancia de corte de  $\pm 3$  mm. Para los cilindros largos, la tolerancia en el corte es de  $\pm 6$ mm. Los extrusores que poseen en sus instalaciones una máquina cizalladora en caliente, prefieren adquirir cilindros a su máxima longitud, para posteriormente cortarlos a la longitud más conveniente para su proceso.

En lo que respecta al despunte del cilindro (ver Figura 61), es decir el corte del pie y la cabeza del cilindro (o punta y cola), se maneja, para los procesos de colada optimizados, un corte para el pie del cilindro de 3 in (76 mm), mientras que la cabeza es de 2 in (51 mm), aunque algunas empresas suelen desechar 4 a 5 in del pie del cilindro y 3 in en la punta (Villalobos, Izquier y Avarullo, 1999). Es recomendable que toda la viruta generada en el corte sea compactada usando una máquina compactadora de viruta, de otro modo, como ya se indicó antes, se quemaría la mayor parte de ella si es introducida directamente en el horno.



***Figura 61.*** Despunte de cilindros en la sierra de corte luego del proceso de homogeneizado.  
Fuente: fotografías tomadas por el autor.

Durante el corte con la sierra, es muy importante lograr la perpendicularidad de la superficie cortada, la cual idealmente debería ser de  $90^\circ$  para tener el máximo contacto con la cara de la matriz de extrusión, como se detallará posteriormente en el capítulo II. En la práctica, la rectitud de corte recomendada es de  $90^\circ \pm 0,5^\circ$ , medido usando un goniómetro (ver Figura 62). La superficie cortada del tocho no debe contener ninguna viruta adherida a ella (ver Figura 63), ya que esto podría impedir un buen contacto con el disco de empuje del tocho (dummy block) o con la matriz de extrusión, en la etapa posterior de extrusión. Además, en caso de que una viruta sea extruida, no podría soldarse al material base, desprendiéndose posteriormente del perfil y dejando por lo tanto una superficie defectuosa o con posibles agujeros.



**Figura 62.** La rectitud en el corte de cilindro debe ser de  $90^\circ \pm 0,5^\circ$  para que pueda ajustarse adecuadamente dentro del contenedor de la prensa de extrusión. Tomada de Qatalum. (2012). *Picture gallery* [Foto en línea]. Disponible <https://www.qatalum.com/Media/Pages/Picture.aspx> [Consulta: 2012, Noviembre 18].

Otra característica que debe chequearse en el cilindro es su diámetro, el cual muchas veces no se le presta atención. La tolerancia permitida en el diámetro del cilindro es de  $\pm 2$  mm. Se sabe que el anillo de grafito sufre desgaste con el tiempo de uso, por lo cual se recomienda verificar el diámetro de los cilindros una vez al mes, tomando un lote pequeño para comprobar que estén dentro de dicha tolerancia.

También es recomendable chequear el diámetro cuando se cambia la mesa de moldes por otra con un diámetro diferente, o cuando se cambie de aleación. Las variaciones en el diámetro del cilindro causan una desviación en el peso de la carga, mucho más significativa en comparación con la variación de su longitud.



**Figura 63.** Vista de los extremos de un lote de cilindros mostrando la superficie cortada por la sierra, en donde se nota la presencia de virutas sin remover. Fuente: fotografías tomadas por el autor.

La conformación apropiada de los bultos de cilindros o tochos y su embalaje, es importante para proteger toda la carga contra cualquier daño accidental durante su traslado al cliente final. Tradicionalmente, el embalaje de la carga se efectúa usando fleje de acero (ver Figura 64), aunque cada vez es más común el empleo de fleje de poliéster o «PET» (tereftalato de polietileno), el cual no es higroscópico, por lo que no absorbe humedad, al contrario del fleje de acero que se oxida y mancha la superficie del cilindro (ver Figura 65). Estas manchas de óxido pueden ser inaceptables para un cliente exigente, además, da una mala imagen para el fabricante de cilindros de alta calidad. La presencia de óxidos y otras impurezas sobre la superficie del cilindro no tiene que ver con la estética del producto, sino con el posible desgaste prematuro del contenedor de la prensa de extrusión, efecto que se discutirá posteriormente en este trabajo.



**Fleje Poliéster (PET)**

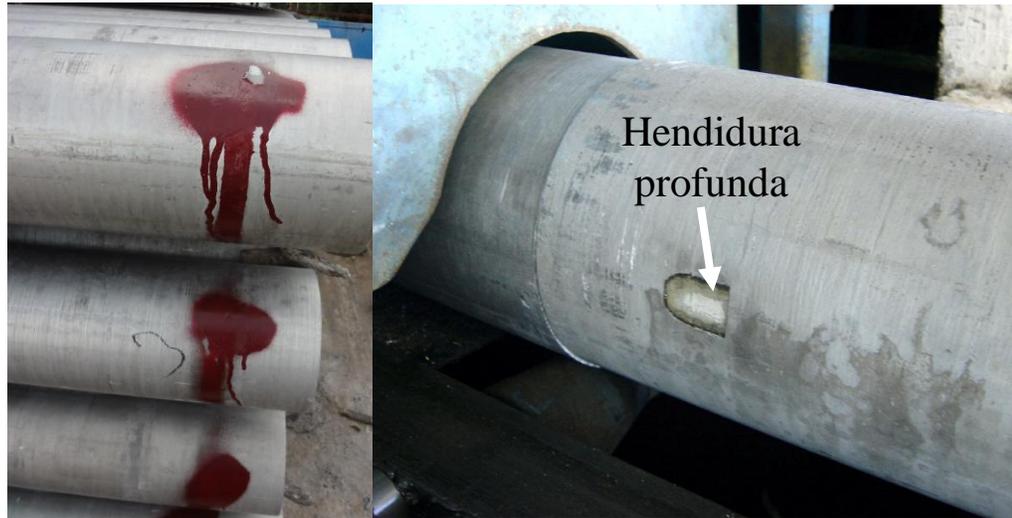
**Figura 64.** Embalaje de tochos mediante flejes de acero, foto izquierda, o usando flejes tipo PET, foto derecha. Fuente: fotografías tomadas por el autor.



**Figura 65.** Embalaje de cilindros de una aleación 6063 mostrando un fleje oxidado (Foto izquierda). Este óxido mancha fácilmente la superficie del cilindro al estar expuesto a la intemperie (Foto derecha). Fuente: fotografías tomadas por el autor.

La carga de cilindros debe llegar íntegramente a la planta del cliente, con todos los documentos que la identifiquen, de una forma clara y legible. Sin embargo, la identificación de los cilindros no debe interferir con el proceso productivo de extrusión, es decir no deben marcarse usando pinturas (ver Figura 66), ya que durante la etapa de extrusión pueden generar defectos en los perfiles. La superficie de los

cilindros debe estar también libre de aceite, el cual podría provenir de la lubricación usada en la sierra de corte.



**Figura 66.** Cilindros marcados con pintura, lo cual no es recomendable (Foto izquierda). Tampoco debe presentar daños mecánicos como hendiduras o muescas (Foto derecha). Fuente: fotografías tomadas por el autor.

Idealmente, la superficie de los cilindros debería ser lisa y suave, evitando cualquier golpe, marca o hendidura en su superficie, los cuales, como se analizará en el próximo capítulo, puede afectar el proceso de extrusión. En caso de observarse alguna hendidura o muesca (ver Figura 66), se debe medir su profundidad para asegurarse que esté por debajo de los 3 mm, de modo que no ejerza ningún efecto durante la operación de extrusión.

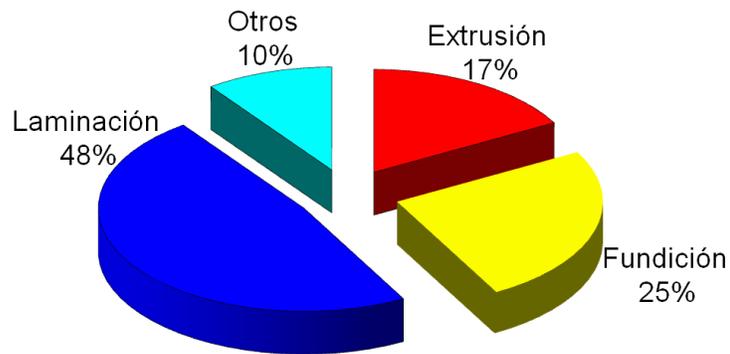
Producir cilindros de clase mundial no solo implica cumplir con todos los atributos de calidad y especificaciones exigidas por el cliente, también hay que asegurarse de que el pedido le sea entregado al cliente de forma oportuna.

## **CAPITULO II**

### **PROCESO DE EXTRUSIÓN DE CILINDROS DE ALUMINIO**

La extrusión es el segundo proceso industrial que más aluminio consume en el mundo, superado sólo por la laminación (ver Figura 67). Aproximadamente un 17% del aluminio producido mundialmente se transforma en productos extruidos, siendo la industria de la construcción y edificación el principal sector consumidor de dichos productos (Romero, 2009). Otro sector industrial en donde se está incrementando el uso de perfiles de aluminio es en la industria automotriz, el cual se espera que crezca globalmente un 5% por año hasta el 2020 (Beck, 2015). Este crecimiento es impulsado por las estrictas regulaciones en las emisiones que deben cumplir los vehículos automotores, lo cual exige el uso cada vez más del aluminio para reducir su peso (Pavoni, 2010).

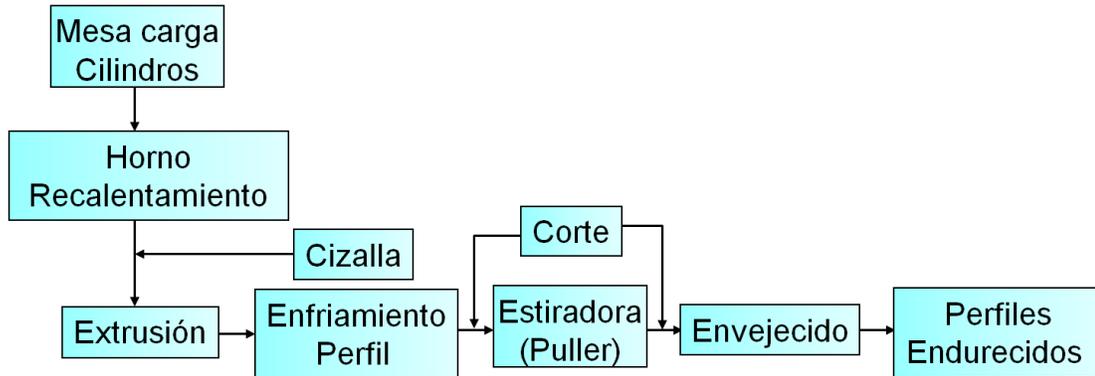
La extrusión es el mejor método, dentro de los procesos de conformado de metales, para transformar la estructura primaria que trae el metal de colada, gracias a que el material está sometido únicamente a grandes esfuerzos de compresión, los cuales evitan la generación de grietas en comparación, por ejemplo, con el proceso de laminación. El valor de la deformación real que se produce en la operación de extrusión fluctúa entre 2 a 5, los cuales son valores altísimos si se le compara con los demás procesos de deformación de metales. En el forjado o laminado en frío, por ejemplo, los valores de deformaciones reales que se alcanzan van de 0,1 a 0,5, mientras que en el trefilado es apenas 0,05 a 0,5. Solamente el maquinado de metales supera a la extrusión con valores que pueden llegar hasta 10 (Kalpakjian y Schmid, 2008).



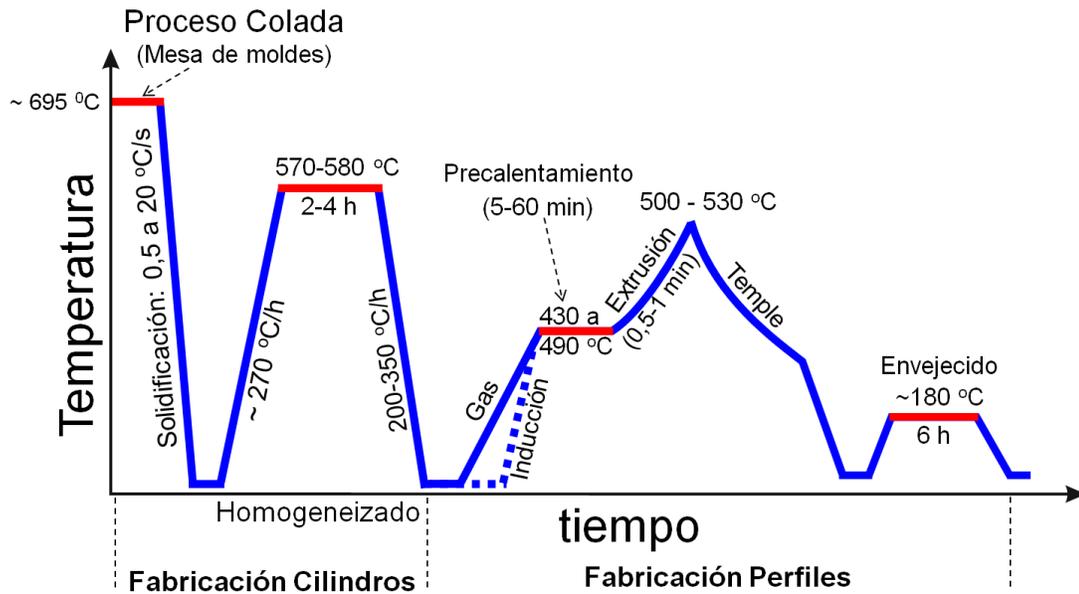
**Figura 67. Distribución porcentual del consumo global de aluminio de acuerdo al proceso de manufactura empleado para la fabricación de productos.** Tomado de Romero, W. (2009). *Estrategias para incrementar la ganancia neta de la empresa*. Ciudad Guayana: CVG Venalum. (Informe GID-IT-09/007).

En la figura 68 se esquematiza la secuencia de operaciones del proceso de extrusión, mientras que en la figura 69 se fusionan el proceso de fabricación de cilindros con el de extrusión en una sola curva de temperatura vs tiempo. Esta curva es para el caso particular de la fabricación de una aleación 6063 y muestra las diferentes temperaturas de enfriamiento o calentamiento que se requieren para procesar exitosamente el metal desde el inicio del proceso de colada hasta el tratamiento térmico final de envejecido del perfil. Dada la importancia que amerita el control de la temperatura en el proceso de extrusión, dicha gráfica se tomará como referencia para explicar sus efectos en la calidad del producto extruido.

## Flujograma del proceso de extrusión



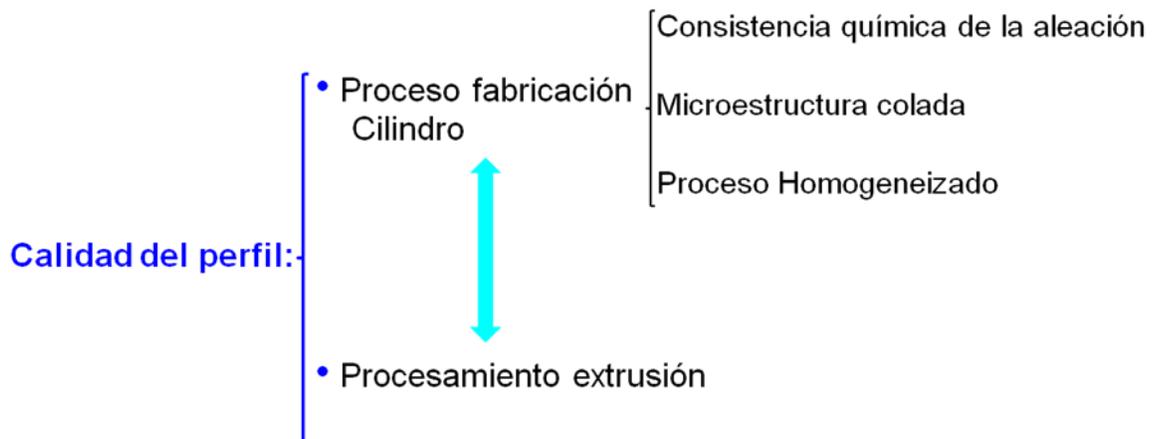
**Figura 68.** Flujograma simplificado del proceso de extrusión de cilindros. Fuente: elaboración propia.



**Figura 69.** Curva térmica de temperatura vs tiempo para la fabricación de una aleación 6063 desde el proceso de colada hasta el proceso final de tratamiento térmico de envejecido del perfil extruido. Se especifica las diferentes variables térmicas requeridas para procesar exitosamente el material. El diagrama es una adaptación del propuesto en Reiso, O. (2004). Extrusion of AlMgSi alloys. *Materials Forum*, 28, 32-46.

## 2.1. Tecnología del proceso de extrusión

La calidad final del perfil extruido es una función directa tanto del proceso de fabricación del cilindro como de la manera en que se procesa durante la extrusión, tal como se ilustra en la figura 70. La calidad óptima de un cilindro puede ser estropeada durante el mismo inicio del proceso de extrusión, como se discutirá más adelante, igualmente sería imposible lograr las propiedades finales deseadas en un producto extruido si el cilindro no cumple con las especificaciones exigidas por el extrusor. La calidad del perfil es por lo tanto una responsabilidad compartida entre el fabricante del cilindro y el extrusor, por lo que es muy importante que exista siempre una estrecha correspondencia entre ambos fabricantes con un único objetivo común: producir perfiles de buena calidad, con el menor desperdicio y máxima productividad.

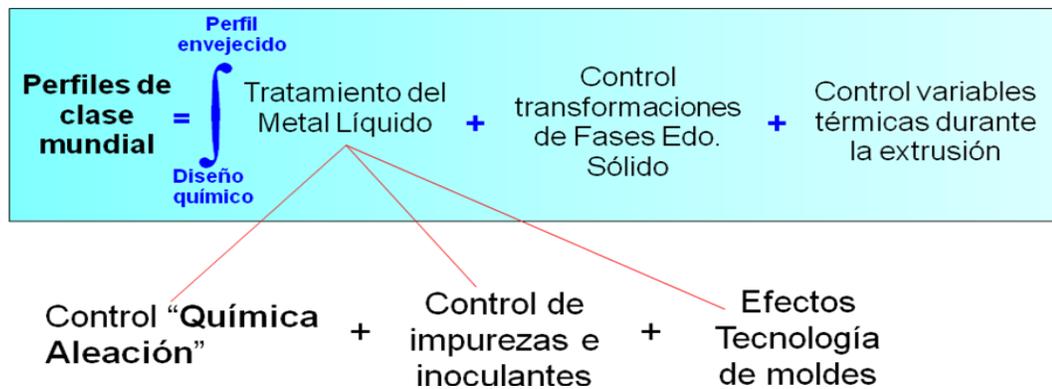


**Figura 70.** La calidad final de un perfil es función tanto de las características del cilindro fabricado como de su procesamiento durante la extrusión. Fuente: elaboración propia.

El proceso de manufactura de perfiles debe ser considerado de una forma integral, como un todo, iniciando desde el metal líquido hasta el producto final, ya que lo que sucede en una etapa del proceso no es independiente de las otras etapas. No existe el efecto de remediación o reversión para regresar atrás en el proceso y

corregir. Tampoco es una cuestión que tenga que ver con el azar, sino más bien con la certeza de haber realizado cada etapa del proceso en concordancia con las especificaciones y buenas prácticas operativas. La calidad final del producto implica por lo tanto hacerlo bien desde el inicio del proceso de preparación de la aleación.

Una manera didáctica de representar la integración de todas las etapas es usando la expresión mostrada en la figura 71. El dominio que debe tener el fabricante del cilindro en lo que respecta al procesamiento o tratamiento del metal líquido, incluye el control del diseño químico y la preparación de la aleación; el control de las impurezas, en este caso del filtrado y desgasificado del metal; y la inoculación, es decir la cantidad apropiada de refinador de grano que debe inyectarse en el metal líquido. La tecnología de colada que se emplea, particularmente el molde de colada, tiene también una influencia marcada en la microestructura y la calidad superficial del cilindro. Actualmente la tecnología de molde más eficiente es la que utiliza aire presurizado para controlar la extracción de calor dentro del anillo de colada, detalle que ya fue analizado en el capítulo precedente.



**Figura 71. Parámetros a controlar para la producción de perfiles de clase mundial.** Fuente: elaboración propia.

El término «química de la aleación», que se especifica en la figura 71, tiene que ver con la selección apropiada del rango de composición química de la aleación, incluyendo a los elementos correctores. La química de la aleación es fundamental para lograr velocidades óptimas de extrusión y alcanzar las propiedades mecánicas deseadas. El rango de composición que se seleccione va a depender del uso final que se le dará al producto extruido. En el caso de la aleación 6063 (ver Figura 7), el rango seleccionado podría ir de alta extrudabilidad (bajo %Mg<sub>2</sub>Si), a alta resistencia (alto %Mg<sub>2</sub>Si). La dureza o resistencia mecánica del perfil extruido es directamente proporcional a la cantidad o fracción volumétrica de Mg<sub>2</sub>Si que contenga la aleación. Sin embargo, se sabe que al incrementar el porcentaje de Mg<sub>2</sub>Si o cantidad absoluta de magnesio y silicio en la aleación, también se incrementa la presión o potencia de extrusión requerida para poder deformar el material en la prensa de extrusión. En la selección de la química de la aleación, se debe también considerar si la aleación se va a preparar con un exceso de silicio o de magnesio y la cantidad a adicionar del elemento corrector del hierro. El magnesio en exceso incrementa la presión requerida para extruir la aleación en mayor consideración que el silicio en exceso, debido a que endurece más la aleación por solución sólida.

En la preparación de las aleaciones, como ya fue analizado en el capítulo I, es esencial efectuar un buen batido o agitado de todo el baño para evitar segregaciones químicas y variaciones locales de composición. La homogeneidad química del baño garantiza una buena consistencia en la composición química a lo largo de toda la colada, evitando posibles dispersiones en las propiedades mecánicas promedio de los perfiles extruidos. Algunos estudios estadísticos han revelado que aproximadamente el 25% de la dispersión en las propiedades mecánicas del producto extruido es debido a la dispersión de la composición química de los cilindros, mientras que el 75% restante es atribuido a las condiciones de transformación a que es sometido el material durante el proceso de extrusión (Reiso, 1984).

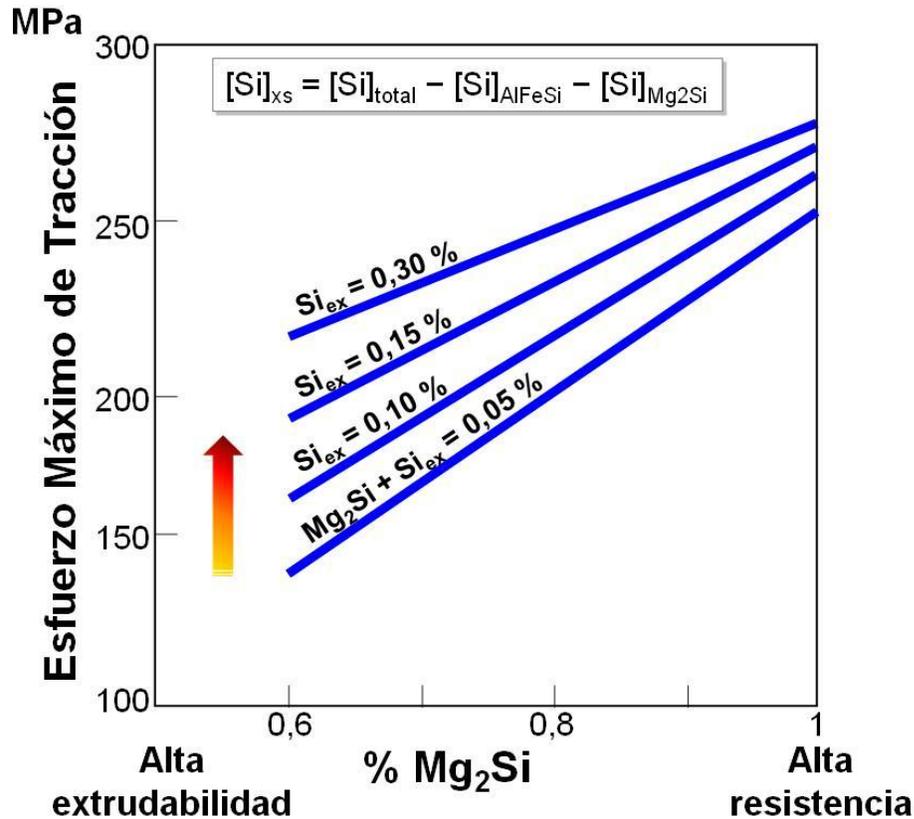
El término «transformación de fase en el estado sólido», indicado en la ecuación que define a los perfiles de alta calidad (ver Figura 71), se refiere al proceso de homogeneizado y enfriamiento del cilindro discutido previamente en el capítulo I, mientras que el término «control térmico durante la extrusión», involucra a los efectos que ejerce en la calidad del perfil las diferentes variables operacionales térmicas del proceso de extrusión. Dentro de ellas, la temperatura es el parámetro más crítico a controlar durante el proceso de extrusión en caliente, ya que ella es la que permite darle al material su forma final deseada y su dureza.

## ***2.2. Influencia de la química de la aleación***

En la figura 72 se muestra el efecto que ejerce el porcentaje de silicio en exceso en la resistencia mecánica del perfil extruido y también en función al porcentaje  $Mg_2Si$  presente en la aleación. El silicio en exceso,  $[Si]_{xs}$ , es el silicio elemental, no combinado, que queda libre en la aleación luego de enlazarse con el magnesio para formar  $Mg_2Si$  y con el hierro y/o manganeso, formando partículas intermetálicas del tipo  $AlFeSi$  o  $AlFeMnSi$ . La presencia de cromo hace también que una fracción del silicio reaccione con él formando fases del tipo  $AlCrSi$  y/o  $AlFeMnCrSi$ .

Se observa en la figura 72 que a mayor porcentaje de  $Mg_2Si$  mayor es la resistencia máxima de la aleación, incrementando, aún más, con el aumento del silicio en exceso. El incremento en la resistencia mecánica que se atribuye al exceso de silicio en la aleación, está relacionado con su precipitación en la microestructura. Aunque la precipitación del silicio no endurece la matriz de aluminio, ella acelera la nucleación de la fase metaestable endurecedora ( $\beta''$ - $Mg_2Si$ ), proporcionando sitios extras para su nucleación heterogénea, lo que favorece una mejor distribución de dichos precipitados y su refinamiento. Este comportamiento puede explicarse usando la ecuación del cambio de energía libre total para la nucleación heterogénea en el

estado sólido ( $\Delta G_{het}$ ), la cual se muestra en la figura 73.



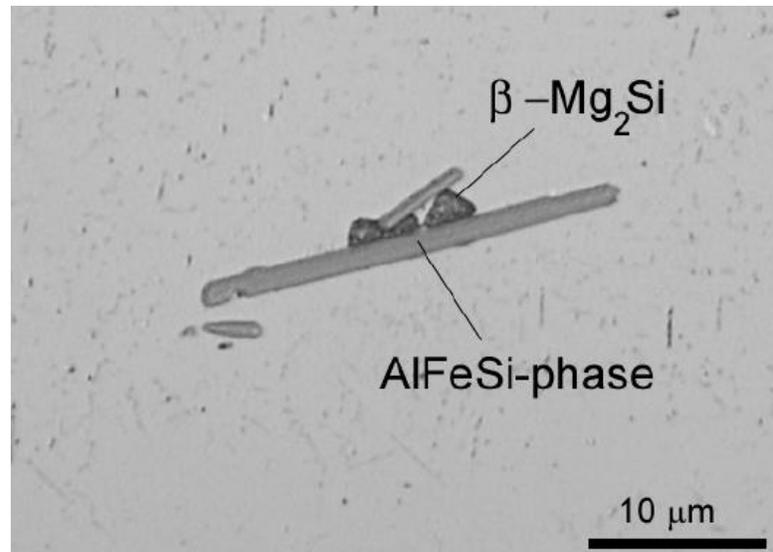
**Figura 72.** Resistencia mecánica de la aleación en función al % Mg<sub>2</sub>Si y a la presencia de un exceso de silicio sobre el requerido estequiométricamente. Tomado de Langerwageges, J. (s.f.). *Correlations between metallurgical aspects and homogenizing conditions in continuous operated homogenizing furnaces for AlMgSi0.5 billets* (Profiflex study NR, C C8890). Austria: Profiflex Ag. Consulting.

$$\Delta G_{het} = -V \Delta G_v + V \Delta G_\epsilon + A_{\alpha\beta} \gamma_{\alpha\beta} - A_{dest.} \gamma_{dest.}$$

**Figura 73.** Cambio en la energía libre total para un proceso de nucleación heterogénea ( $\Delta G_{het}$ ). V es el volumen del precipitado.  $\Delta G_v$  es la energía libre volumétrica.  $\Delta G_\epsilon$  es la energía de distorsión de la red.  $A_{\alpha\beta}$  es el área de intercara entre la matriz de aluminio y el precipitado.  $\gamma_{\alpha\beta}$  es la energía interfacial entre la matriz y el precipitado.  $A_{dest.}$  es el área del defecto que es destruido por el precipitado y  $\gamma_{dest.}$  es la energía interfacial del defecto destruido.

Según esta ecuación, la precipitación de las partículas metaestables endurecedoras es favorecida por el cambio en la energía libre volumétrica ( $-\Delta G_v$ ), que sufre la aleación al pasar de un estado de alta energía (solución sólida sobresaturada), a un estado de menor energía (liberación del soluto en forma de precipitados). Pero el término que más favorece la precipitación heterogénea es la energía libre asociada con la aniquilación de los defectos cristalinos, la cual viene dada por el área del defecto ( $A_{dest}$ ), lugar donde se ubicaría la nueva fase, y su respectiva energía interfacial ( $\gamma_{dest}$ ). Los defectos cristalinos, especialmente los planares, como los límites de granos (LG) y las dislocaciones, son sitios energéticamente preferenciales para la nucleación de fases ( $A_{dest}$ ), debido a que reducen la barrera de la energía de activación para la precipitación. Estos defectos estructurales o cristalinos proporcionan sitios más abiertos para la formación de fases, actuando como especie de catalizadores que agilizan la nucleación de nuevas fases.

En general, cualquier partícula presente en la microestructura que posea una relación cristalográfica con la matriz de aluminio del tipo incoherente, como los LG, partículas de silicio en exceso o fases intermetálicas del tipo AlFeSi, pueden servir también como sitios de nucleación heterogéneas que favorecen la precipitación de fases intermedias o de equilibrio (ver Figuras 57 y 74). Este comportamiento es comprensible, en vista de que una estructura localmente más abierta, permite acomodar a la nueva fase y a que crezca rápidamente, ya que las irregularidades en la red facilitan el transporte de los átomos a través de esos espacios más abiertos, acelerando la difusión. Es por eso que cualquier superficie libre en la microestructura ofrece la mejor ventaja para iniciar la nucleación heterogénea, mientras que el interior de la red cristalina es la menos favorable debido a que requiere mayor energía de activación para la nucleación. Comparativamente se puede afirmar que la difusividad a través de la red del aluminio < dislocaciones < LG < superficie.



**Figura 74. Precipitación del compuesto de equilibrio  $\beta$ - $Mg_2Si$  en la interfaz incoherente de una partícula intermetálica presente en una aleación 6061.** Tomado de Kuijpers, N. C. W. (2004). *Kinetics of the  $\beta$ -AlFeSi to  $\alpha$ -Al(FeMn)Si transformation in Al-Mg-Si alloys* [Versión completa en línea]. Tesis de PhD, University Delft. Disponible: <https://repository.tudelft.nl/islandora/object/uuid:77f36876-b0d4-4a35-a9b5-7bac8c5572c5/datastream/OBJ/download> [Consulta: 2017, Noviembre 04].

De acuerdo con la ecuación mostrada en la figura 73, los dos únicos términos que se oponen a la nucleación son la energía de distorsión de la red,  $\Delta G_e$ , que es proporcional al volumen de la nueva fase ( $V$ ), y la energía interfacial de la intercara entre la matriz de aluminio ( $\alpha$ ) y el precipitado  $\beta$  ( $\gamma_{\alpha\beta}$ ), multiplicado por el área de esa intercara  $A_{\alpha\beta}$ . Estos dos términos tienen valores positivos dentro de la ecuación, por lo que incrementan la barrera energética para la precipitación.

Cuando una nueva fase precipita de la solución sólida sobresaturada, ella debe ser acomodada dentro de la matriz sólida y rígida del aluminio, lo que ocasiona una distorsión o deformación elástica localizada alrededor de la partícula, resultando en un incremento en la energía total del sistema. Sin embargo, la existencia de defectos cristalinos como los antes mencionados, reducen significativamente la energía de distorsión de la red ( $\Delta G_e$ ). Si la nucleación de una partícula ocurre, por ejemplo en LG, el término  $\Delta G_e$  puede volverse despreciable, ya que el volumen de la nueva fase

podría ser fácilmente acomodado en esa región más abierta del límite de grano. La disminución de la energía de activación para la nucleación en los límites de grano es tal que si no se toman las previsiones necesarias, la fase de equilibrio  $Mg_2Si$  podría formarse fácilmente en esos sitios (ver Figura 57), situación que sería indeseable para las propiedades mecánicas de la aleación. Las fases de equilibrio buscan normalmente precipitar en algún defecto planar que les permitan disminuir la alta energía interfacial que poseen.

Pueda que el silicio en exceso sea bueno para las propiedades mecánicas de la aleación, pero limita la velocidad máxima a la que puede ser extruido el material. Además, en caso de que una parte de las partículas de silicio en exceso o de los compuestos de  $Mg_2Si$  precipiten en los límites de granos, ocurriría una disminución en la extrudabilidad de la aleación y posteriormente cuando el perfil extruido esté en servicio podría sufrir de una baja ductilidad y tenacidad debido a que dichas partículas sensibilizan los límites de grano a la rotura, pudiendo cambiar el modo de fractura de transgranular o alta energía, al del tipo intergranular, el cual requiere de menor energía para la propagación de grietas.

Por otro lado, el problema con diseñar una aleación con un exceso de magnesio por encima del requerido estequiométricamente, es que ese elemento reduce la solubilidad del  $Mg_2Si$  en la aleación (ver Tabla 6), disminuyendo por lo tanto la fracción volumétrica de los precipitados endurecedores durante el tratamiento térmico de envejecido y por ende la resistencia mecánica de la aleación, sobre todo en aquellas aleaciones donde el contenido de  $Mg_2Si$  sobrepasa el 1%. La máxima solubilidad sólida en equilibrio del  $Mg_2Si$  a 500 °C es 1,95% sin exceso de magnesio. Sin embargo, esa solubilidad se reduce a 0,36% en presencia de un exceso de 1% de magnesio (ver Tabla 6). El exceso de magnesio disminuye también la extrudabilidad de la aleación debido a la necesidad de reducir la velocidad de extrusión para evitar el desgarramiento del perfil. Debido a que el silicio en exceso es menos perjudicial para la extrudabilidad, mejora las propiedades y exige menos potencia de extrusión,

industrialmente se le prefiere en vez de una aleación con exceso de magnesio. Dentro del amplio rango composicional de la aleación 6063, el silicio en exceso al requerido para formar  $Mg_2Si$  suele estar entre 0,28 a 0,39% (Diaz, Tosta y Orsetti, 1998). Esta cantidad es el total en exceso, no el que queda libre en la microestructura, ya que parte de él se combina con el hierro, manganeso, cromo, etc.

**Tabla 6.** Efecto del porcentaje de exceso de magnesio en la solubilidad del  $Mg_2Si$  en la aleación y en función a la temperatura de calentamiento

TEMPERATURA (°C)	EXCESO DE MAGNESIO (%Pe)				
	0%	0,20%	0,40%	0,80%	1%
595	1,85				
535	1,2	1,15	0,97	0,67	0,55
500	1,05	0,85	0,69	0,45	0,36
400	0,53	0,35	0,2	0	0
300	0,3	0,16	0,02	0	0
200	0,25	0,05	0	0	0

*Nota.* Datos tomados de Echavarría, A. y Adriano Orrego, G. (2010). *Metalurgia básica de algunas aleaciones de aluminio extruidas o laminadas* [Artículo en línea]. Disponible: <https://es.scribd.com/doc/105364384/METALURGIA-BASICA-DE-ALGUNAS-ALEACIONES-DE-ALUMINIO-EXTRUIDAS> [Consulta: 2018, Marzo 01].

### 2.3. Recalentamiento del cilindro

Cada cilindro o tocho a extruir debe recalentarse o precalentarse para disminuir el esfuerzo de fluencia de la aleación y facilitar el trabajo de deformación plástica dentro del contenedor de la prensa de extrusión (menor resistencia a la deformación), permitiendo bajar tanto la potencia requerida para extruir como los tiempos de procesamiento. Los hornos más comunes utilizados para precalentar los cilindros son los hornos convencionales a gas, tipo túnel (ver Figura 75). Otra opción son los hornos de inducción o una mezcla de los dos. Los cilindros son mantenidos dentro del horno típicamente entre 5 a 60 minutos dependiendo de la velocidad de calentamiento del horno y de las condiciones de operación de cada empresa. En el caso de las empresas modernas de alta productividad, el tiempo promedio de

precalentamiento usado suele estar alrededor de los cinco minutos.



**Figura 75. Horno a gas tipo túnel para el precalentamiento de cilindros.** Tomado de Granco Clark. (s.f.). *Hot-jet log & billet furnace* [Folleto en línea]. Disponible: [https://www.grancoclark.com/media/uploads/pdf/granco\\_clark\\_hot\\_jet\\_furnace.pdf](https://www.grancoclark.com/media/uploads/pdf/granco_clark_hot_jet_furnace.pdf) [Consulta: 2018, Febrero 19].

Los hornos de inducción pueden calentar los cilindros a una velocidad mucho más rápida que los hornos a gas, ya que pueden alcanzar los 200 °C/min y son más precisos en la determinación y en la reproducibilidad de la temperatura. Por otro lado, los hornos a gas alcanzan una velocidad de calentamiento de unos 40-50 °C/min, y tienden a proporcionar una temperatura más variable en el tocho, especialmente cuando se generan interrupciones en la producción. A pesar de ello, estos hornos son muy usados en la industria de extrusión debido a que sus costos operativos son relativamente más bajos que los hornos de inducción.

### ***2.3.1. Parámetros de precalentamiento de los cilindros***

La temperatura de recalentamiento del tocho no es una variable independiente o aislada de las demás prácticas térmicas. Esta temperatura se escoge en función al tipo de aleación, tipo de matriz de extrusión (hueca, semi-hueca o sólida), presión de extrusión que genera la prensa, relación de extrusión, velocidad de extrusión, propiedades mecánicas requeridas y la calidad del acabado superficial deseado. Se pueden usar menores temperaturas de recalentamiento en el caso de extruir aleaciones más puras o diluidas o cuando se emplean matrices de extrusión menos complejas y más robustas. También es mínima en el caso de utilizar una relación de extrusión muy alta. En todo caso, la característica que distingue a una buena práctica de precalentamiento del tocho, a diferencia del proceso de homogeneizado, es que ella siempre se efectúa por debajo de la temperatura del solvus.

El valor de la relación de extrusión, no es más que un indicativo claro de la cantidad de trabajo mecánico que habría que aplicarse para poder extruir el material a través del orificio de la matriz de extrusión. Si dicho valor es muy bajo, la cantidad de deformación plástica que recibirá el material durante la extrusión también será baja. En consecuencia, la estructura final del perfil extruido será similar a la del aluminio en estado de colada, caracterizada por presentar una estructura mecánicamente débil. Los valores de relación de extrusión que se utilizan varían según el tipo de aleación. Para la aleación 6063, los valores de relación de extrusión que garantizan una buena operación de extrusión están entre 35:1 a 45:1, aunque puede llegar a 110:1. A medida que dichos valores se incrementan, más difícil es extruir el material debido al incremento de la resistencia al flujo del metal. Para igual relación de extrusión, las secciones sólidas requieren menor presión de extrusión que las huecas.

Temperaturas altas de recalentamiento requieren menor presión para iniciar la extrusión, pero la calidad superficial del perfil podría verse afectada si se extruye a velocidades elevadas. En consecuencia, se prefiere precalentar el tocho a la

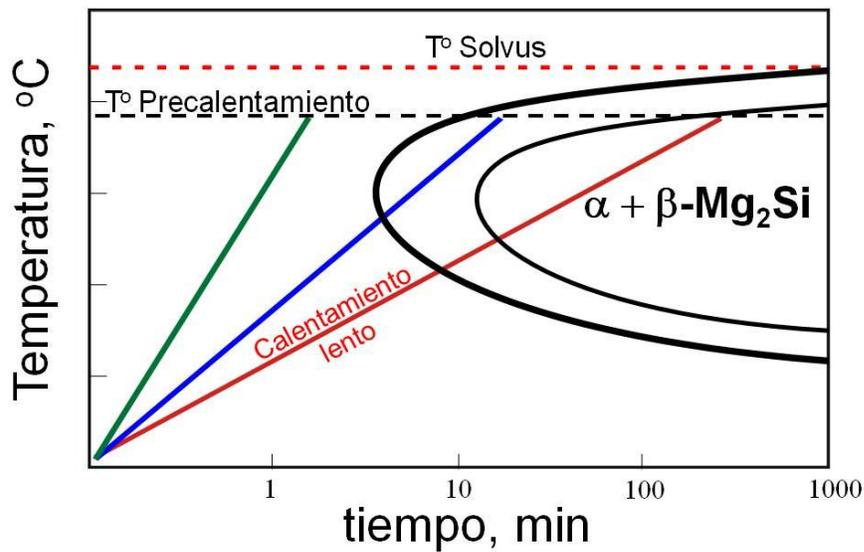
temperatura más baja posible, de esta manera se puede extruir a una mayor velocidad. Para ello se puede aprovechar de una manera eficiente la potencia disponible de la prensa y usar así temperatura de recalentamiento más bajas. De esta manera, se aprovecha mejor la capacidad instalada de la prensa, pudiendo maximizar su productividad al permitir usar velocidades de extrusión más elevadas sin dañar el acabado superficial del perfil extruido. Por lo general, se busca utilizar aproximadamente el 90% de la presión máxima del émbolo de la prensa, reservando el resto para proveer una aceleración rápida a la velocidad de extrusión establecida (Heathcock, 2001).

Si bien, no es recomendable precalentar el cilindro a altas temperaturas, tampoco se debe precalentar por debajo del límite establecido para una determinada aleación. Si el tocho no alcanza la temperatura mínima deseada se pueden presentar los siguientes inconvenientes: puede disminuir la temperatura del contenedor durante el inicio de la extrusión; la presión de arranque requerida para extruir el tocho a baja temperatura puede superar la potencia de la prensa; se incrementa la resistencia a la deformación del tocho dificultando su salida por la matriz de extrusión en el inicio del proceso; se puede presentar una obstrucción en la matriz de extrusión, con posibilidades de que ella se deflexione en el área de máxima concentración de esfuerzo, sobre todo si la matriz se encuentra fría.

Como ejemplo práctico, se puede mencionar que para extruir perfiles sólidos de la aleación 6063 en una prensa que utilice un contenedor de 7 in de diámetro, el rango de temperatura del tocho debería estar entre 430 °C a 460 °C, mientras que para los perfiles huecos el rango se ubica entre 460 °C a 490 °C. Para el caso de la aleación 6060, las temperaturas típicas de precalentamiento suelen estar entre 470 °C a 480 °C, y para la 6082 entre 490 °C a 500 °C (Hauge, 2014). El precalentamiento debería ser lo más rápido posible y sincronizarse con la operación de extrusión.

Desde el punto de vista metalúrgico, la velocidad de calentamiento y el tiempo que pasan los cilindros dentro del horno de recalentamiento son parámetros muy importantes a considerar si se desea mantener la microestructura óptima del post homogeneizado. Si el recalentamiento no se efectúa a una velocidad lo suficientemente rápida, existe la posibilidad de que el  $Mg_2Si$  se precipite de la solución sólida, revirtiendo así todo el esfuerzo invertido en la etapa previa de homogeneizado del cilindro, particularmente la fase del enfriamiento controlado. Esta es una de las razones por la cual se comercializan cada vez más los hornos de inducción de altas velocidades de calentamiento.

La influencia de la velocidad de calentamiento en el precalentamiento del tocho puede explicarse usando una gráfica de curvas C, tal como se realizó en el caso del enfriamiento durante el homogeneizado. Para alta rata de calentamiento, como el proporcionado por un horno de inducción (línea verde de la figura 76), la curva de calentamiento no toca la nariz de dicho diagrama, evitando así la precipitación del  $Mg_2Si$  y preservando por lo tanto la microestructura original obtenida durante la etapa de enfriamiento luego del homogeneizado. Esto garantizaría una excelente respuesta al endurecimiento del perfil en la etapa posterior del tratamiento térmico de envejecido, pero la resistencia a la deformación y la presión de extrusión se incrementan. Por otro lado, altas velocidades de calentamiento podrían ocasionar una fusión incipiente de posibles eutécticos no disueltos debido a una mala práctica de homogeneizado (Reiso, 1984). El calentamiento es tan rápido que no da tiempo a que dichas fases se disuelvan. De ahí la importancia de que cada etapa del proceso se ejecute correctamente, ya que el precalentamiento no se diseña para remediar las ineficiencias de los procesos térmicos anteriores.



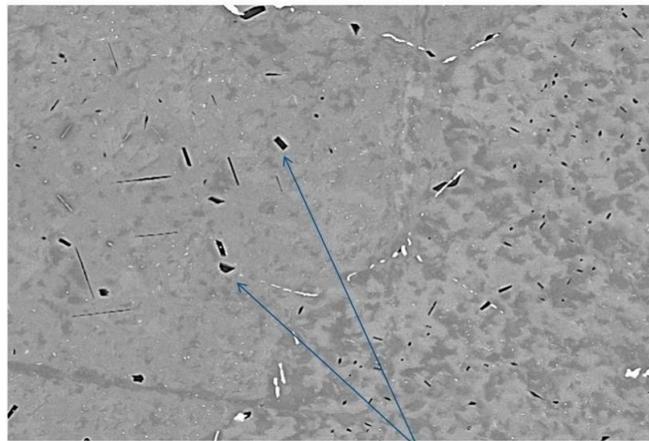
— Precalentamiento rápido (H. Inducción)   
 — Precalentamiento moderado (H. Gas)   
 — Precalentamiento lento o demorado (H. Gas)

**Figura 76.** Gráfica esquemática del precalentamiento de los cilindros previo a la extrusión, mostrando tres velocidades de calentamiento diferentes, cada una de ellas ejerce una influencia diferente en la microestructura del cilindro. Adaptado de VOSB. (s.f.). *Basic metallurgy: 6000 series extrusion alloys* [Documento en línea]. Disponible: <http://www.vosbltd.com/site/wp-content/uploads/2015/10/extrusion-basic-metallurgy.pdf> [Consulta: 2017, Noviembre 18].

Los hornos de inducción calientan el material muy rápidamente, unos 5 minutos, dependiendo del diámetro del cilindro, permitiendo muy poco tiempo para cambiar o modificar significativamente la microestructura que trae el cilindro del proceso previo de homogeneizado. Los cambios microestructurales requieren de altas temperaturas para sobrepasar la energía de activación que se opone a la transformación y también de suficiente tiempo para que la difusión atómica proceda. El objetivo del precalentamiento no es ejecutar cambios microestructurales a la aleación, para ello está el proceso de homogeneizado, tampoco es para remediar las consecuencias de una mala práctica de enfriamiento de la carga de cilindros durante el homogeneizado, lo que realmente se busca es simplemente calentar el material a la temperatura adecuada para que su resistencia a la deformación plástica disminuya durante la operación de extrusión y para lograr que durante dicha deformación el material pueda alcanzar la temperatura de solubilidad sólida.

Al contrario de lo que sucede al emplear altas velocidades de calentamiento, en donde no hay tiempo para los cambios microestructurales, una velocidad de calentamiento baja (línea roja de la figura 76), y/o una demora inesperada en el horno, permitirán que la microestructura cambie de tal manera que el magnesio y el silicio salgan de la solución sólida, formando precipitados gruesos de la fase de equilibrio  $Mg_2Si$ . Sobre todo si la temperatura se mantiene por un tiempo significativo entre el rango crítico de 316 °C a 417 °C (ver Figura 56), en donde el  $Mg_2Si$  es más susceptible a precipitar.

En la figura 77 se muestra, como ejemplo, algunas partículas bastas de  $Mg_2Si$  precipitadas durante el precalentamiento del tocho debido a una demora prolongada en el horno a la temperatura de recalentamiento (Sanders, 2010).



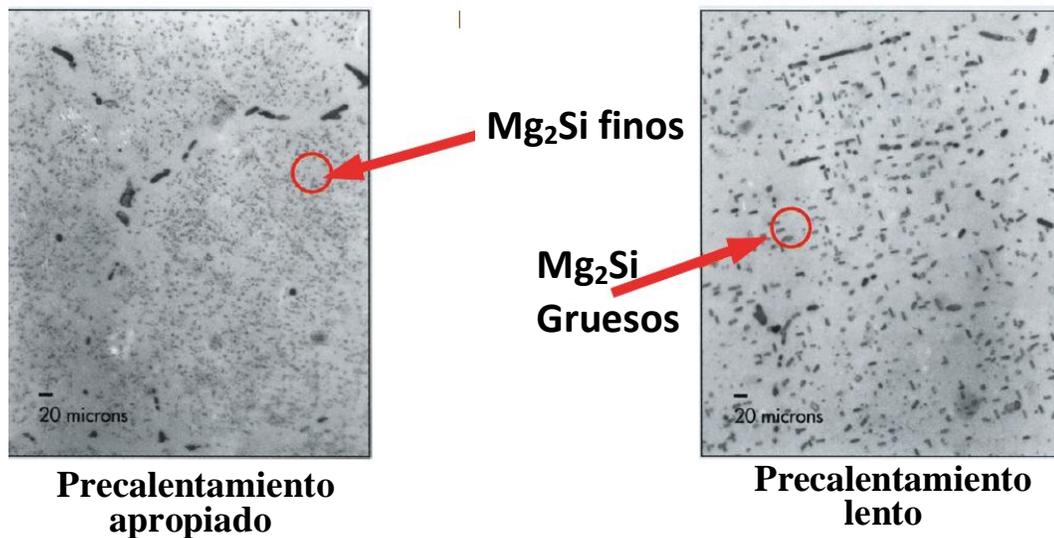
**$Mg_2Si$**

**Figura 77.** Micrografía tomada con microscopía electrónica de barrido mostrando algunas partículas gruesas de  $Mg_2Si$  precipitadas como consecuencia de una demora prolongada a la temperatura de precalentamiento de la aleación. Estas partículas aparecerán posteriormente en forma alargada en el perfil extruido. Tomado de Sanders, R. Jr. (2010, Septiembre). *Thermal treatments during processing aluminum extrusion alloys* [Presentación en línea]. Disponible: <http://passthrough.fw-notify.net/static/786933/downloader.html> [Consulta: 2017, Julio 25].

A bajas velocidades de calentamiento existe también la probabilidad de que los precipitados finos metaestables del tipo  $\beta'$ - $Mg_2Si$ , presente en la microestructura

post homogeneizada, empiecen a crecer a medida que la temperatura sobrepase los 360 °C (Jenista, 2017). Se sabe que la solubilidad de estas partículas disminuye a medida que se incrementa su radio, de acuerdo a la relación de Gibbs-Thompson. Por lo tanto, si dichos precipitados  $\beta'$ -Mg<sub>2</sub>Si crecen, se requerirá de una mayor temperatura de extrusión para que puedan ser disueltos durante el corto tiempo en que transcurre la operación de extrusión (ver Figura 69). Consiguientemente, si lo que se desea es preservar la microestructura óptima obtenida durante la etapa de homogeneizado, se debe evitar entonces precalentar el tocho a velocidades de calentamiento bajas y/o evitar largos tiempos de mantenimiento a temperaturas críticas. Si esto no se toma en cuenta, es muy probable que se revierta todo el esfuerzo y energía invertido en enfriar apropiadamente el cilindro desde la temperatura de homogeneizado.

Velocidades de calentamiento intermedias, como la mostrada por la línea azul de la figura 76, favorecen la precipitación de una pequeña fracción de los compuestos metaestables intermedios del tipo  $\beta'$ -Mg<sub>2</sub>Si. Ya que estas partículas metaestables son muy finas, con un tamaño por debajo del rango crítico para su disolución (ver Figura. 59), pueden redisolverse durante la operación de extrusión debido a las altas temperaturas que se generan en la zona de deformación adyacente a la matriz de extrusión. En la práctica industrial, la recomendación es evitar mantener los cilindros por más de 10 minutos a una temperatura por encima de los 360 °C (íbid). En la figura 78 se muestran imágenes de partículas de Mg<sub>2</sub>Si obtenidas a diferentes velocidades de calentamiento en una aleación 6063. Como ya se mencionó, un calentamiento lento genera una distribución inaceptable de precipitados gruesos en la microestructura de la aleación. Para algunos expertos (Heathcock, 2001), el mejoramiento en la extrudabilidad del tocho depende más de la capacidad para obtener una distribución uniforme de partículas de Mg<sub>2</sub>Si finas, que del grado de transformación que sufren las partículas intermetálicas  $\beta$ -AlFeSi  $\rightarrow$   $\alpha$ -AlFeSi.

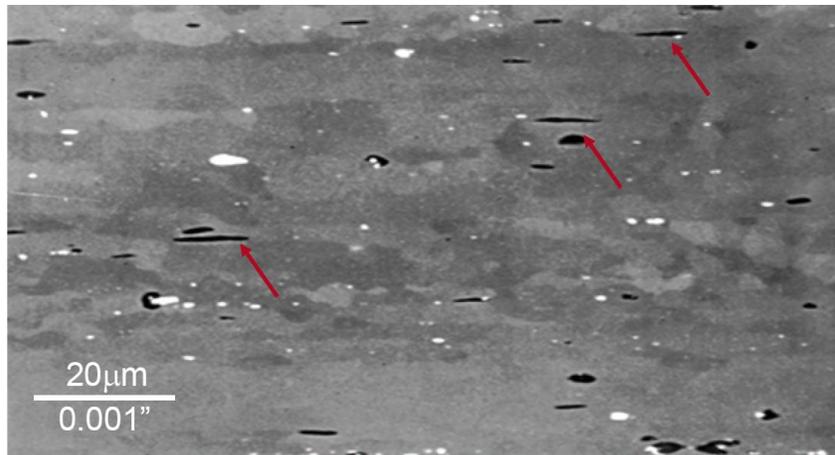


**Figura 78.** Micrografías ópticas mostrando precipitados de  $Mg_2Si$  en la microestructura de dos muestras de cilindros precalentadas a diferentes ratas de calentamiento, para una aleación 6063. Tomado de Comalco Smelting. (s.f.). *Comalco extrusión guides for 6000 serie alloys* [Documento en línea]. Disponible: <https://es.scribd.com/document/226601864/Extrusion-guides-02> [Consulta: 2017, Julio 18].

Hay que tomar en consideración que las grandes partículas estables de  $\beta$ - $Mg_2Si$  ( $> 1 \mu m$ ), bien sea procedentes del proceso de homogeneizado debido a una mala práctica de enfriamiento o generadas durante el precalentamiento debido a un lento enfriamiento y/o demora en el horno, tienen muy poca probabilidad de que se disuelvan durante la operación de extrusión. Cuando el diámetro del cilindro es muy grande, o el perfil extruido es muy grueso, existe también la posibilidad que se formen precipitados gruesos en el núcleo o parte central del material debido a fallas para alcanzar la temperatura requerida en esa zona.

Dependiendo de la complejidad del perfil que se extruye, el tiempo total de extrusión puede variar entre 30 segundos a 1 minuto (ver Figura 69), manteniéndose el material unos 5 segundos en la zona de deformación dentro del contenedor (Hauge, 2014). Estos tiempos tan cortos en la operación de extrusión hacen imposible disolver partículas gruesas de la fase  $\beta$ - $Mg_2Si$ . A manera de referencia, algunos ensayos realizados en una aleación 6063 muestran que para que una partícula  $\beta$ - $Mg_2Si$  de 1,5

$\mu\text{m}$  de diámetro se redisuelva completamente, es necesario un tiempo de mantenimiento de 300 segundos (5 minutos), a la temperatura de  $500\text{ }^{\circ}\text{C}$  (Hewitt, 1986), aunque a mayor temperatura la disolución progresa más rápidamente, debido a que en la cinética de las transformaciones, el tiempo requerido siempre es inversamente proporcional a la temperatura utilizada. Las partículas gruesas de  $\beta\text{-Mg}_2\text{Si}$  que no puedan disolverse aparecerán en la microestructura del perfil con una morfología alargada en la dirección de la extrusión, como se muestra en la figura 79.



**Figura 79.** Imagen de microscopía electrónica de barrido mostrando partículas gruesas de  $\text{Mg}_2\text{Si}$  que no pudieron disolverse y aparecen en forma alargadas en el producto final, en la dirección de la extrusión, como se señala con las flechas rojas. Las partículas blancas son fases intermetálicas del tipo  $\alpha\text{-AlFeSi}$ . Tomado de Fourmann, J. (2017, Mayo). *Extrusion defects fundamentals and solutions for optimum finish*. Ponencia presentada en AEC-Finishing Workshop 2017, Columbus, OH.

#### **2.4. Cizallamiento en caliente del cilindro**

Una vez que el cilindro sea precalentado, es trasladado a una cizalla de corte en caliente (ver Figura 80), la cual está alineada con el horno de precalentamiento. En este equipo, el cilindro es cortado en tochos de longitudes adecuadas en función a la capacidad de la prensa de extrusión y la longitud total del perfil a extruir, de manera de generar el máximo rendimiento metálico o un mínimo de chatarra de proceso. Por

lo general, la chatarra total generada en una planta de extrusión se sitúa alrededor del 15%. Para evitar obstrucción del cilindro en la cizalla de corte en caliente, la curvatura de toda la longitud del cilindro debe ser  $\leq 10$  mm/m. La cizalla en caliente no genera virutas pero puede ocasionar deformaciones intensas en el extremo del tocho, en caso de no mantener en buen estado el filo de corte de la cizalla. Si la deformación es muy marcada, es posible que se formen ampollas en el perfil extruido debido al atrapamiento de aire durante el recalcado inicial del tocho dentro del contenedor. Este defecto se explicará en la siguiente sección.

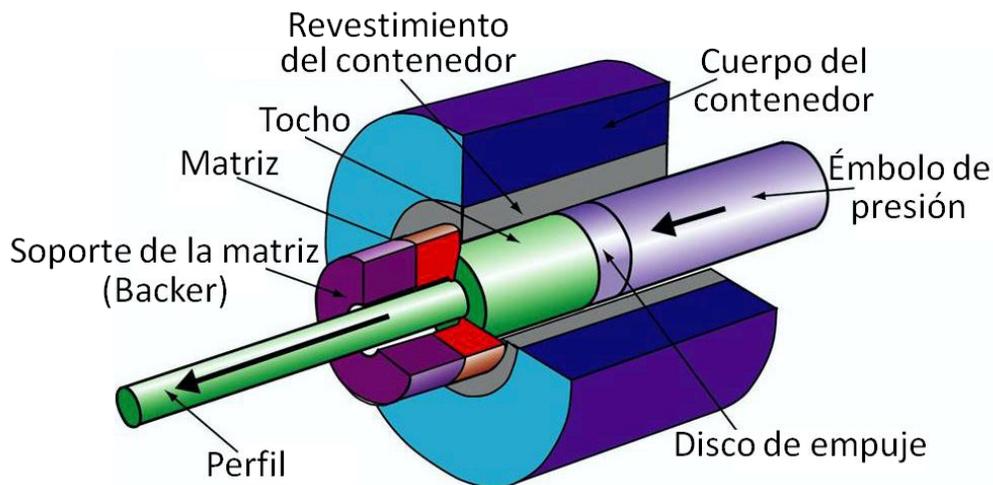


**Figura 80.** Cizalla de corte en caliente mostrando un tocho cortado a una longitud apropiada, también se observa cierta deformación en el extremo del tocho producto del corte. Tomado de SGE. (s.f.). Hot log shear [Fotografía en línea]. Disponible: <http://www.sge.co.th/en/maketoorders/18-hot-log-shear> [Consulta: 2018, Febrero 18].

### ***2.5. Contenedor de la prensa de extrusión***

El contenedor es un componente clave de la prensa de extrusión, ya que en su interior se ejecuta el trabajo de deformación plástica del material. Su función fundamental es contener físicamente el tocho precalentado para que el disco de empuje o de presión, que está sujeto al émbolo, pueda presionarlo contra la matriz de

extrusión ubicada en el extremo opuesto del contenedor (ver Figura 81). El contenedor básicamente está compuesto de un cuerpo o manto y un revestimiento interno, el cual está en contacto directo con el tocho. Debido a ello, el material del revestimiento es sometido a altas temperaturas y grandes esfuerzos mecánicos repetitivos, así como también a alta fricción y desgaste, sobre todo hacia el extremo donde se ubica la matriz de extrusión. En ese extremo en particular, tanto las presiones como las temperaturas son más altas y sus efectos permanecen por un tiempo más prolongado debido a que la longitud del tocho va disminuyendo a medida que la extrusión procede.



**Figura 81. Sección esquemática del contenedor de una prensa de extrusión mostrando sus diferentes componentes.** Tomado de COE. (s.f.). *Extrusion and drawing IME 240/340* [Documento en línea]. Disponible: <https://personal.egr.uri.edu/vms/ISE%20240/Extrusion%20Drawing-2.pdf> [Consulta: 2018, Febrero 12].

Por lo general, el tiempo de vida útil del revestimiento está entre 12 a 18 meses, mientras que el manto tiene una duración de entre 5-10 años (Saha, 2000). Sin embargo, a diferencia del manto, el revestimiento es un elemento del contenedor que es reemplazable, y también podría ser reversible (invertir los extremos), dentro de su carcasa de soporte, de tal manera de poder compensar el mayor desgaste que sufre el

extremo donde está ubicada la matriz de extrusión. El manto del contenedor tiene la función de apoyar el revestimiento para evitar que éste se fracture bajo altas presiones de extrusión (ver Figura 81). Como el revestimiento es prácticamente inflexible debido a su alta dureza, requiere por lo tanto el soporte del manto. La presión debe distribuirse de manera homogénea desde el revestimiento hacia el exterior del cuerpo del contenedor.

Una segunda función mucho más desafiante que tiene el contenedor es mantener la estabilidad de temperatura o estabilidad térmica del revestimiento. Lograr esta estabilidad es muy importante debido a que la temperatura afecta el desempeño del contenedor, pudiendo influir tanto en la superficie, forma y dimensiones del perfil, como en la vida útil del disco de empuje, el revestimiento y el manto.

Un buen gradiente térmico en el contenedor permitiría la transferencia de temperatura a medida que ésta se crea, por eso no es deseable que el manto mantenga una temperatura uniforme. El gradiente ideal de temperatura de un contenedor se alcanza cuando su carcaza alcance una temperatura de alrededor de 100 °C y el manto del contenedor se mantenga a unos 250 °C (COE, s.f.). Esta diferencia de temperatura crea un buen gradiente térmico en el contenedor, capaz de disipar el calor que se va generando en el revestimiento a medida que se lleva a cabo el proceso de extrusión. De esta manera el manto se convierte en un gran disipador térmico, que es la forma más eficiente y segura de extraer calor sin introducir esfuerzos térmicos y posibles grietas al revestimiento, evitando así que la vida útil del revestimiento se reduzca. El contenedor no se usa activamente para controlar la temperatura del tocho, para ello se debe usar el horno de precalentamiento, el cual debe proporcionar la temperatura óptima de recalentamiento.

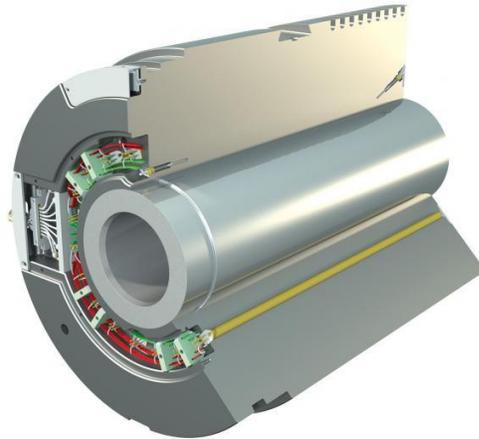
La gran cantidad de calor que se genera dentro del contenedor durante la operación de extrusión depende de la longitud del tocho, temperatura del tocho, el tipo de aleación, la velocidad de extrusión y la relación de extrusión. El calor más

intenso se genera en la zona de deformación que está adyacente a la matriz de extrusión. El incremento de la temperatura puede variar a través de la sección transversal del tocho, pero en general está entre los 100 °C a 150 °C (Bauser, Sauer y Siegert, 2006). Este exceso de calor no uniforme se elimina transfiriéndose a la matriz de extrusión y desde allí al perfil extruido. Sin embargo, una parte importante también se transfiere al revestimiento del contenedor y luego al cuerpo principal del contenedor o manto.

Aproximadamente el 90% del trabajo mecánico que se le aplica al tocho dentro del contenedor se convierte en calor (Parson, Hankin y Hicklin, 2002). El trabajo extra que hay que suplir para vencer a la fricción, más el trabajo redundante que no contribuye directamente al cambio de forma del tocho, hacen que la eficiencia del proceso de extrusión se sitúe entre 30-60%, muy baja si se le compara, por ejemplo, con el proceso de laminación cuya eficiencia típica está entre 75-95%.

Para ayudar a lograr la estabilidad de temperatura en el revestimiento del contenedor, las prensas modernas de extrusión están equipadas con contenedores que cuentan con un sistema de calentamiento interno, usando resistencias controladas individualmente por zonas (ver Figura 82). A través de termocuplas estratégicamente ubicadas, se monitorea simultáneamente las temperaturas tanto del revestimiento como del manto. Un contenedor puede tener de dos hasta ocho zonas de control, pero para el caso de las aleaciones de la serie 6000 y diámetros de tochos de 7 in o menores, es suficiente con que el contenedor posea dos zonas de control de temperatura, una en el extremo donde se ubica la matriz de extrusión y la otra en la parte posterior (COE, s.f.). Esto permitiría estabilizar rápidamente el perfil térmico del contenedor cuando sea necesario, logrando una diferencia de temperatura lo más constante posible entre el tocho y el revestimiento del contenedor, de modo tal de proporcionar las condiciones óptimas para la extrusión. Al controlarse el flujo de calor mediante un gradiente térmico apropiado, el calor no puede acumularse,

manteniéndose así la estabilidad térmica del revestimiento y por ende su estabilidad dimensional.



**Figura 82. Contenedor de una prensa de extrusión mostrando el elemento calentador colocado cerca del revestimiento.** Tomado de COE. (s.f.). *Extrusion and drawing IME 240/340* [Documento en línea]. Disponible: <https://personal.egr.uri.edu/vms/ISE%20240/Extrusion%20Drawing-2.pdf> [Consulta: 2018, Febrero 12].

El contenedor nunca debe ser operado cuando está frío y si llegara a ser éste el caso, se recomienda calentarse muy lentamente hasta alcanzar la temperatura mínima requerida para que el acero usado en el manto alcance las propiedades de tenacidad óptima para que pueda operar sin riesgo de agrietamiento. El material del revestimiento es muy sensible a cualquier choque térmico, por lo que un calentamiento o incluso un enfriamiento repentino pueden causarle grietas. Por otro lado, se debe evitar que el manto del contenedor alcance altas temperaturas por periodos sostenidos, ya que puede llevar a un ablandamiento del acero debido a que sufre un recocido, lo cual podría generar deformaciones plásticas indeseables como consecuencia de las altas presiones a que está sometido. La temperatura máxima permitida para el material del manto es de 450 °C, si se sobrepasa los 500 °C por periodos largos, llevaría a una irreparable pérdida en la resistencia del material.

La matriz de extrusión también debe ser precalentada cuidadosamente antes de montarla en la prensa, usando para ello un horno dedicado especialmente para tal fin. Las temperaturas de precalentamiento varían entre 400 °C a 470 °C (COFI Spa, 2006), dependiendo del tipo de matriz, complejidad de la misma y aleación con que se trabaja. Si esto no se ejecuta apropiadamente, el tocho precalentado al hacer contacto con la cara de la matriz mucho más fría podría perder rápidamente temperatura, atascándose dentro de ella y deteniendo el proceso debido a la excesiva alta presión requerida para extruir el tocho frío. La matriz también podría sufrir daños debido a su poca elasticidad a temperaturas bajas (ver Figura 83). El cuidado de las matrices es fundamental, ya que ellas representan el corazón del proceso de extrusión. Virtualmente, todo el valor agregado aportado por el proceso se genera en el preciso momento en que la aleación pasa a través de la matriz de extrusión. Una matriz que se dañe por no seguir las prácticas operativas es un costo importante para la empresa, por ejemplo, la que se muestra en la figura 83 es una matriz especial que está en el rango de los 25.000 USD (Chen, Rosario y Tozier, 2014).



**Figura 83. Matriz de extrusión dañada.** Tomado de Chen, A., Rosario, A. y Tozier, M. (2014, Marzo). *Aluminum extrusion design and the role it plays in high performance cooling solutions* [Presentación en línea]. Disponible: <https://www.designworldonline.com/webinar-aluminum-extrusion-design-role-plays-high-performance-cooling-solutions/> [Consulta: 2018, Febrero 12].

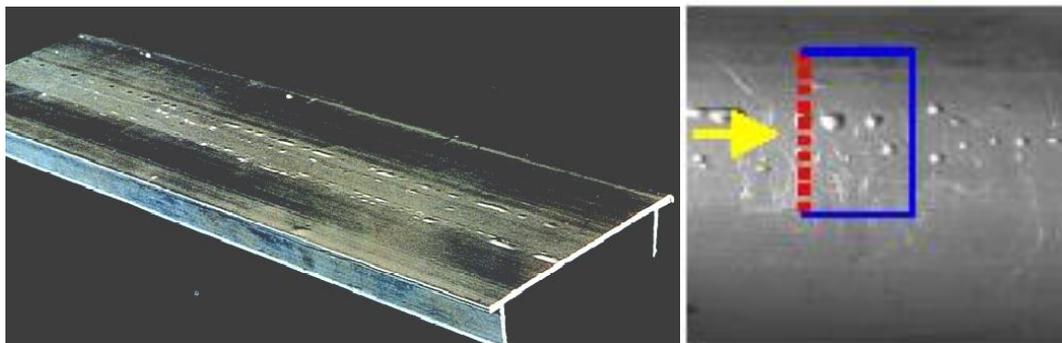
### ***2.5.1. Disco de empuje***

El disco de empuje es la conexión entre el émbolo y el tocho (ver Figura 81). Su función es presionar el tocho dentro del contenedor y transmitir rápidamente toda la fuerza del émbolo al tocho. La presión que transmite puede alcanzar los 680 MPa (DEU, 2015). El disco de empuje se diseña para que se ajuste al diámetro del contenedor, permitiendo que ambos funcionen sincrónicamente teniendo en cuenta la expansión y contracción causadas por la variación de presión y temperatura a lo largo del revestimiento del contenedor. El disco de empuje debe precalentarse normalmente a un mínimo de 300 °C. Durante su operación debe expandirse a un tamaño predeterminado, manteniendo un sello seguro con las paredes del contenedor, sin tener contacto directo con dicha superficie para que pueda pasar repetidamente y sin problemas a través de toda la longitud del contenedor, conservando un espaciamiento constante entre ambos. Esta pequeña separación deja una fina película de aluminio adherida a la pared del revestimiento, por lo que no existe el riesgo de retro-extrusión o infiltración de metal a través de dicha separación o hendidura (extrusión indirecta), durante la condición de máxima presión que se genera al inicio del ciclo de presión.

La película de aluminio adherida al revestimiento del contenedor tiene un espesor de aproximadamente 0,25 mm, y es la que separa el borde del disco de empuje del revestimiento del contenedor. Si esta capa no se forma, entonces es un indicativo de que el disco de empuje no se está contrayendo lo suficiente durante su viaje de retorno. Esta película está constituida fundamentalmente por óxido de aluminio y otras impurezas que atrapa el tocho en su superficie. Normalmente es eliminada de la superficie del revestimiento por lo menos una vez por turno o después de cada cambio de aleación, usando una herramienta especial, nunca a través del propio disco de empuje.

La presión que ejerce el disco de empuje hace que el tocho se deforme continuamente dentro del contenedor, llenando todo su volumen antes de salir por la

abertura de la matriz de extrusión, operación que es conocida como recalado. Justo en ese momento se inicia el ciclo de liberación de gases del contenedor (desgasificado), en donde el contenedor retrocede muy levemente de la matriz de extrusión, dejando escapar el aire atrapado en el contenedor durante la operación de recalado. El disco de empuje, por su parte, se contrae al retirársele momentáneamente la presión, permitiendo que el aire atrapado escape por la parte posterior del tocho, alrededor del borde del disco de empuje (hendidura entre el contenedor y el disco de empuje). Si el aire no se libera apropiadamente del contenedor, éste puede ser comprimido a unos 600 MPa (Heathcock, 2001), por lo que existe la posibilidad de que difunda dentro del perfil extruido y genere ampollas superficiales (ver Figura 84).



**Figura 84.** Ampollas en la superficie de un perfil causado por el aire atrapado durante la extrusión o presencia de lubricantes en el tocho extruido. El rectángulo con la flecha detalla el levantamiento de la «piel» del material por la burbuja de gas. Tomado de Comalco Smelting. (s.f.). *Comalco extrusión guides for 6000 serie alloys* [Documento en línea]. Disponible: <https://es.scribd.com/document/226601864/Extrusion-guides-02> [Consulta: 2017, Julio 18].

Durante este análisis del origen de las ampollas, se está dejando por sentado que el tocho fue desgasificado correctamente durante el proceso de colada, de lo contrario, el hidrógeno disuelto en el aluminio podría también ser fuente para la generación de ampollas en los perfiles. La presencia de ampollas en la superficie de

los productos extruidos estropea su apariencia y puede ser causa de rechazo, aumentando el porcentaje de chatarra que se genera en la prensa de extrusión.

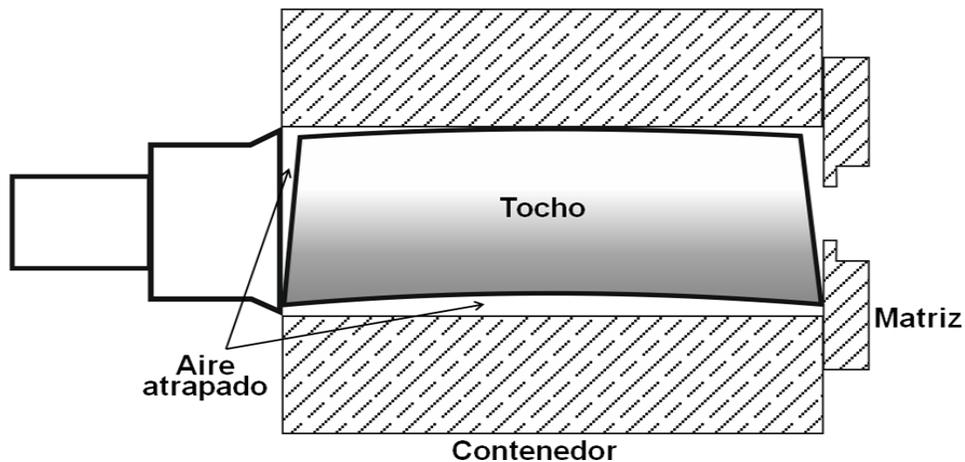
El área superficial del disco de empuje y el extremo de la cara del tocho que está en contacto con el disco de empuje, deben lubricarse adecuadamente utilizando preferencialmente un sistema de lubricación automático, que evite una lubricación excesiva de las partes, ya que el exceso de lubricante puede fluir hacia el perfil que está siendo extruido, causando ampollas en el producto. La función del lubricante es permitir que el disco de empuje se separe del tocho al final del desplazamiento del émbolo, de una forma instantánea y sin esfuerzo, evitando que se adhiera al mismo. El aluminio tiene una tendencia a soldarse a la superficie del acero a temperaturas superiores a 450 °C (Klöpfer, s.f.). Los lubricantes tradicionales suelen ser grasas, suspensiones de grafito a base de aceite o llama de acetileno que genera un hollín en la superficie a recubrir. Otro lubricante más sofisticado es el nitruro de boro (ver Figura 85), el cual tiene la ventaja de evitar las ampollas en los perfiles (ibid).



**Figura 85. Lubricación del disco de empuje con nitruro de boro.** Tomado de Klöpfer, C. (s.f.). *Boron nitride - solutions for aluminum extrusion* [Artículo en línea]. Disponible: <http://hetpan.net/3m%20images%20%20pdf/solutions-for-aluminum-extrusion.pdf> [Consulta: 2018, Marzo 01].

El problema con los lubricantes a base de grasas o aceites, es que durante su manipulación pueden fácilmente transferirse a la superficie de los tochos e ingresar al proceso de extrusión. Luego debido a las altas presiones y temperaturas se volatilizan generando gases. Estos gases ricos en hidrógeno pueden entonces difundir a la superficie del perfil formando ampollas. Es importante por lo tanto limpiar el aceite o las grasas de la superficie de los tochos y de cualquier otra superficie desde la cual los lubricantes puedan transferirse al tocho.

Un mal corte de los extremos del tocho también podría prestarse para atrapar aire en el contenedor de la prensa. La tolerancia permitida en la rectitud del corte es de  $90 \pm 0.5^\circ$ . Si el corte no es plano, sin rectitud, la superficie cortada del tocho no tendría un buen contacto o asiento con la superficie del disco de empuje, o con la cara de la matriz de extrusión, lo cual genera las condiciones para el atrapamiento de aire entre el tocho, la matriz de extrusión y el contenedor, tal como se representa en la figura 86. Esto también puede ocurrir cuando los extremos del tocho son severamente distorsionados durante la operación de corte en la cizalla en caliente (ver Figura 80). El aire que queda atrapado en el contenedor, como ya se ha mencionado, puede causar ampollas en la superficie de los productos extruidos. Existe también la probabilidad de que la superficie desnivelada de la punta del tocho gire levemente y se descentre justo en el momento de estar suspendido entre la cara de la matriz de extrusión y el disco de empuje. Si esto sucediera, el tocho podría no entrar concéntricamente en el contenedor de la prensa, o rozar fuertemente con el borde del orificio del contenedor. También podría suceder que el extremo desnivelado del tocho ejerza una presión muy localizada sobre la cara de la matriz de extrusión, pudiéndole causar daños a la misma (ver Figura 83).



**Figura 86.** Esquema exagerado que ilustra los posibles efectos de un corte no recto de los extremos del tocho durante la operación de extrusión. El aire puede quedar atrapado debido a una deflexión asimétrica del tocho dentro del contenedor, igualmente la matriz puede estar sujeta a esfuerzos localizados. Fuente: elaboración propia.

La única manera de conocer el origen o posible causa de la presencia de ampollas en los productos acabados, es cortando transversalmente una muestra del perfil extruido que contenga una ampolla, prepararla metalográficamente para exponer el interior de la misma y examinarla con un microscopio. Si la superficie examinada dentro de la ampolla es brillante, el defecto está relacionado con la presencia de gases, mientras si es negro u oscuro, la fuente posible que originó la ampolla puede provenir de algún lubricante (hidrocarburo), parcialmente quemado y vaporizado durante el proceso.

Un tocho con un diámetro por debajo de la tolerancia permitida ( $\pm 2$  mm), puede incrementar también la posibilidad de atrapar aire dentro del contenedor. Por eso se recomienda que el diámetro del tocho sea lo más cerca posible al diámetro interno del revestimiento del contenedor. Como regla general, el diámetro del tocho debería ser alrededor de 3% menor al diámetro del contenedor (Heathcock, 2001). Entre más grande sea el espacio vacío o holgura que queda entre el tocho y el contenedor, mayor es el volumen de aire atrapado dentro del contenedor. Mediciones

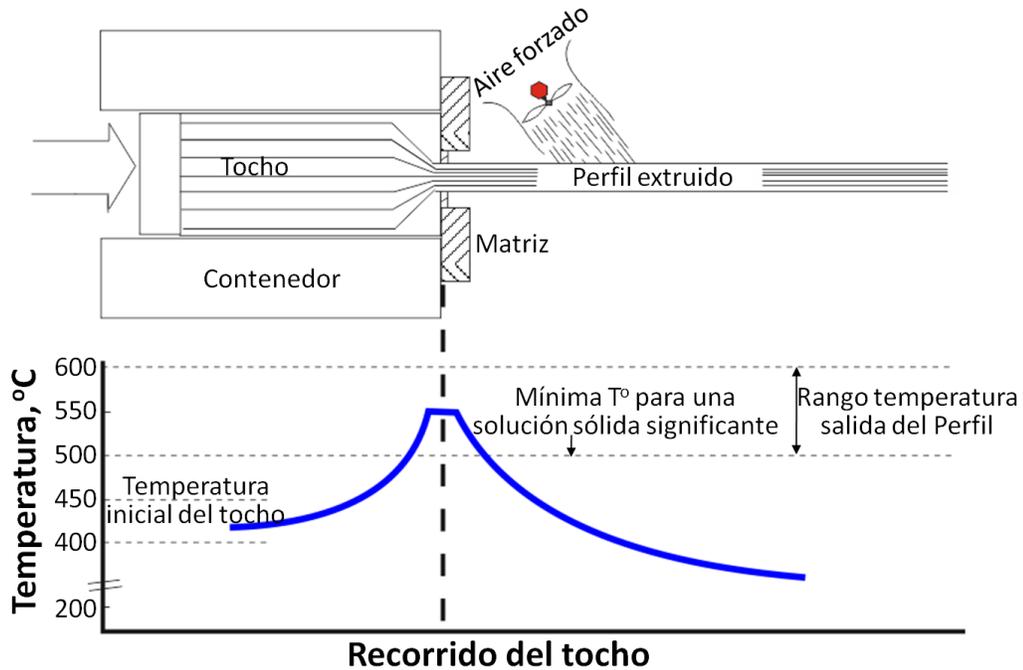
realizadas a cilindros de 7 in de diámetro nominal (177,8 mm), de la aleación 6063 fabricadas en las empresas básicas del aluminio, indican que el diámetro real se sitúa en 176,81 mm, con una desviación estándar de 0,19 (Villalobos y Romero, 2002).

Por otro lado, si el diámetro del tocho es muy inferior al del contenedor, el tocho podría arquearse o pandearse ligeramente durante el proceso de recalado, despegándose de la superficie inferior del contenedor (ver Figura 86). Un recalado tan desigual o asimétrico, dará lugar a que el aire quede atrapado en la parte central del tocho. Esto podría complicarse si la relación entre el diámetro del tocho y la longitud del tocho es muy pequeña. Por lo general, la longitud del tocho debería estar entre 2 a 4 veces el diámetro del tocho (Woodward, 1994). Algo muy similar ocurriría si la curvatura del tocho procedente del proceso de fabricación del cilindro sobrepasa la tolerancia permitida ( $\leq 3$  mm/m para cilindros cortos o tochos). En caso de que la curvatura sea muy grande, es posible también que el tocho tenga problemas para entrar en el contenedor.

## ***2.6. Operación de extrusión***

Para que la operación de extrusión se ejecute exitosamente, la temperatura de precalentamiento del tocho, la temperatura del revestimiento del contenedor y la velocidad de extrusión deben sincronizarse de manera tal que la temperatura del metal en la matriz de extrusión pueda mantenerse siempre dentro del rango de temperatura de solución sólida de la aleación (ver Figura 87). A mayor sea la velocidad de extrusión, mayor será la temperatura que se genere en el proceso producto de la fricción y la enorme deformación plástica inducida en la zona de deformación adyacente a la matriz de extrusión. Esto es útil para redissolver cualquier posible partícula fina de  $Mg_2Si$  que haya precipitado durante el precalentamiento, siempre y cuando posea un tamaño subcrítico para disolverse durante el corto periodo que dura la extrusión del tocho (ver Figura 69). El calor generado durante la

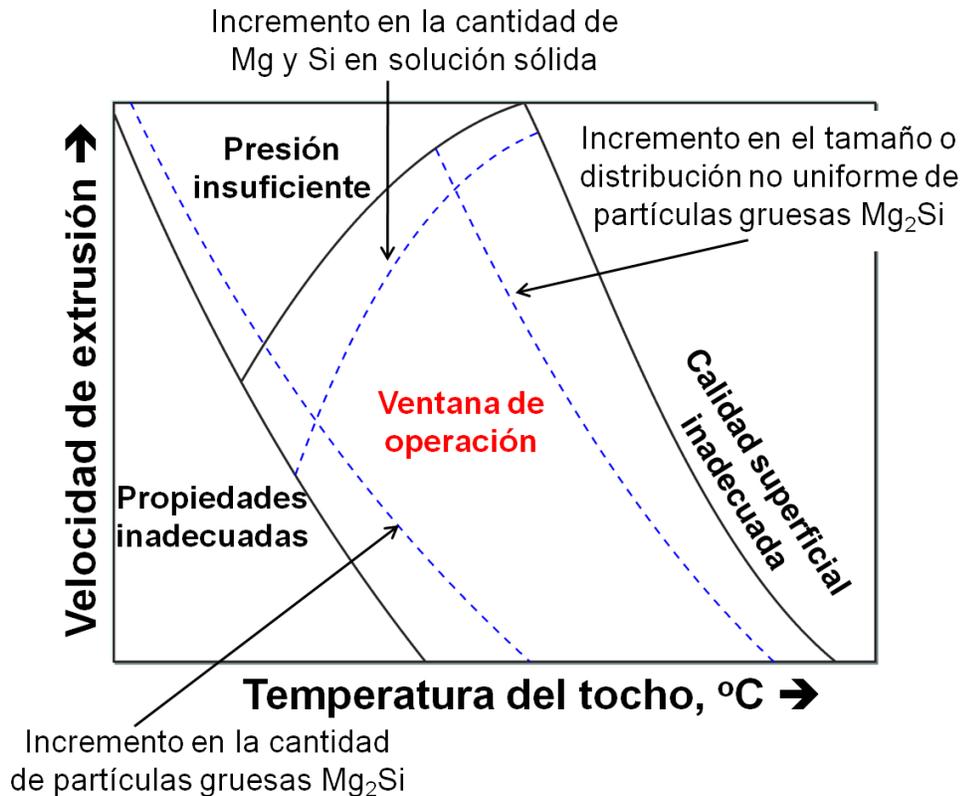
operación de extrusión, debe estar en consonancia con la temperatura que trae el tocho, de modo que la temperatura resultante de ella esté dentro del rango de solubilidad de la aleación.



**Figura 87.** Gráfico esquemático mostrando el incremento de la temperatura del tocho dentro del contenedor a medida que se realiza la operación de extrusión. A la salida de la matriz el perfil extruido es templado para retener el soluto en solución sólida. Adaptado de Hewitt, P. (1986). *Second phase dissolution in aluminium alloys*. Tesis de PhD no publicada. University of London. England.

Si el tocho se precalienta a la mínima temperatura recomendada, manteniendo bajo control la temperatura del contenedor, entonces se debe extruir a mayor velocidad para que el perfil extruido logre salir dentro del rango de temperatura apropiado y se puedan obtener las propiedades adecuadas (ver Tabla X). Por el contrario, si la temperatura de precalentamiento del tocho es la máxima, la velocidad de extrusión debe bajarse para evitar que el material se sobrecaliente y se produzca el desgarramiento del mismo por posible fusión incipiente. Estas interrelaciones se

entienden mejor usando el diagrama mostrado en la figura 88, conocido como diagrama de fronteras de la extrusión.



**Figura 88. Diagrama de fronteras de la extrusión mostrando la ventana de operación dentro de la cual es posible extruir exitosamente un tocho de aluminio.** Adaptad de Zhu, H., Couper, M. J. y Dahle, A. K. (2011, Noviembre). Effect of process variables on Mg-Si particles and extrudability of 6xxx series aluminum extrusions. *JOM*, 63(11), 66-71. Se muestra mediante líneas punteadas los efectos sobre los límites del diagrama de un posible cambio en la cantidad y tamaño de las partículas de Mg<sub>2</sub>Si, así como en la concentración del magnesio y silicio en solución sólida. Texto traducido por el autor.

El diagrama de fronteras de la extrusión define las condiciones operativas para la extrusión óptimas de las aleaciones en términos de la temperatura del tocho y la velocidad de extrusión. Se observa en dicho diagrama (ver Figura 88), una ventana o región en forma de «pico», dentro de la cual se puede trabajar en forma segura, dado

a que los parámetros operativos son los apropiados para que la extrusión se ejecute de una forma satisfactoria. Fuera de los límites de esta región, existen tres zonas que restringen el incremento de la extrudabilidad de la aleación, a saber: presión de la prensa, propiedades mecánicas y la calidad superficial, las cuales conforman las fronteras del diagrama.

El diagrama muestra que a medida que se incrementa la velocidad de extrusión, más estricto debe ser el control de la temperatura del tocho, ya que su rango permitido se hace cada vez más estrecho. Al extruir en la cima del pico se obtendría la máxima productividad posible de la prensa, pero cualquier pequeña variación en la temperatura del tocho generaría inmediatamente problemas para extruir el material (ver Figura 88).

Las diferentes líneas punteadas dentro del diagrama de fronteras de la extrusión, pretenden mostrar la posible reducción del tamaño de la ventana donde se opera con seguridad, en caso de que aumente la cantidad de partículas gruesas de  $Mg_2Si$ ; aumente el tamaño o distribución no uniforme de dichas partículas gruesas; y se incremente la cantidad de magnesio y silicio en la solución sólida. Esta última condición se refiere a que las aleaciones más concentradas, como la 6061 y 6082, por tener más soluto en solución, desplazan el límite de la presión insuficiente, hacia la derecha, cerrando más la ventana. Este límite también se cerraría (desplaza hacia la derecha), para cualquier aleación que haya sido enfriada a altas velocidades de enfriamiento durante el homogeneizado, en donde todo el soluto queda atrapado en solución sólida.

En la tabla 7 se dan los rangos de velocidades de extrusión para algunas aleaciones de la serie 6000, tanto para el caso de extruir perfiles sólidos como huecos. Los perfiles huecos son extruidos a una menor velocidad debido a que son sometidos a una mayor fricción en la matriz de extrusión, la cual lleva a un mayor incremento de la temperatura del material, que obliga a reducir la velocidad.

Tabla 7. Rangos de velocidades de extrusión para las principales aleaciones de la serie 6000 en función al tipo de perfil extruido. Se muestra también el rango de temperatura de salida del perfil a la salida de la prensa

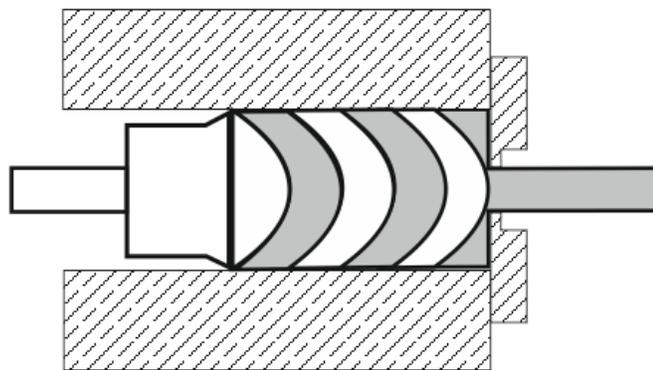
Resistencia ↓	Aleación	Rango velocidad de extrusión (m/min)		Rango temperatura salida (°C)
		Perfiles sólidos	Perfiles huecos	
	<b>6060</b>	<b>40 a 100</b>	30 a 60	500-530
	<b>6063</b>	<b>30 a 60</b>	<b>20 a 40</b>	<b>500-530</b>
	<b>6106</b>	<b>20 a 50</b>	10 a 30	500-530
	<b>6005</b>	<b>20 a 40</b>	15 a 30	510-540
	<b>6005A</b>	<b>20 a 35</b>	15 a 25	510-540
	<b>6061</b>	<b>10 a 25</b>	5 a 10	520-550
	<b>6082</b>	<b>10 a 30</b>	5 a 15	520-550

Nota. Datos tomados de Heathcock, C. J. (2001). *The selection, processing and application of 6000 series aluminium extrusion alloys* (Reporte técnico No. 6). Australia: Comalco Smelting. (ABN 51009679127). El autor superpuso la flecha que indica la tendencia al incremento de la resistencia mecánica de las aleaciones.

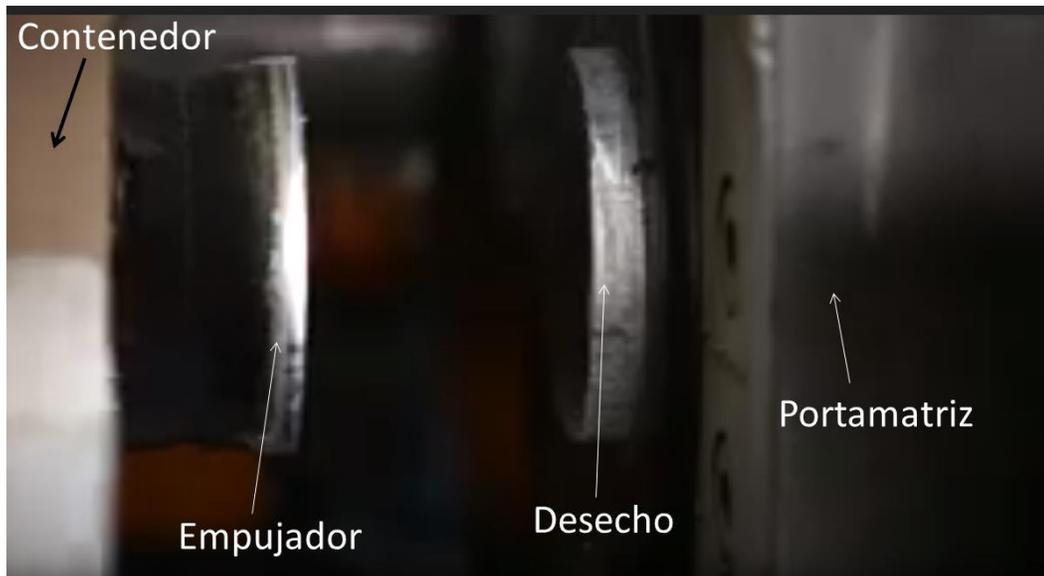
La geometría y complejidad del perfil afectan también la velocidad de extrusión máxima. Esquinas afiladas reducen significativamente la velocidad de extrusión, de ahí la importancia de un buen diseño de la matriz de extrusión, ya que redondeando las esquinas del perfil se evita la necesidad de reducir la velocidad de extrusión. El mínimo radio posible es de 0,4 mm, dependiendo de la aleación y tipo perfil (Industrial Extrusión Machinery, s.f.), siendo más fácil extruir a medida que el radio se incrementa. En cuanto al espesor mínimo de la pared de un perfil, generalmente está alrededor de 1 mm, aunque es posible obtener espesores de 0,4 mm en perfiles especiales de la aleación 6063 (Chen, Rosario y Tozier, 2014).

A medida que el tocho es presionado a través del contenedor, el flujo de material de la superficie del tocho en contacto con las paredes del contenedor, avanza

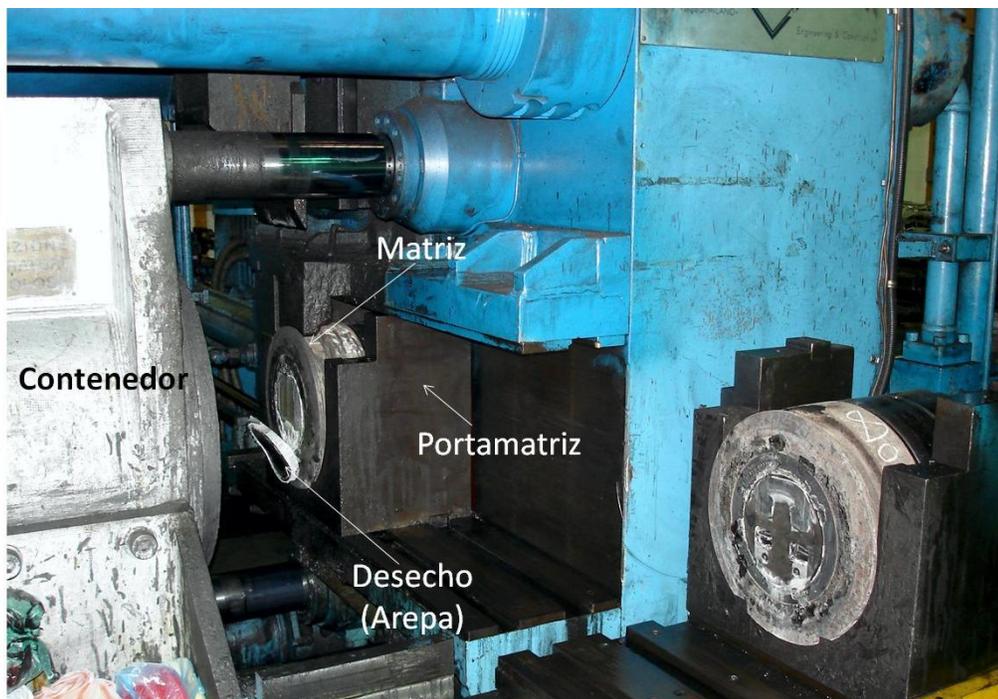
mucho más lento con respecto al centro del tocho, tal como se pretende mostrar en la figura 89. Esto es debido a la alta fricción que se ejerce entre las paredes del revestimiento y la superficie del tocho. La fricción se opone a que la piel del tocho avance al mismo ritmo que el resto del material. Por lo tanto, la superficie del tocho conteniendo óxidos ( $Al_2O_3$ ), segregaciones e impurezas, se va paulatinamente acumulando en el extremo o esquina entre la cara de la matriz de extrusión y las paredes del contenedor. La presión del émbolo se detiene justo antes de que este material acumulado y contaminado pase a través de la abertura de la matriz de extrusión, como se muestra en la figura 90. Seguidamente el contenedor retrocede y una cuchilla baja y corta el desecho, el cual es descartado antes de introducir el siguiente tocho dentro del contenedor (ver Figura 91). En Venezuela, este descarte es conocido popularmente por la mayoría de los extrusores como «arepa».



**Figura 89.** Dibujo esquemático de la sección de un contenedor mostrando el flujo de material a través de la abertura de la matriz de extrusión. Se observa que la superficie del tocho fluye mucho más lento que su parte central. Fuente: elaboración propia.



**Figura 90.** Foto mostrando el espesor del desecho del tocho antes de ser cortado. Tomado de Scacca613. (2013). *Presezi extrusion 2000 Ton 7" press 11.5 sec dead time with burp cycle* [Video en línea]. Disponible: <https://www.youtube.com/watch?v=KZwxxgKb6EA> [Consulta: 2018, Febrero 01].



**Figura 91.** Foto mostrando el desecho justo al ser cortado de la cara de la matriz de extrusión. Fuente: fotografía tomada por el autor.

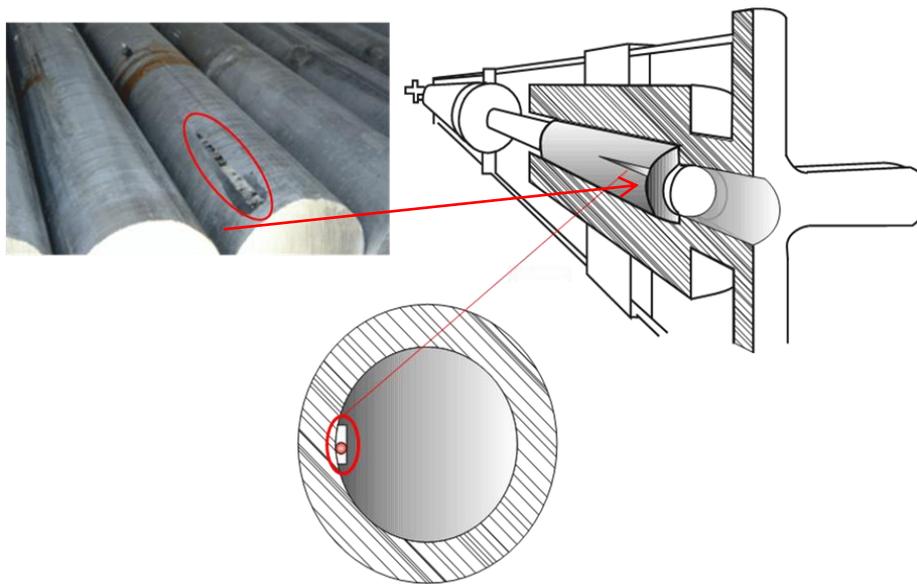
El espesor típico del descarte para la extrusión de tochos de longitudes entre 700 a 800 mm y diámetros de 7 a 8 in (178 a 203 mm), oscila entre 15 a 20 mm, para el caso de cilindros colados mediante la tecnología de moldes con aire presurizado. Este tipo de tecnología permite fabricar cilindros con una superficie muy lisa, una zona cortical muy delgada, conteniendo una fina zona de segregación inversa. Todo esto permite reducir con seguridad el espesor de la arepa. Este espesor normalmente es calculado por ensayo y error, tomando en cuenta, aparte de la calidad metalúrgica y superficial del cilindro, las distintas variables de extrusión, el tipo de matriz, la longitud y diámetro del tocho y otros factores. Lo cierto es que a medida que se incrementa el espesor del descarte, menor es el rendimiento metálico y menor la productividad de la planta. El rendimiento metálico de una planta de extrusión eficiente está entre 75-85%.

Para asegurar la formación del descarte, la temperatura del revestimiento del contenedor debe estar al menos 30 °C por debajo de la del tocho. Esta diferencia de temperatura aumenta la fricción entre el contenedor y la piel del tocho, restringiendo el flujo de la periferia del tocho y permitiendo que su parte central fluya a mayor velocidad. Esto ayuda a que la superficie del tocho quede retenida en el material de descarte, evitando que penetre directamente al perfil, especialmente cuando se usa una matriz de extrusión con una abertura de salida cercana al diámetro del contenedor.

### ***2.6.1. Influencia de la calidad superficial del tocho***

La calidad e integridad superficial del cilindro fabricado en el proceso de colada, juega un papel importante tanto para la calidad del perfil extruido como para la durabilidad del revestimiento del contenedor. Por eso la calidad superficial del tocho no debe verse como una simple cuestión de estética. Normalmente, cualquier marca superficial o muesca presente en los cilindros debería tener una profundidad

menor a 3 mm, eso minimiza la posibilidad de retener el aire en su interior o acumulación de polvo y suciedad (ver Figura 92). El aire, como ya se ha discutido, es causante de ampollas en la superficie de los perfiles, mientras que el polvo puede actuar como abrasivo cuando se fricciona a altas presiones contra la superficie del revestimiento del contenedor, pudiendo, en el transcurso del tiempo, causar un desgaste prematuro del revestimiento.



**Figura 92. La presencia de golpes o ranuras en la superficie del tocho pueden atrapar aire o partículas de polvo abrasivo que a la larga degastan el revestimiento del contenedor.** Fuente: fotografía tomada por el autor y el esquema es elaboración propia.

Una superficie muy rugosa también es ideal para la adhesión de suciedad o polvo en la superficie del tocho. Otra fuente de partículas abrasivas es el óxido de hierro proveniente del fleje de acero utilizado en el embalaje de los cilindros. El fleje se oxida en la intemperie e impregna la superficie de los cilindros (ver Figura 65), de ahí que cada vez es más común utilizar fleje de poliéster (PET), en vez de acero.

Para remover los posibles contaminantes adheridos a la superficie de los cilindros, algunas empresas modernas de extrusión colocan en la entrada del horno de precalentamiento una especie de limpiador o lavadora de cilindros, la cual elimina los contaminantes superficiales (ver Figura 93). Algunos equipos utilizan una especie de escobilla o cepillo metálico para limpiar la superficie, mientras que otros usan un chorro de agua a alta presión que impacta la superficie del cilindro e elimina los contaminantes.

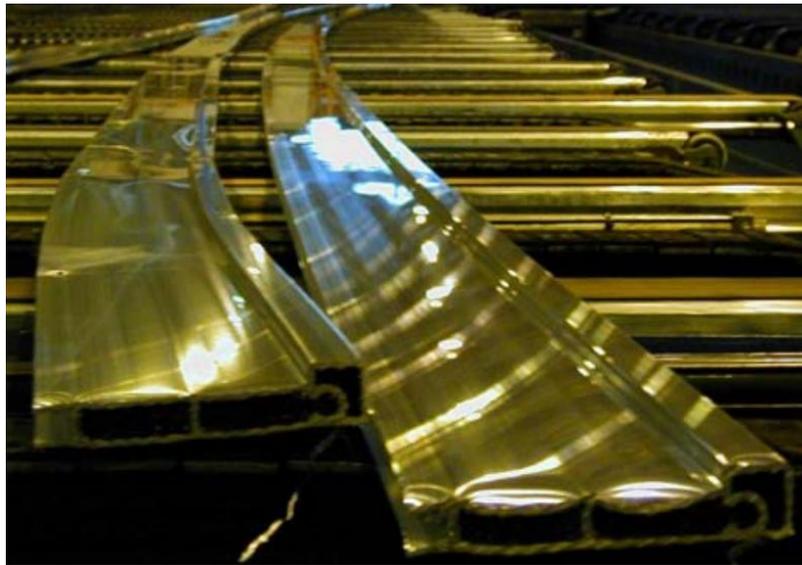


**Figura 93. Equipo especial para la limpieza superficial de los cilindros que entran al horno de precalentamiento.** Tomado de Granco Clark. (s.f.). *Hot-jet log & billet furnace* [Folleto en línea]. Disponible: [https://www.granoclarck.com/media/uploads/pdf/granco\\_clark\\_hot\\_jet\\_furnace.pdf](https://www.granoclarck.com/media/uploads/pdf/granco_clark_hot_jet_furnace.pdf) [Consulta: 2018, Febrero 19].

### ***2.6.2. Flujo de metal a través de la matriz de extrusión***

La manera como fluye el metal a través de la matriz de extrusión puede contribuir a que el perfil salga distorsionado, condición que puede empeorar durante la operación de templado. Para poder extruir un perfil perfectamente recto, el flujo de metal que sale a través de la matriz de extrusión debe ser totalmente uniforme, es

decir, cada partícula de material que sale por la abertura de la matriz debe tener exactamente la misma velocidad de salida. Si esto no se logra, el producto extruido saldría doblado o pandeado (falta de planeza y rectitud), debido al flujo de metal desbalanceado (ver Figura 94). Un cilindro con una microestructura uniforme ayuda mucho a reducir ese desbalanceo, ya que ello significa que el material posee una mayor consistencia y puede fluir a través de la matriz más uniformemente, lo cual generaría un perfil con una mejor rectitud, especialmente a mayor velocidad de salida.



**Figura 94. Perfiles distorsionados a la salida de la prensa de extrusión.** Tomado de Hauge, T. (2014, Septiembre). *Influence of Al microstructure on hard anodising quality - profile material*. Ponencia presentada en The International Hard Anodizing Association 15th Technical Symposium, Ciudad de Nueva York.

En la práctica industrial es muy difícil de lograr un flujo uniforme de metal, sobre todo con perfiles complejos, asimétricos y con diferentes espesores en su sección transversal. Estas características hacen que el perfil se enfríe a diferentes velocidades durante el temple y generen también distorsión, imprecisión en las dimensiones y desmejoramiento de la calidad superficial. Otros factores que pueden

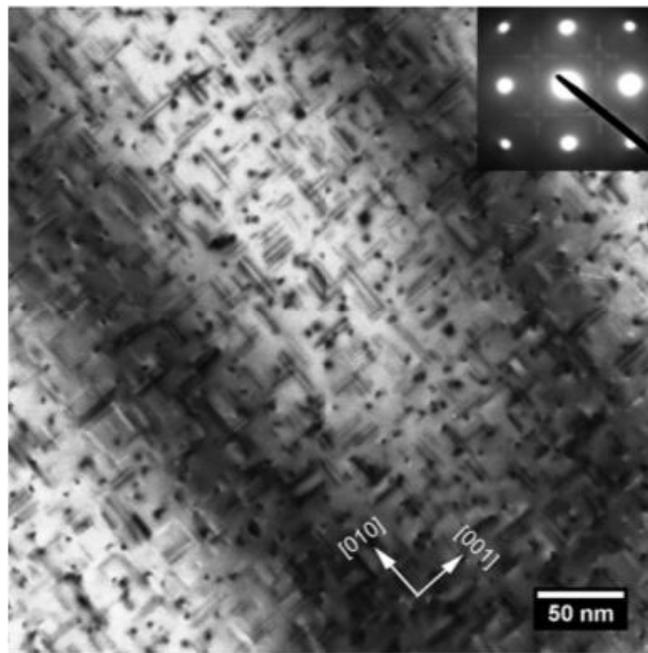
influir son las condiciones de fricción en la matriz de extrusión, temperatura del proceso y velocidad de extrusión. Un buen diseño de la matriz de extrusión en conjunto con una excelente preparación y experiencia del personal de matricería, es la clave del éxito para minimizar los problemas de desbalanceo de flujo de metal durante la extrusión.

### ***2.7. Temple del perfil***

El tratamiento de solución sólida para las aleaciones de la serie 6000 ocurre justo durante la operación de extrusión, ya que durante esta operación se incrementa la temperatura producto del calor generado por la fricción y la intensa deformación plástica del metal. El incremento adicional de la temperatura, como ya se ha mencionado antes, es típicamente 100-150 °C (ver Figura 87). Este incremento de temperatura, en consonancia con la temperatura del tocho y contenedor, permite que el perfil salga de la matriz de extrusión dentro de un rango apropiado, de acuerdo al tipo de aleación, de tal manera que pueda ser templado a la salida de la prensa usando un medio de enfriamiento conveniente.

En la tabla 7 se mostró el rango de temperatura de salida de la prensa para un grupo común de aleaciones de la serie 6000. Para las aleaciones diluidas, como la 6060 y 6063, la temperatura mínima de salida es de 500 °C, un poco menor a las aleaciones más concentradas (mayor % Mg<sub>2</sub>Si), como las 6061 y 6082, cuyas temperaturas mínima de salida debe ser de 520 °C. La temperatura del material extruido se mide a la salida de la prensa de extrusión mediante un pirómetro, de esa manera se asegura que la temperatura del perfil sea la apropiada para mantener la aleación dentro del rango de solución sólida en la zona de deformación de la matriz de extrusión, permitiendo también corregir la velocidad de extrusión en función a la temperatura de salida que se registre.

El temple es en mucho sentido, la etapa más crítica dentro de la secuencia de operaciones del tratamiento térmico de envejecido. Su función es retener todo el soluto en solución, formando una solución sólida sobresaturada, de modo tal que en la etapa de envejecido se pueda inducir la precipitación de partículas endurecedoras muy finas ( $\beta''$ -Mg<sub>2</sub>Si), como se muestra en la figura 95, las cuales son las que incrementan las propiedades mecánicas del material.



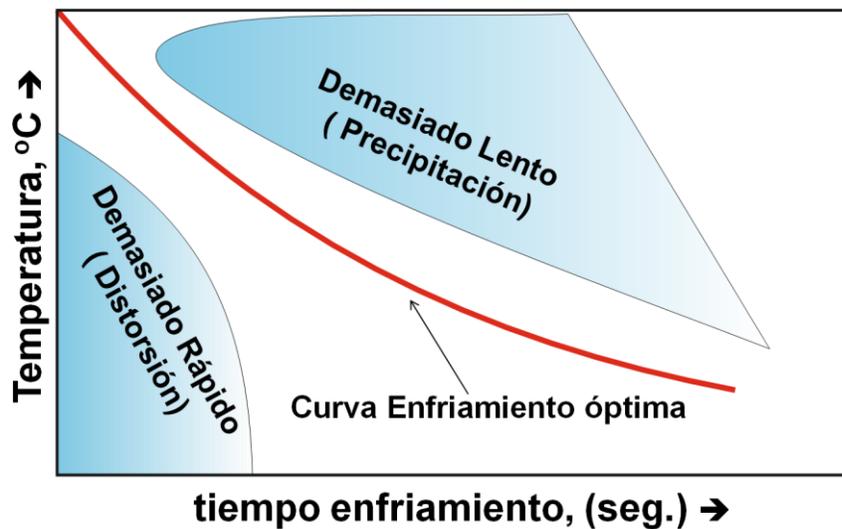
**Figura 95.** Imagen tomada con microscopía electrónica de transmisión mostrando los precipitados endurecedores en una aleación Al-Si-Mg. En la esquina superior derecha de la imagen se observa el patrón de difracción característico de los precipitados. Tomado de Polmear, I. (2006). *Light alloys* (4a. ed.). Amsterdam: Butterworth-Heinemann.

Es muy importante optimizar la velocidad de enfriamiento con que se ejecuta el temple a la salida de la prensa, con el fin de obtener perfiles con una geometría aceptable, sin distorsión y con las propiedades mecánicas requeridas. Se debe recordar que en el proceso de extrusión cada etapa debe realizarse correctamente, ya

que no existe el efecto de reversión, si no se obtiene un temple correcto, no se podrá posteriormente remediar dicho problema en el horno de envejecido.

Desde el punto de vista de las propiedades mecánicas del perfil, entre más rápido se ejecute el temple mejores son las propiedades. Un temple ejecutado a una alta temperatura y velocidad de enfriamiento, no sólo atraparé todo el soluto en solución sólida, sino que además retendrá un exceso de vacancias que incrementará significativamente la difusividad de los átomos del soluto, favoreciendo la cinética de envejecido. El problema con el enfriamiento rápido de los perfiles, es que se incrementan las tensiones internas en el material debido a los gradientes térmicos severos que se generan. Esto aumenta la probabilidad para distorsionar permanentemente la geometría del perfil, como se mostró en la figura 94, especialmente si se procesan productos con espesores muy delgados. Los gradientes térmicos en los perfiles extruidos típicamente se minimizan al reducir la velocidad de enfriamiento, pero debe ser tal que no afecte las propiedades mecánicas deseadas.

Uno de los desafíos principales en el diseño del proceso de temple, es seleccionar las mejores condiciones de enfriamiento que optimicen la resistencia mecánica del perfil extruido, minimizando la distorsión y asegurando que no se obtengan otras propiedades indeseables, como es el caso de la corrosión intergranular, que es afectada fuertemente por la precipitación prematura en los límites de granos de la fase de equilibrio  $\beta$ -Mg<sub>2</sub>Si, la cual, como se sabe, se forma a baja velocidad de enfriamiento. La velocidad de enfriamiento óptima es por lo tanto aquella que garantiza la obtención de propiedades mecánicas apropiadas en el perfil envejecido, sin que ello implique que el perfil sufra de severas distorsiones en su geometría, tal como se esquematiza en la figura 96.



**Figura 96.** Diagrama esquemático de temperatura vs tiempo de enfriamiento mostrando la curva ideal de temple. Tomado de VOSB. (s.f.). *Basic metallurgy: 6000 series extrusion alloys* [Documento en línea]. Disponible: <http://www.vosbltd.com/site/wp-content/uploads/2015/10/extrusion-basic-metallurgy.pdf> [Consulta: 2017, Noviembre 18]. Texto traducido por el autor.

Cada aleación tiene su propia velocidad de temple crítico, la cual es determinada en función a la velocidad de extrusión, espesor del perfil, forma o geometría del producto y la naturaleza del medio templante. En orden creciente de eficacia o desempeño, los medios de temple típicos empleados en las prensas de extrusión son: aire quieto, aire forzado, neblina de gotas ultrafinas de agua, rociado de agua con espray (atomizador), temple por inmersión y rociado con agua a alta presión.

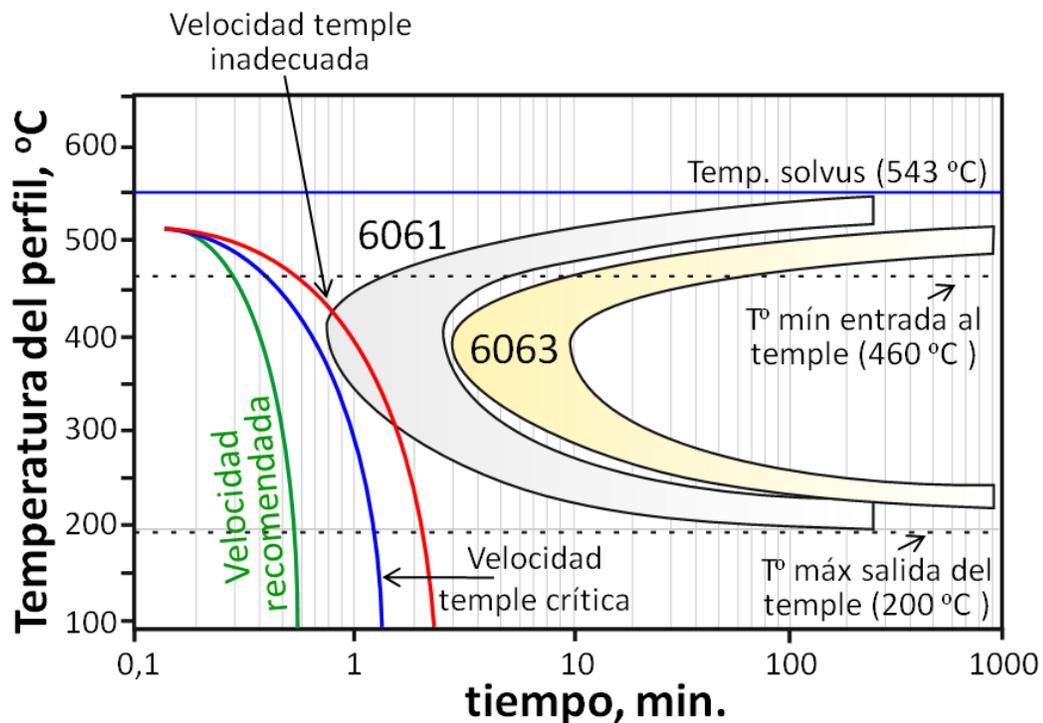
El aire quieto es el medio que proporciona las menores tasas de enfriamiento, pero aun así puede funcionar para aleaciones como las 6060 y 6063, hasta un espesor de la pared del perfil de aproximadamente 5 mm (Jenista, 2017). El aire quieto es el medio más económico y limpio de operar, solo hay que extruir el perfil y dejarlo enfriar para obtener propiedades del tipo «T5», el cual es un tratamiento térmico de envejecido estándar para estos tipos de aleaciones. A medida que el espesor de las paredes del perfil de dichas aleaciones se hace más grueso, es necesario enfriar con aire forzado (uso de ventiladores), el cual es el medio de temple más común para las

aleaciones diluidas. Si los perfiles son secciones sólidas con espesores mayores a 10 mm, el aire forzado ya no sería suficiente, por lo que se hace imprescindible utilizar una llovizna o neblina de agua (Heathcock, 2001). En algunos casos, el aire forzado podría usarse para enfriar ciertas aleaciones estructurales que posean espesores de pared muy finos,  $\leq 1\text{mm}$  (Jenista, 2017).

El sistema de enfriamiento de mayor eficacia es el rociado de agua a alta presión o de alta velocidad de impacto. En este sistema las gotas de agua que salen de las boquillas son aceleradas a una velocidad tan rápida que desplazan la barrera de vapor que rodea al perfil caliente y proporcionan la máxima velocidad de transferencia de calor disponible. Con este sistema se puede ajustar la velocidad de enfriamiento, se puede seleccionar la presión, se puede ajustar el flujo, seleccionar que boquillas estarán encendidas o apagadas, lo que da un control total del sistema. Se puede usar en perfiles estructurales de aleaciones como las 6061 o 6082 con espesores de paredes gruesas. La resistencia mecánica de estas aleaciones estructurales está fuertemente influenciada por la velocidad de enfriamiento.

La neblina o llovizna de gotas ultrafinas de agua, el rociado de agua con espray y el temple por inmersión proporcionan una tasa promedio de transferencia de calor mucho mayor que el sistema de aire forzado, pero están por debajo del sistema de rociado de agua a alta presión. La velocidad de enfriamiento proporcionada por la neblina de agua se aproxima al rociado de agua con espray. Con éste último sistema se puede ajustar la velocidad de enfriamiento de manera análoga al enfriamiento con rociado de agua a alta presión. En cuanto al temple por inmersión, este sistema está quedando rezagado en las nuevas prensas de extrusión debido a que no hay manera de tener control sobre la velocidad de enfriamiento del perfil sumergido en el agua. Aunque el sistema enfría bastante bien, realmente no se puede controlar la distorsión de la geometría del perfil.

En la figura 97 se muestra un diagrama de curvas C, en donde se han representado dos aleaciones totalmente diferentes, la 6063 que es una aleación diluida de baja resistencia y la aleación 6061 que es más aleada y de resistencia media. Se observa que la punta de la nariz de la aleación 6063 está desplazada 3 minutos dentro del diagrama, justo a 160 segundos detrás de la 6061 (ibid), lo que implica que existe suficiente tiempo como para poderla enfriar en aire quieto, dependiendo del espesor del perfil. Por otro lado, la nariz de la curva C de la aleación 6061 está desplazada solamente 40 segundos, el cual es el tiempo máximo que se tiene para enfriar el perfil.



**Figura 97. Diagrama de curvas C para las aleaciones 6063 y 6061 indicando tres velocidades diferentes de temple.** Tomado de Fourmann, J. (2017, Mayo). *Extrusion defects fundamentals and solutions for optimum finish*. Ponencia presentada en AEC-Finishing Workshop 2017, Columbus, OH.

Se sabe que la velocidad de enfriamiento debe ser lo suficientemente rápida para evitar tocar o atravesar la nariz del diagrama de curvas C. Si es lenta como el que se muestra en la figura 97 (la línea roja), para el caso de la aleación 6061, entonces el soluto empezará a salir descontroladamente de la solución sólida. Obsérvese que si bien la línea roja representa un enfriamiento inadecuado para la aleación 6061, para la 6063 sería todo lo contrario, el soluto no tendrá tiempo de escapar de solución, formando así una solución sólida sobresaturada, la cual es el objetivo del temple. Para lograr este mismo resultado en la aleación 6061, se requiere de una velocidad de temple mínima o crítica de 335 °C/min (línea azul), aunque en la práctica se recomienda una velocidad más segura de aproximadamente 670 °C/min (línea verde), (ibid).

En la tabla 8 se listan las velocidades recomendadas para efectuar el temple de algunas aleaciones seleccionadas de la serie 6000. Estas velocidades pueden duplicar a la rata de temple crítica o mínima. Se observa que las aleaciones más resistentes, como la 6061 y 6082, requieren un temple mucho más rápido para atrapar todo el soluto en solución. Como ya se ha mencionado, la escogencia final de la velocidad de temple va a depender del tipo de aleación, velocidad de extrusión, tamaño de la sección o perfil y de los equipos o sistemas de enfriamiento disponibles.

**Tabla 8. Velocidades de enfriamiento recomendadas para templar algunas aleaciones de la serie 6000**

<b>Aleación</b>	<b>Velocidad recomendada (°C/min)</b>
6063	133
6005	333 - 500
6061	> 670
6082	2.000 - 6.667

*Nota.* Datos tomados de Jenista, D. (2017, Septiembre). *Alloy and temper in 6xxx aluminum alloys: Achieving properties for structural extrusions* [Video conferencia en línea]. Disponible: <https://www.youtube.com/watch?v=MqnGSiNbgoo&feature=youtu.be> [Consulta: 2017, Septiembre 12].

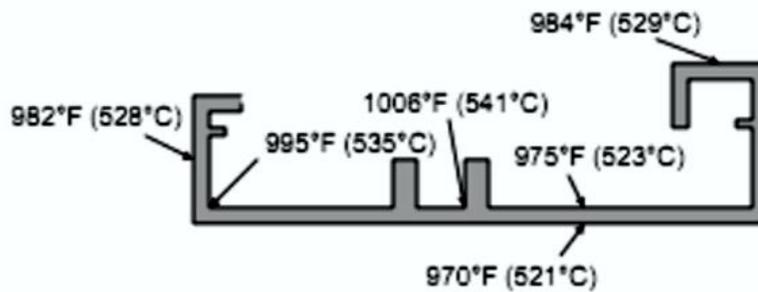
Aparte de la velocidad de enfriamiento que se escoja, la temperatura a la cual se inicia el temple (zona de entrada) y la temperatura a la que debe salir el perfil de la zona de temple, son las otras variables claves que se deben tomar en cuenta para poder ejecutar correctamente un temple. Según el diagrama de curvas C (ver Figura 97), el temple debe efectuarse antes de que la temperatura del perfil que sale de la matriz de extrusión alcance la nariz de la curva C, que en el caso de la aleación 6061 es de 460 °C, aunque se recomienda que este un poco por encima de ella (ibid). A pesar de que la temperatura indicada está por debajo de la línea de solvus de la aleación 6061 (temperatura de 543 °C en la figura 97), la aleación sigue permaneciendo en solución sólida, ya que hasta tanto no se toque la nariz o la primera línea de transformación de las curvas C, no se producirá ninguna precipitación o salida del soluto.

Según el tipo de aleación, existe entonces cierta flexibilidad para escoger la temperatura mínima apropiada de entrada al temple, o sistema de enfriamiento, de modo que la diferencia de temperatura resultante ( $\Delta T$ ), entre la temperatura del perfil a la salida de la prensa y el medio de enfriamiento empleado, no sea demasiada alta como para que ocasione una severa distorsión a la geometría del perfil, producto del fuerte choque térmico. La zona de entrada al temple es por lo tanto el lugar en donde se tiene la oportunidad para abordar cualquier problema de distorsión de la geometría del perfil, especialmente para los perfiles más complejos o más susceptibles a la distorsión.

Cuando el perfil sale muy caliente de la prensa de extrusión, su límite de fluencia a esa temperatura está un par de órdenes de magnitud por debajo del perfil completamente enfriado. A mayor sea la temperatura a la que emerge el perfil de la prensa, mayor será dicha diferencia y más blando es el metal en esas condiciones. Un material muy blando es más susceptible a posibles distorsiones. Al templar el perfil con una temperatura alta y una velocidad de enfriamiento muy rápida, el  $\Delta T$  generado será en consecuencia muy elevado y los esfuerzos mecánicos que se inducen

excederán el límite de fluencia que posee el perfil a la temperatura inicial de temple, ocasionando por lo tanto severas distorsiones a la geometría del perfil.

De modo que cuando la geometría de un perfil es muy susceptible a distorsiones, se debe escoger la menor temperatura posible para iniciar el temple, enfriar a la mínima velocidad permitida por la aleación y salir del sistema de temple a la máxima temperatura posible. Una velocidad muy alta de temple es muy buena para la obtención de excelentes propiedades mecánicas, pero es dañino para la geometría del perfil, además añade un costo adicional al proceso por la exigencia que se le impone al equipo o sistema de enfriamiento para efectuar dicho trabajo. En cuanto a la temperatura de salida del perfil de la zona de temple, la recomendación general es que el perfil debe enfriarse por debajo de 200 °C (ibid), verificando, según el espesor de las paredes del perfil, que el interior del mismo se encuentre también por debajo de 200 °C. Esto es debido a que en algunos perfiles, dependiendo de su geometría y complejidad, como el mostrado en la figura 98, la variación de temperatura en dos puntos diferentes de su superficie puede superar los 10 °C (Ingvorsen, s.f.). El hecho de enfriar un poco por debajo de 200 °C no representa ningún peligro para el objetivo del temple, ya que a esa temperatura no ocurre la precipitación del soluto, según se muestra en la figura 97. Además, el  $\Delta T$  se hace menos marcado en comparación a enfriar hasta la temperatura ambiente, lo que reduce los esfuerzos térmicos y la distorsión.



**Figura 98.** Esquema de una sección de un perfil complejo mostrando las variaciones de temperatura en diferentes puntos de la superficie del perfil. Tomado de Ingvorsen, J. (s.f.). *Closed loop isothermal extrusion* [Documento en línea]. Disponible: <http://www.optalex.com/Optalex/papers/ABSTRACT.pdf> [Consulta: 2018, Febrero 19].

## 2.8. Estirado de los perfiles

Para asegurar la rectitud y la geometría correcta de los productos extruidos, todos los perfiles que hayan sido templados deben someterse a un estirado controlado, normalmente entre 1 al 3%. La cantidad de alargamiento puede ajustarse para adaptarse a un producto en particular, dependiendo de una serie de factores, incluyendo la forma y el tamaño del perfil; dimensiones y complejidad; precisión requerida en la tolerancia y el acabado superficial.

El estiramiento de los perfiles alivia al material de los esfuerzos residuales o tensiones internas que se generan durante la extrusión. En el caso de aquellos perfiles que se someten a un anodizado duro, un porcentaje de alargamiento muy bajo puede causar un patrón de finas grietas sobre la superficie anodizada, algunas veces llamado grietas de contracción, como se muestra en la figura 99.



**Figura 99. Superficie de un perfil anodizado mostrando un patrón de finas grietas producto de un pobre estirado del perfil luego del temple.** Tomado de Hauge, T. (2014, Septiembre). *Influence of Al microstructure on hard anodising quality - profile material*. Ponencia presentada en The International Hard Anodizing Association 15th Technical Symposium, Ciudad de Nueva York.

Por otro lado, un exceso en el porcentaje de elongación a que es sometido el perfil, puede llevar a un defecto superficial conocido como «piel de naranja» (ver Figura 100), o puede resultar con dimensiones fuera de especificaciones. El defecto piel de naranja no se presenta exclusivamente por un exceso en el porcentaje de estirado. Otras potenciales causas que pueden favorecerlo son (Hauge, 2014): precalentamiento lento del tocho, temperatura de salida del perfil insuficiente para disolver las partículas de  $Mg_2Si$  o demasiada alta que favorece la recristalización superficial, una velocidad de temple insuficiente y finalmente una diferencia de temperatura muy baja entre el contenedor y el tocho.



**Figura 100. Defecto superficial conocido como piel de naranja.** Tomado de Comalco Smelting. (s.f.). *Comalco extrusión guides for 6000 serie alloys* [Documento en línea]. Disponible: <https://es.scribd.com/document/226601864/ Extrusion-guides-02> [Consulta: 2017, Julio 18].

Durante el estiramiento de los perfiles, también se genera un pequeño endurecimiento del material debido al trabajo de deformación plástica en frío aplicado (acritud), lo cual podría incrementar la dureza y la resistencia mecánica del perfil, la magnitud de la misma es función del porcentaje de alargamiento a que se sometió el material.

### ***2.9. Tratamiento de envejecido del perfil***

Una vez que los perfiles sean templados satisfactoriamente, estirados y cortados a la longitud final apropiada, se colocan en cestas y se introducen a un horno de tratamiento térmico para envejecerlos artificialmente. En algunas empresas, los perfiles son cortados y comercializados a una longitud final de 6,10 m. Lógicamente, la longitud de los perfiles nunca puede ser mayor a la longitud del horno de tratamiento térmico, por lo que el factor limitante de la longitud máxima de los perfiles es el horno.

El envejecido artificial tiene como función lograr las propiedades metalúrgicas deseadas, especialmente la dureza. Se sabe que a menor temperatura de envejecido y mayor el tiempo de retención de los perfiles en el horno, mayor será la resistencia mecánica de la aleación. Sin embargo, tiempos prolongados afectan la productividad del proceso, por lo que a menudo se llega a un compromiso eligiéndose una temperatura intermedia que no afecte la productividad y se logre las propiedades deseadas. Para el caso de las aleaciones de la serie 6000, las temperaturas de envejecido por lo general caen en el rango de 170 a 195 °C, con tiempos de mantenimiento entre 2 a 8 horas, dependiendo de la aleación y las propiedades mecánicas requeridas (Heathcock, 2001).

Los tipos de tratamientos térmicos más comunes que se le aplican a los perfiles se muestran en la tabla 9. Normalmente, la aleación 6063 recibe un tratamiento T5, a una temperatura promedio de  $180 \pm 5$  °C por 6 horas. Luego del envejecido, el material es inspeccionado usando un durómetro portátil o pinza Webster, para verificar la dureza obtenida durante el envejecido. El tratamiento T5 puede generar en perfiles envejecidos de la aleación 6063, una dureza que va de 9 a 13 Webster, mientras que un T6 daría una dureza entre 12 a 15 Webster. Para lograr un temple T6 en la aleación 6063, es necesario, por lo general, emplear una llovizna de agua como medio templante. Para las aleaciones más duras como la 6061, el tratamiento T6 generalmente se ejecuta a  $185 \pm 5$  °C por 6 horas, pudiendo alcanzar durezas que van de 14 a 17 Webster.

**Tabla 9. Descripción de los tratamientos térmicos más comunes que se aplican a los perfiles extruidos**

<b>Código</b>	<b>Descripción</b>
F	Perfil extruido y enfriado naturalmente. En estado bruto.
T4	Templado a la salida de la prensa, normalmente con aire forzado, y envejecido naturalmente (20 °C por 5-10 días). Se obtiene una dureza inestable que se incrementa con el tiempo hasta alcanzar un máximo. Se usa para seguir trabajando o conformando al perfil.
T5	Enfriado con aire a la salida de la prensa y envejecido artificialmente. Es un tratamiento térmico estándar para muchas aleaciones de la serie 6000.
T6	Tratamiento térmico de solución y envejecido artificialmente. El perfil es enfriado mucho más rápido que en T5. Se obtienen las máximas durezas. El perfil puede ser fácilmente maquinable.
T_510	Liberación de tensiones internas al perfil extruido mediante un estirado controlado. Se realiza luego de ser templado o enfriado.

*Nota.* Datos tomados de Aluminum Extruders Council. (2016, Febrero). The aluminum association, alloy and temper system [Presentación en línea]. Disponible: <http://www.aluminum.org/sites/default/files/AEC%20presentation%20160224.pdf> [Consulta: 2018, Enero 13].

Debido a que los perfiles se les somete a un estiramiento controlado después del temple, al tratamiento base (T5 o T6), se le agrega los dígitos 510, por ejemplo 6063-T5510, indicando que los perfiles fueron envejecidos con un tratamiento T5 y estirados entre el 1 al 3% para aliviar tensiones sin ningún otro enderezamiento mecánico adicional (ver Tabla 9).

Es muy importante que la temperatura y el tiempo de envejecido se mantengan dentro de un rango bien controlado, ya que es posible que no se alcancen las propiedades mecánicas deseadas si el material se subenvejece o sobreenvejece. Es necesario evitar fluctuaciones de temperatura de 10 °C o más entre las diferentes zonas del horno de envejecido, de lo contrario los perfiles presentarán propiedades mecánicas no uniformes debido a la variación de temperatura (Comalco Smelting, s.f.). La velocidad de calentamiento de la carga tampoco debe ser muy rápida para dar

tiempo a que todo el lote alcance una temperatura uniforme durante el ciclo de envejecido. Se recomienda un tiempo de calentamiento mayor a 30 minutos (ibid).

Por otro lado, se sabe también que las propiedades podrían ser deficientes debido a una mala práctica de homogeneizado (etapa de enfriamiento), un inadecuado precalentamiento del tocho, una operación de extrusión por debajo de la temperatura de solubilidad de la aleación y un temple fuera de especificaciones. Si alguna de las etapas fundamentales del proceso de fabricación del cilindro o del procesamiento de extrusión no se ejecutó apropiadamente, entonces las propiedades finales del producto extruido estarán por debajo de lo esperado.

## CONCLUSIONES

Las aleaciones de aluminio de la serie 6000 dominan el mercado mundial de cilindros para extrusión, fundamentalmente las 6060 y 6063, las cuales poseen una alta extrudabilidad y son ampliamente usadas en la industria de la construcción y edificación. Ellas son las aleaciones que más se producen dentro de las industrias básicas del aluminio de la región Guayana, las cuales para el año de 1997 podían satisfacer el mercado de unas 15 empresas de extrusión que existían en Venezuela.

Para extruir perfiles de alta calidad y máxima productividad, reduciendo al mínimo los desperdicios, es esencial que exista una estrecha correspondencia entre el fabricante del cilindro y el extrusor, ya que la calidad y el desempeño del producto final es una responsabilidad compartida entre ambas empresas. Cada etapa del proceso se ejecuta secuencialmente y es interdependiente de la otra, por lo que no hay oportunidad para regresar atrás en el proceso y corregir. De ahí que la calidad del producto final debe verse en forma integral, iniciando desde el metal líquido hasta el tratamiento térmico de envejecido, ejecutando cada etapa en concordancia con las especificaciones y buenas prácticas operativas.

Entre las consideraciones más importantes a tomar en cuenta en la fabricación de los cilindros para extrusión está el diseño químico de la aleación, el cual es función del uso final a que será destinado la aleación, el tratamiento del metal líquido, la tecnología del molde empleado y el control de las transformaciones de fases en el estado sólido.

El tratamiento del metal líquido exige un control estricto de las impurezas a través del desgasificado y filtrado de la aleación, así como la modificación de la estructura granular empleando para ello un inoculante apropiado que permita obtener un tamaño de grano pequeño y equiaxial que promueva un flujo uniforme de metal a

través de la matriz de extrusión. La tecnología del molde y los parámetros de colada que se establezcan influyen directamente en la calidad superficial y microestructural del cilindro solidificado. Las transformaciones de fases en el cilindro solidificado se llevan a cabo a través de un adecuado tratamiento de homogeneizado que transforma las partículas intermetálicas frágiles de  $\beta$ -AlFeSi en otra fase termodinámicamente más estable del tipo  $\alpha$ -AlFeSi, caracterizada por tener una morfología más redondeada y menos frágil que su antecesora, lo que mejora la extrudabilidad y calidad superficial del perfil extruido.

Un cilindro solidificado de alta calidad se caracteriza por presentar, en el caso particular de una aleación 6063, una superficie muy lisa, libre de irregularidades o marcas superficiales; un diámetro dentro de las tolerancias permitida de  $\pm 2$  mm; un espesor de la capa cortical menor a 0,13 mm; una zona de segregación inversa menor a 100  $\mu\text{m}$ ; un espaciamiento entre los brazos dendríticos secundarios menor a 50  $\mu\text{m}$ , una fracción de porosidades muy por debajo de 0,20%; una concentración de hidrógeno máxima de 0,17 ml/100 g metal; un nivel de inclusiones menor a 0,2  $\text{mm}^2/\text{kg}$  de aluminio filtrado y un tamaño de grano entre 70 a 150  $\mu\text{m}$ .

El proceso de homogeneizado prepara aún más al cilindro para la etapa de extrusión, mejorando la microestructura de colada al obtenerse un porcentaje de partículas transformada  $\alpha$ -AlFeSi mayor a 90%, con un grado de esferoidicidad por encima de 75%, restringiendo la precipitación de las partículas gruesas de  $\beta$ -Mg<sub>2</sub>Si con un tamaño mayor a 1  $\mu\text{m}$ , a un número menor de 100 partículas por cada 0,51  $\text{mm}^2$  de superficie de material homogeneizado. La longitud de todo el cilindro homogeneizado debe estar preferiblemente libre de cualquier curvatura, siendo la máxima permitida de 10mm/m, mientras que la rectitud en el corte de los extremos debe ser de  $90^\circ \pm 0,5^\circ$ .

Durante el proceso de extrusión el parámetro más crítico a controlar es la temperatura. En todo momento debe existir un sincronismo entre la temperatura de precalentamiento del tocho, la temperatura del revestimiento del contenedor, la matriz de extrusión, la velocidad de extrusión empleada y la temperatura de salida del perfil, de manera tal de poder garantizar que el producto extruido salga sin defectos y con la temperatura apropiada para efectuarle el temple. El producto acabado tendrá la calidad y propiedades deseadas por el cliente solamente si cada una de las etapas fundamentales del proceso de fabricación del cilindro y del procesamiento de extrusión se ejecuta apropiadamente de acuerdo a los parámetros operativos establecidos para cada aleación.

## RECOMENDACIONES

Divulgar este trabajo a todas aquellas empresas del aluminio a nivel nacional dedicadas a la fabricación y procesamiento del cilindro de aluminio, de tal forma que pueda ser utilizado a nivel industrial como fuente de información para la capacitación y entrenamiento del capital humano y a la vez sirva como estrategia para potenciar la articulación Universidad - Empresa.

Utilizar este trabajo como texto complementario en la carrera de Ingeniería Industrial o Ingeniería de Materiales, tanto a nivel de pregrado como postgrado, para profundizar en el tema de fabricación de cilindros de aluminio y su proceso de extrusión, en asignaturas como procesos de manufactura, metalurgia mecánica u otras afines.

Para futuros trabajos de ascenso del tipo monográfico en el área de las aleaciones de aluminio, se sugiere cubrir el tema de fabricación de planchones de la aleación de aluminio 3003 y su procesamiento en láminas metálicas de excelente calidad a través del proceso de laminación. Esta aleación es muy producida en la empresa Alcasa en donde se transforma en bobinas de aluminio.

Dada la situación actual por la que atraviesa el país, en donde es cada vez más difícil preservar el capital humano altamente capacitado y entrenado de las empresas, es oportuno para que la Universidad, a través del Centro Internacional de Actualización Profesional (Ciap), incursione dentro de esta área en particular, tomando este trabajo como material base para compartirlo e impartirlo a la nueva generación de profesionales a través de sus programas formativos, de modo que todo el esfuerzo realizado en la ejecución de este trabajo no quede impreso solo en el papel, sino que se irradie en beneficio de la productividad y competitividad de las empresas.

## REFERENCIAS

- ABB. (2004). *Analyze PoDFA: Inclusion identification and quantification analysis* [Panfleto en línea]. Disponible: <https://library.e.abb.com/public/19d9a96785bbb22b85257bf1006b4c7f/PoDFA%20Brochure.pdf> [Consulta: 2017, Diciembre 14]
- ABB. (s.f.). *Al-EMS electromagnetic stirring solutions improving aluminum furnace performance*. [Folleto en línea]. Disponible: [https://library.e.abb.com/public/27c218312ebf45ddb1c3d035363d350c/ABB\\_Al\\_EMS\\_Rev2\\_HR.pdf](https://library.e.abb.com/public/27c218312ebf45ddb1c3d035363d350c/ABB_Al_EMS_Rev2_HR.pdf) [Consulta: 2018, Marzo 24]
- Alcircle. (2018). *Interviews* [Entrevista en línea]. Disponible: <https://bit.ly/2IBu68t> [Consulta: 2017, Octubre 20]
- ALFED. (s.f.). *UK aluminium industry fact sheet 9: Aluminium extrusions* [Folleto en línea]. Disponible: <http://www.alfed.org.uk/files/Fact%20sheets/9-aluminium-extrusion.pdf> [Consulta: 2018, Enero 10].
- Almex. (2003). *Almex sets world record with its 52 inch billet mold technology* [Información en línea]. Disponible: <http://www.almexusa.com/news/press-release-082013/> [Consulta: 2017, Agosto 02]
- Almex. (2014). *LARS - Almex USA's liquid aluminum refining system* [Video en línea]. Disponible: [https://www.youtube.com/watch?v=nl6\\_SkFByrk](https://www.youtube.com/watch?v=nl6_SkFByrk) [Consulta: 2017, Octubre 20]
- Al-Rais, M. (1995). *Effects of hydrogen in an aluminium-magnesium-silicon alloy during the production of extrusion ingots* [Versión completa en línea]. Tesis de PhD, Brunel University London. Disponible: <http://bura.brunel.ac.uk/handle/2438/5020> [Consulta: 2017, Noviembre 04]
- Aluminum Extruders Council. (2016, Febrero). *The aluminum association, alloy and temper system* [Presentación en línea]. Disponible: <http://www.aluminum.org/sites/default/files/AEC%20presentation%20160224.pdf> [Consulta: 2018, Enero 13]

- Annenkoff, A. (1988). Relative influence of the different steps of the billet fabrication on the productivity and quality of extrusions. *Proceedings of the 4th Intl. Aluminum Extrusion Technology Seminar, 1*, 97-101.
- Asensio-Lozano, J., Suárez-Peña, B. y Vander Voot, G. F. (2014). Effect of processing steps on the mechanical properties and surface appearance of 6063 aluminium extruded products. *Materials 2014, 7*, 4224-4242.
- Barry, W. (1984). Rationalization of structural aluminum-magnesium-silicide extrusion alloys. *Proceedings of the 3rd Intl. Aluminum Extrusion Technology Seminar, 1*, 7-15.
- Barry, W. G. y Hains, R. W. (1977). Current and new AA6000 series extrusion alloys. *Proceedings of the 2nd Intl. Aluminum Extrusion Technology Seminar, 1*, 271-284.
- Bauser, M., Sauer, G. y Siegert, K. (2006). *Extrusion* (2a. ed.). Materials Park, OH: ASM International.
- Beck, Y. (2015, Agosto). Adding value to the UK extrusión market. *Aluminium International Today: The journal of aluminium production and processing*, 27(4), 31-32 [Revista en línea]. Disponible: [https://issuu.com/quartzmetals/docs/ait\\_\\_july\\_\\_august\\_2015](https://issuu.com/quartzmetals/docs/ait__july__august_2015) [Consulta: 2017, Noviembre 22]
- Belco Industries. (s.f.). *Billet & log feed systems* [Documento en línea]. Disponible: <http://pressmaintmanual.com/files/52490260.pdf> [Consulta: 2018, Enero 19]
- Belov, N. A., Eskin, D. y Aksenov, A. (2005). *Multicomponent phase diagrams: applications for commercial aluminium alloys*. Amsterdam: Elsevier Science Technology.
- Bichsel, H., Ried, A. y Langenweger, J. (1981). Metallographic investigation of the influence of small additions of manganese to AlMgSi0.5 alloys. *Aluminium*, 57(12), 787-791.
- Boon, A., Izquier, T., Zorrilla, A., Bell, A., Azcarate, J., Freites, A y Figueroa, E. (1999, Noviembre). *Control de la calidad y parámetros del proceso de*

- fabricación de lingotes para extrusión*. Ponencia Presentada en el Primer Simposio de Aleaciones de Aluminio Serie 6000 para Extrusión, organizado por CAVSA, Ciudad Guayana.
- Cameron, S. (1999, Enero). *Taller de Usuarios de Wagstaff 1999*. Valencia, Estado Carabobo.
- Campbell, J. (1997, Agosto). *Casting and solidification of aluminium and aluminium alloys*. Ponencia presentada en 4<sup>th</sup> Intl. Summer School on Aluminium Alloy Technology, Trondheim, Noruega.
- Centro de Investigación Aplicada de CVG Alcasa. (s.f). *Proyecto de caracterización de aleaciones de aluminio Alcasa*. Ciudad Guayana: Grupo Corporativo de Investigación y Desarrollo Alcasa-Venalum.
- Clode, M. P. (1987). *The origin of defects during Al-Mg-Si extrusion*. Tesis de PhD no publicada, University of London, Londres.
- COE. (s.f). *Extrusion and drawing IME 240/340* [Documento en línea]. Disponible: <https://personal.egr.uri.edu/vms/ISE%20240/Extrusion%20Drawing-2.pdf> [Consulta: 2018, Febrero 12]
- COFI Spa. (2006, Mayo). *Hornos industriales de tratamiento térmicos*. Ponencia presentada en Conferencia de Aluminio, Caracas.
- Chen, A., Rosario, A. y Tozier, M. (2014, Marzo). *Aluminum extrusion design and the role it plays in high performance cooling solutions* [Presentación en línea]. Disponible: <https://www.designworldonline.com/webinar-aluminum-extrusion-design-role-plays-high-performance-cooling-solutions/> [Consulta: 2018, Febrero 12]
- Chu, M. G. (2002). Grain refining of commercial aluminum wrought alloys. *Proceedings of the Technical Sessions Presented by the TMS Aluminum Committee at the 131<sup>st</sup> TMS Annual Meeting, 1*, 899-907.

- Comalco Smelting. (s.f.). *Comalco extrusión guides for 6000 serie alloys* [Documento en línea]. Disponible: <https://es.scribd.com/document/226601864/Extrusion-guides-02> [Consulta: 2017, Julio 18]
- Conserva, M., Donzelli, G. y Trippodo, R. (1992). *Aluminim and its application*. Brescia, Italia: Edimet.
- Conti, C. y Netter, P. (1992). Deep filtration of liquid metals: Application of a simplified model based on the limiting trajectory method. *Separations Technology*, 2(1), 46-56.
- Cooper, P y Detomi, A. (1999, Noviembre). *Refinador de granos*. Ponencia Presentada en el Primer Simposio de Aleaciones de Aluminio Serie 6000 para Extrusión, organizado por CAVSA, Ciudad Guayana.
- Cuba, I. y Torres, M. (1998). *Caracterización metalúrgica de las aleaciones 6060-14 y 6063-32*. Tesis de pregrado no publicada, Universidad Nacional Experimental Antonio José de Sucre, Vicerrectorado Puerto Ordaz, Ciudad Guayana.
- CVG Alcasa. (1999, Noviembre). *Exhibición de muestras de cilindros* [Fotografía tomada por W. Romero]. En Primer Simposio de Aleaciones de Aluminio Serie 6000 para Extrusión, organizado por CAVSA, Ciudad Guayana.
- Devadas, C., Musulin, Y. y Celliers, O. (1992). Prediction of the microstructure of DC cast 6063 billets and its effect on extrusion processes. *Proceedings of the 5th Intl. Aluminum Extrusion Technology Seminar*, 1, 121-128.
- DIAC. (1997). *Aluminium extrusion plants of the world*. Bonn, Alemania: Autor
- Diaz, Y., Tosta, A. R. y Orsetti, P. (1998). Cambios microestructurales en la aleación 6063 durante el homogeneizado. *Universidad, Ciencia y Tecnología*, 2(7), 29-34.
- DEU. (2015). *Aluminium technologies* [Presentación en línea]. Disponible: <http://web.deu.edu.tr/metalarjimalzeme/pdf/MME5059aluminium-technologies/ALUMINIUMTECHNOLOGIES-week10.pdf> [Consulta: 2017, Julio 12]

- Easley, M. (2009, Octubre). *SEM/EDS analyses - MI metals, extruded alloy 6063 samples made with Venelum metal*. New Kensington, PA: Alloy Technology and Material Research.
- Echavarría, A. y Adriano Orrego, G. (2010). *Metalurgia básica de algunas aleaciones de aluminio extruidas o laminadas* [Artículo en línea]. Disponible: <https://es.scribd.com/doc/105364384/METALURGIA-BASICA-DE-ALGUNAS-ALEACIONES-DE-ALUMINIO-EXTRUIDAS> [Consulta: 2018, Marzo 01]
- Eskin, D. G., Zuidema, J., Savran, V. I, y Katgerman, L. (2004). Structure formation and macrosegregation under different process conditions during DC casting. *Materials Science and Engineering, A384(1-2)*, 232–244.
- European Aluminium Association. (2015). *The aluminium automotive manual* [Folleto en línea]. Disponible: [https://www.european-aluminium.eu/media/1514/1-introduction\\_2015.pdf](https://www.european-aluminium.eu/media/1514/1-introduction_2015.pdf) [Consulta: 2017, Diciembre 20]
- Evertsson, L. (2011, Diciembre). *Ingot quality of six casts of alloy 6063 from CVG Venalum* (Proyecto No. U11-0899). Finspaang, Suecia: Sapa Technology. (Technical memo: D11-0684)
- Klöpfer, C. (s.f.). *Boron nitride - solutions for aluminum extrusion* [Artículo en línea]. Disponible: <http://hetpan.net/3m%20images%20&%20pdf/solutions-for-aluminum-extrusion.pdf> [Consulta: 2018, Marzo 01]
- Kumar, S., Grant, P. S. y O'Reilly, K. A. (2016). Evolution of Fe bearing intermetallics during DC casting and homogenisation of an Al-Mg-Si Al alloy. *Metallurgical and Materials Transaction A*, 47, 3000-3014.
- Flemings, M. C. (1974). *Solidification processing*. USA: McGraw-Hill.
- Forcato, A. (2016). *Tratamiento del aluminio líquido* [Documento en línea]. Disponible: <https://bit.ly/2qPnXOH> [Consulta: 2017, Febrero 13]

- Fourmann, J. (2017, Mayo). *Extrusion defects fundamentals and solutions for optimum finish*. Ponencia presentada en AEC-Finishing Workshop 2017, Columbus, OH.
- Gariepy, B. y Caron, Y. (1991). Investigation in the effects of casting parameters on the extent of centerline macrosegregation in DC cast sheet ingots. *Proceedings of the Technical Sessions Presented by the TMS Light Metals Committee at the 120th TMS Annual Meeting, 1*, 961-71.
- Glenn, A. M., Russo, S. P. y Paterson, P. J. K. (2003). The effect of grain refining on macrosegregation and dendrite arm spacing of direct chill cast AA5182. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 34A, 1513–1523.
- Granco Clark. (s.f.). *Hot-jet log & billet furnace* [Folleto en línea]. Disponible: [https://www.grancoclark.com/media/uploads/pdf/granco\\_clark\\_hot\\_jet\\_furnace.pdf](https://www.grancoclark.com/media/uploads/pdf/granco_clark_hot_jet_furnace.pdf) [Consulta: 2018, Febrero 19]
- Grayson, J. (2014). Forced circulation can improve furnace performance and efficiency. *Aluminium International Today: The journal of aluminium production and processing. 2014 highlights*, (1), 13-14 [Revista en línea], Disponible: [https://issuu.com/quartzmetals/docs/aluminium\\_international\\_today\\_highl\\_e5e6dbcaf5e415](https://issuu.com/quartzmetals/docs/aluminium_international_today_highl_e5e6dbcaf5e415) [Consulta: 2017, Noviembre 22]
- Greenwood, G. W. (1969). *Mechanism of phase transformations in crystalline solids*. Manchester, Inglaterra: Institute of Metals.
- Gulloti, D. V., Crane, J. y Setzer, W. C. (1977). Isothermal transformation characteristics of several 6xxx series alloys. *Proceedings of the 2nd Intl. Seminar on Aluminum Extrusion Technology, 1*, 297-301.
- Hatch, J. (1993). *Aluminum: Properties and physical metallurgy*. Materials Park, OH: ASM International.
- Hauge, T. (2014, Septiembre). *Influence of Al microstructure on hard anodising quality - profile material*. Ponencia presentada en The International Hard Anodizing Association 15th Technical Symposium, Ciudad de Nueva York.

- Heathcock, C. J. (2001). *The selection, processing and application of 6000 series aluminium extrusion alloys* (Reporte técnico No. 6). Australia: Comalco Smelting. (ABN 51009679127)
- Heathcock, C. J., Cooke, J. D. y Nugent, S. A. (1988). Developments in 6000 series alloy billet technology. *Proceedings of the 4th Intl. Aluminum Extrusion Technology Seminar, 1*, 85-89.
- Hewitt, P. (1986). *Second phase dissolution in aluminium alloys*. Tesis de PhD no publicada. University of London. England.
- Industrial Extrusión Machinery. (s.f.). *Extrusion process* [Información en línea]. Disponible: [http://www.industrialextrusionmachinery.com/extrusion\\_process.html](http://www.industrialextrusionmachinery.com/extrusion_process.html) [Consulta: 2018, Marzo 01]
- Ingvorsen, J. (s.f.). *Closed loop isothermal extrusion* [Documento en línea]. Disponible: <http://www.optalex.com/Optalex/papers/ABSTRACT.pdf> [Consulta: 2018, Febrero 19]
- Jacobs, M. H. (1999). *Precipitation hardening (TALAT lecture 1204)* [Documento en línea]. Disponible: <http://core.materials.ac.uk/repository/ea/talat/1204.pdf> [Consulta: 2017, Julio 10]
- Jaradeh, M. M. (2006). *The Effect of processing parameters and alloy composition on the microstructure formation and quality of DC cast aluminum alloys* [Versión completa en línea]. Tesis de PhD, KTH-Royal Institute of Technology. Disponible: <http://kth.diva-portal.org/smash/get/diva2:11229/FULLTEXT01.pdf> [Consulta: 2017, Noviembre 10]
- Jaradeh, M. y Carlberg, T. (2007). Method developed for quantitative assessment of inclusions in aluminium billets. *Proceedings of Technical Sessions presented by the TMS Aluminum Committee at the TMS 2007 Annual Meeting & Exhibition, 1*, 679-684.
- Jaradeh, M .M., y Carlberg, T. (2012). Analysis of distribution of nonmetallic inclusions in aluminum DC-cast billets and slabs. *Metallurgical and Materials Transactions, 43B*, 82-91.

- Jenista, D. (2017, Septiembre). *Alloy and temper in 6xxx aluminum alloys: Achieving properties for structural extrusions* [Video conferencia en línea]. Disponible: <https://www.youtube.com/watch?v=MqnGSiNbgo0&feature=youtu.be> [Consulta: 2017, Septiembre 12]
- Jiménez, I. (2003). *Estudio de las causas de pérdidas por fusión en los hornos de retención de la sala de colada de la empresa CVG Venalum*. Tesis de pregrado no publicada, Universidad Nacional Experimental Antonio José de Sucre, Vicerectorado Puerto Ordaz, Ciudad Guayana.
- Kalpakjian, S. y Schmid, S. R. (2008). *Manufactura, ingeniería y tecnología* (5a. ed.). México: Pearson Educación
- Kessler, O., Borgen, R. Von, Hoffmann, F. y Zoch, H. D. (2006). Continuous cooling transformation (CCT) diagram of aluminum alloy Al-4.5Zn-1Mg. *Materials Science Forum*, 519-521, 1467-1472.
- King, F. (2008, Abril). *Trends in the aluminium industry, implications for metal supply*. Ponencia presentada en Metals for the Aerospace Industry, Barcelona, España.
- Kubaschewski, O., Cibula, A. y Moore, D. C. (1970). *Gases and metals*. London: American Elsevier for the Metals and Metallurgy Trust.
- Kuijpers, N. C. W. (2004). *Kinetics of the  $\beta$ -AlFeSi to  $\alpha$ -Al(FeMn)Si transformation in Al-Mg-Si alloys* [Versión completa en línea]. Tesis de PhD, University Delft. Disponible: <https://repository.tudelft.nl/islandora/object/uuid:77f36876-b0d4-4a35-a9b5-7bac8c5572c5/datastream/OBJ/download> [Consulta: 2017, Noviembre 04]
- Kuijpers, N. C. W., Vermolen, F. J., Vuik, C. y Zwaag, S. Van der. (2004). Predicting the effect of alloy composition on the intermetallic phase transformation kinetics in 6XXX extrusion alloys. *Proceedings of the 9th Intl. Conference on Aluminium Alloys, I*, 1114-1119.
- Kuijpers, N. C. W., Vermolen, F. J., Vuik, C., Koenigs, P.T.G., Nilsen, K. E. y Zwaag, S. Van der. (2005). The dependence of the  $\alpha$ -AlFeSi to  $\beta$ -Al(FeMn)Si

transformation kinetics in Al-Mg-Si alloys on the alloying elements. *Materials Science and Engineering A*, 394, 9-19.

Langerwageges, J. (s.f.). *Correlations between metallurgical aspects and homogenizing conditions in continuous operated homogenizing furnaces for AlMgSi0.5 billets* (Profilex study NR, C C8890). Austria: Profilex Ag. Consulting.

López, J. (1999). *Informe de auditoría técnica realizada por Hydro Aluminium*. Ciudad Guayana: CVG Venalum. (Informe GID-027/99)

Maggs, S. J. (1996). *Intermetallic phase selection in dilute Al-Fe-Si alloys* [Versión completa en línea]. Tesis de PhD, University of Leeds, School of Materials. Disponible: [http://etheses.whiterose.ac.uk/4711/1/uk\\_bl\\_ethos\\_394317.pdf](http://etheses.whiterose.ac.uk/4711/1/uk_bl_ethos_394317.pdf) [Consulta: 2018, Febrero 01]

McCartney, D. G. (1989). Grain refining of aluminium and its alloys using inoculants. *International Materials Reviews*, 34, 247-260.

Meng, C. (2010). *Effect of preheating condition on strength of AA6060 aluminium alloy for extrusion*. Tesis de Maestría no publicada, School of Engineering, Auckland University of Technology, Auckland, Nueva Zelanda.

Minoda, T., Hayakawa, H. y Yoshida, H. (1998). The quantitative analysis of  $\alpha$ -AlFeSi ratio in a 6063 aluminum alloy billet by x-ray diffraction. *Proceedings of the 6th Intl. Conference on Aluminum Alloys*, 1, 339-344.

Mulazimoglu, M. H., Zaluska, A., Gruzleski, J. E. y Paray, F. (1996). Electron microscope study of Al-Fe-Si intermetallics in 6201 aluminum alloy. *Metall. Mater. Trans. A*, 27, 929-936.

Nadella, R., Eskin, D. y Katgerman, L. (2006). Role of grain refining in macrosegregation upon direct chill casting of AA2024 round billet. *Materials Science Forum*, 519-521, 1841-1846.

- Nagaumi, H. (2001). Prediction of porosity contents and examination of porosity formation in Al-4.4%Mg DC slab. *Science and Technology of Advanced Materials*, 2(1), 49-57.
- Neff, D. (1988). Improving extrusion quality through molten metal degassing and filtration. *Proceedings of the 4th Intl. Aluminum Extrusion Technology Seminar*, 1, 55-60.
- Neff, D. V. (2000). Aluminum melts treatment and casting. *Proceedings of Technical Sessions presented by the TMS Aluminum Committee at the 129th TMS Annual Meeting*, 1, 197-211.
- Online Materials Information Resource. (s.f.). [Página Web en línea]. Disponible: <http://www.matweb.com/search/CompositionSearch.aspx> [Consulta: 2017, Diciembre 12]
- Orsetti, P. L., Cuba, I. y Torres, M. (1999, Noviembre). *Microestructura de las aleaciones 6063-32 y 6060-14 producidas en Venalum*. Ponencia Presentada en el Primer Simposio de Aleaciones de Aluminio Serie 6000 para Extrusión, organizado por CAVSA, Ciudad Guayana.
- Parson, N. C., Hankin, J. D. y Hicklin, K. P. (2002). *Al-Mg-Si alloy with good extrusion* [Patente en línea]. Disponible: <https://patentimages.storage.googleapis.com/0c/5e/e3/7958f00f2f9bb5/US6440359.pdf> [Consulta: 2018, Febrero 13]
- Pavoni, M. (2010, Agosto). Trends and technology solutions for aluminium processing. *Aluminium International Today*, 22(4), 4-7.
- Polmear, I. (2006). *Light alloys* (4a. ed.). Amsterdam: Butterworth-Heinemann.
- Pyrotek. (s.f.). *Sivex applications guidelines* [Folleto en línea]. Disponible: <https://www.pyrotek.com/DeliverFile/e8949c2cdcf637e617f6ea2fcdb28d09> [Consulta: 2017, Diciembre 18]
- Pyrotek. (s.f.). *Wagstaff* [Hoja informativa en línea]. Disponible: [http://www.pyrotek.co.jp/products6\\_1.html](http://www.pyrotek.co.jp/products6_1.html) [Consulta: 2017, Octubre 11]

- Qatalum. (2012). *Picture gallery* [Foto en línea]. Disponible <https://www.qatalum.com/Media/Pages/Picture.aspx> [Consulta: 2012, Noviembre 18]
- Reed, R. (1988). Pouring the heat to aluminum (Heat absorption by liquid aluminum). *Handbook Supplement 2203*, 4-85.
- Reiso, O. (1984). The Effect of Composition and homogenization treatment on extrudability of AlMgSi alloys. *Proceedings of the 3rd Intl. Aluminum Extrusion Technology Seminar, 1*, 31-40.
- Reiso, O. R. (1995). The effect of homogenization treatment on the microstructure properties of aluminium extrusión ingots. *Deutsche Gesellschaft fur Metalkunde, Germany*, 199-208.
- Reiso, O. (1997, Agosto). *Casting and solidification of aluminium and aluminium alloys*. Ponencia presentada en el 4th Intl. Summer School on Aluminium Alloy Technology, Trondheim, Norway.
- Reiso, O. (2004). Extrusion of AlMgSi alloys. *Materials Forum*, 28, 32-46.
- Ren-Guo, G. y Tie, D. (2017). A Review on grain refinement of aluminum alloys: progresses, challenges and prospects. *Acta Metallurgica Sinica* [Revista en línea], 30(5), 409-432. Disponible: <http://www.amse.org.cn/article/2017/1006-7191/1006-7191-30-5-409.shtml> [Consulta: 2017, Noviembre 22]
- Rendón, J. (1995). *Estudio de propiedades mecánicas y microestructuras en cilindros de aluminio comercial aleación 6063 sometidas a diferentes regímenes del tratamiento térmico de homogeneización*. Tesis de Maestría no publicada, Universidad Nacional Experimental de Guayana, Ciudad Guayana.
- Robbins, P. y Chun Chien, K. [2014, Diciembre]. The extrusion press container: Thermal stability of the liner not uniformity of the container mantle. *Light Metal Age*, 72(6), 36-39.
- Romero, W. (1990). *Logística de carga y fusión del aluminio*. Ciudad Guayana: CVG Venalum. (GG-PLA-DV-I&D.I-TEC-9003)

- Romero, W. (2009). *Estrategias para incrementar la ganancia neta de la empresa*. Ciudad Guayana: CVG Venalum. (Informe GID-IT-09/007)
- Riverin, G., Tardy-Berger, N., L'Heureux, S., Simard, M. y Torman, M. (2015). Compact casthouse: New high productivity arrangement for small ingots production in Kitimat. *Aluminium International today*, 27(6), 23-25.
- Saha, P. K. (2000). *Aluminum extrusion technology*. Materials Park, OH: ASM International.
- Sanders, R. Jr. (2010, Septiembre). *Thermal treatments during processing aluminum extrusion alloys* [Presentación en línea]. Disponible: <http://passthrough.fw-notify.net/static/786933/downloader.html> [Consulta: 2017, Julio 25]
- Sekiguchi, T., Mitamura, R. y Fukuda, S. (1981). Forgeability of cast bar made by new hot top continuous casting process. *Proceedings of Technical Sessions Sponsored by the TMS Light Metals Committee at the 110th AIME Annual Meeting, 1*, 871-883.
- Scacca613. (2013). *Presezzi extrusion 2000 Ton 7" press 11.5 sec dead time with burp cycle* [Video en línea]. Disponible: <https://www.youtube.com/watch?v=KZwxxgKb6EA> [Consulta: 2018, Febrero 01]
- Simensen, C. y Berg, G. (1980). A survey of inclusions in aluminum. *Aluminum*, 56(5), 335-338.
- Schneider, W. (2002). D.C. Casting of aluminium alloys - past, present and future. *Proceedings of Technical Sessions Presented by the TMS Aluminum Committee at the 131<sup>st</sup> TMS Annual Meeting, 1*, 842-820.
- SGE. (s.f.). Hot log shear [Fotografía en línea]. Disponible: <http://www.sge.co.th/en/maketoorders/18-hot-log-shear> [Consulta: 2018, Febrero 18]
- Sweet, E. D., Charles, E. S. y Couper, M. J. (2004). The effect of Fe and Mn content on coarse grain formation during homogenisation of 6000 series alloys. *Proceedings of the 9th Intl. Conference on Aluminium Alloys, 1*, 1198-1203.

- The Aluminum Association. (2015, Enero). *International alloy designations and chemical composition limits for wrought aluminum and wrought aluminum alloys* [Documento en línea]. Disponible: [http://www.aluminum.org/sites/default/files/TEAL\\_1\\_OL\\_2015.pdf](http://www.aluminum.org/sites/default/files/TEAL_1_OL_2015.pdf) [Consulta: 2017, Octubre 22]
- The Aluminum Source. (s.f.). *Aluminum alloys* [Información en línea]. Disponible: <http://www.thealuminumsource.com/tech/alloys.htm> [Consulta: 2017, Octubre 19]
- Traenkner, F. O. (1977). Factors affecting the physical characteristics of aluminum magnesium silicon alloy extrusions. *Proceedings of the 2nd Intl. Aluminum Extrusion Technology Seminar, 1*, 339-347.
- Valles, A., Orsetti Rossi, P. I., Diaz, Y. y Tosta, R. (1998). Homogenising of 6063 alloy. *Proceedings of the 6th Intl. conference on aluminum alloys, 4*, 2123-2128.
- Villalobos, A., Izquier, T. y Avarullo, L. (1999, Noviembre). *Parámetros y características del homogeneizado y corte de los cilindros para extrusión de la aleación de aluminio 6063 de Venalum*. Ponencia Presentada en el Primer Simposio de Aleaciones de Aluminio Serie 6000 para Extrusión, organizado por CAVSA, Ciudad Guayana.
- Villalobos, A. y Romero, W. (2002). *Determinación del diámetro real de los cilindros de 7" de la aleación 6063*. Ciudad Guayana: CVG Venalum. (Informe GID-IT-02/016)
- VOSB. (s.f.). *Basic metallurgy: 6000 series extrusion alloys* [Documento en línea]. Disponible: <http://www.vosbltd.com/site/wp-content/uploads/2015/10/extrusion-basic-metallurgy.pdf> [Consulta: 2017, Noviembre 18]
- Wagstaff. (s.f.). [Página Web en línea]. Disponible: <http://wagstaffat.com/OffNav/WagstaffAT/StyleGuide/Product-Detail.htm> [Consulta: 2017, Diciembre 14]
- Waite, P. (2002). A technical perspective on molten aluminum processing. *Proceedings of the Technical Sessions Presented by the TMS Aluminum Committee at the 131<sup>st</sup> TMS Annual Meeting, 1*, 845-852.

- Wang, X. (1998, Enero). *Microstructural analysis results on Alcasa alloy samples* (Proyecto 2235). Muscle Shoals, Al: Reynolds Metals Company, Smelter Technology Laboratory.
- Weaver, C. H. (1988). Consistency via quality control and comparative evaluations. *Proceedings of the 4th Intl. Aluminum Extrusion Technology Seminar, 2*, 385-389.
- Westengen, H. (1982). Formation of intermetallic compounds during DC casting of a commercial purity Al-Fe-Si alloy. *Z. Metallkd*, 73, 360-368.
- Whatnotmedia. (s.f.). (s.t) [Simulación en línea]. Disponible: <https://www.youtube.com/watch?v=k-Gqwajh4OU> [Consulta: 2017, Octubre 22]
- Woodward, R. (1994). *Aluminium Extrusion: Alloys, Shapes and Properties (TALAT Lecture 1302)* [Documento en línea]. Disponible: <http://core.materials.ac.uk/repository/ea/talat/1302.pdf> [Consulta: 2017, Julio 10]
- Yuan, Q. (2003). Experimental research on purification of molten aluminum through electromagnetic field. *Yunnan Metallurgy*, 32, 106-108.
- Zajac, S., Gullman, L., Johansson, A. y Bengtsson, B. (1996). Hot ductility of some Al-Mg-Si alloys. *Materials Science Forum*, 217-222, 1193-1198.
- Zajac, S., Hutchinson, B., Johansson, A. y Gullman, L. O. (1994). Microstructure control and extrudability of Al-Mg-Si alloys microalloyed with manganese. *Materials Science and Technology*, 10, 323-333.
- Zhu, H., Couper, M. J. y Dahle, A. K. (2011, Noviembre). Effect of process variables on Mg-Si particles and extrudability of 6xxx series aluminum extrusions. *JOM*, 63(11), 66-71.

## GLOSARIO

**Acritud:** es el endurecimiento de la aleación producto de la deformación plástica en frío a que es sometido el material.

**Agrietamiento en caliente:** susceptibilidad que tienen algunas aleaciones a agrietarse durante el enfriamiento justo antes de llegar a la temperatura de solidificación.

**Aluminum Association:** Es una organización norteamericana que se encarga de proporcionar estándares y especificaciones para la industria del aluminio. Las designaciones de las aleaciones de aluminio y sus tratamientos térmicos son reguladas por esta entidad.

**Anodizado:** es un proceso electroquímico que incrementa el espesor de la capa de óxido natural de la superficie del perfil. Esto mejora la resistencia a la corrosión de la aleación y debido a que puede colorarse con tintas le confiere a la superficie un aspecto decorativo.

**Celda electrolítica:** es una celda de reducción en donde la alúmina disuelta en la criolita fundida es reducida a aluminio metálico, el cual es luego transportado en crisoles a la sala de colada.

**C<sub>p</sub>k:** es un índice que se utiliza para evaluar si un sistema es estadísticamente capaz de cumplir un conjunto de especificaciones o requisitos. Se caracteriza por tener en cuenta el centro de los datos relativos a las especificaciones, así como la dispersión o variabilidad en el proceso.

**Descarte:** es la última porción del tocho en el contenedor de la prensa de extrusión que se elimina antes de ser extruido. En Venezuela recibe popularmente el nombre de “arepa”.

**Deformación real:** es una alternativa para medir el cambio de forma que sufre un material al someterlo a esfuerzos mecánicos, usando para ello las áreas o longitudes instantáneas. En el caso de un ensayo de tracción es igual al logaritmo natural de la relación entre la longitud en cualquier instante sobre la longitud inicial.

**Envejecido:** es un proceso de tratamiento térmico en donde el material se endurece o incrementa su resistencia debido a la precipitación de partículas metaestables endurecedoras. El material es primero sometido a un tratamiento de solución sólida y luego mantenido por un cierto tiempo a una temperatura determinada o a temperatura ambiente, en este último caso se denomina envejecido natural.

**Escoria:** es un producto secundario inevitable del proceso de fusión del aluminio, la cual está constituida por una mezcla de óxido de aluminio que mantiene mecánicamente atrapada en su red una cierta cantidad de aluminio metálico y otros constituyentes menores, como nitruro de aluminio, carburo de aluminio e impurezas que se generan dentro del horno por reacciones con la atmósfera, con los refractarios y con las impurezas aportadas por la caga del horno.

**Extrudabilidad:** puede definirse como la máxima velocidad posible de extrusión antes de que se presente un desgarramiento en el perfil.

**Fase con intercara incoherente:** es un tipo de intercara que forma la fase precipitada con la matriz de aluminio, caracterizada por la ausencia de acoplamiento reticular con la matriz, es decir no hay enlace que los unan. Exhibe una alta energía interfacial como consecuencia del alto grado de desorden presente en la intercara. Los otros tipos de intercaras o relación cristalográfica que forman los precipitados con la matriz de aluminio son la del tipo coherente y semicoherente.

**Fases intermetálicas:** son compuestos o fases intermedias constituidas por dos o más metales.

**Fases metaestables:** son aquellas fases o compuestos intermetálicos cuya estructura o composición química difiere de la del equilibrio termodinámico. No aparecen en los diagramas de fases de equilibrio.

**Fundentes:** son principalmente sales de cloruros y fluoruros utilizados durante el procedimiento de escoriado del baño metálico en el horno. Estos compuestos hacen flotar todas las partículas de óxidos inmersos en el baño hacia la superficie, con la finalidad de poder extraerlas durante el desnatado.

**Granos bastos o anormales:** en el proceso de homogeneizado y bajo ciertas condiciones, el grano del cilindro tiende a crecer descontroladamente, sobre todo en

la periferia del cilindro. Algunas veces a esta condición se le conoce como granos corona.

**Interfaz facetada:** es un tipo de intercara descrita a nivel atómico entre una fase y la matriz de aluminio, en donde las caras limitantes son atómicamente suaves o lisas (facetadas), a diferencia de una interfaz difusa en donde las intercara son atómicamente rugosas o no facetadas.

**Macrosegregación:** es un tipo de segregación que ocurre a distancia macroscópica, la cual no puede eliminarse por tratamiento térmico debido a que requiere difusión a muy larga distancia.

**Microsegregación:** es una segregación del soluto a distancias microscópicas, localizadas entre los brazos secundarios de las dendritas del material que solidifica.

**Pérdidas por fusión:** es la merma de metal que es económicamente o tecnológicamente irreparable de las operaciones de fusión / colada. Estas pérdidas es el resultado de la formación de óxidos, el cual es irreparable en las operaciones de reciclajes de la escoria, por lo que representa una parte del precio que se paga en la producción de aluminio.

**Pick-up:** Defecto superficial presente en los perfiles, algunas veces se le llama pegaduras. Son como pequeñas manchas en forma de cometas, causadas por la adhesión intermitente de material que queda atrapado sobre la superficie de la matriz de extrusión y que es transferido al perfil al pasar por la abertura de la matriz.

**Podfa:** es la abreviación de aparato de filtración de disco poroso. Se utiliza para la preconcentración de inclusiones, mide el contenido total de inclusiones de una colada e identifica el tipo de inclusiones que contribuyen al contaje total.

**Precipitados endurecedores:** son fases metaestables intermedias que se forma durante el envejecido. El principal precipitado es del tipo  $\beta''$ -  $Mg_2Si$ , que es el más pequeño, con forma de bastón y es el que más contribuye a las propiedades mecánicas cuando esta densamente disperso. Otro precipitado es  $\beta'$ -  $Mg_2Si$ , que es una versión más grande de  $\beta''$ -  $Mg_2Si$ , pero no contribuye mucho al endurecimiento. Finalmente el precipitado de equilibrio  $\beta$ -  $Mg_2Si$ , que es el más grande y debido a su tamaño no contribuye en nada al endurecimiento de la aleación.

**Recalcado:** en el proceso de extrusión, el recalcado se refiere a la operación de deformación plástica del tocho dentro del contenedor debido a la presión del disco de empuje provocando una disminución de su longitud y una acumulación volumétrica de material hasta llenar todo el espacio del contenedor, justo antes de empezar a salir por la abertura de la matriz de extrusión.

**Relación de extrusión:** es el valor que resulta al dividir el área de la sección transversal del contenedor de la prensa de extrusión entre el área del producto extruido. Metalúrgicamente, el valor resultante es un indicativo de la cantidad de trabajo mecánico que sufre el material durante la operación de extrusión.

**Segregación:** se refiere a la distribución no uniforme o concentración de impurezas o elementos aleantes que surge durante la solidificación fuera del equilibrio de un cilindro o lingote.

**Segregación inversa:** es un tipo de macrosegregación causada por el metal líquido interdendrítico, el cual es impulsado o succionado hacia la superficie del cilindro que solidifica, debido a la contracción volumétrica que sufre el metal al solidificar.

**Sensibilidad al temple:** Una aleación se dice que es muy sensible al temple, si requiere de altas velocidades de enfriamiento para poder obtener una solución sólida sobresaturada a temperatura ambiente, sin que se produzcan precipitación o salida descontrolada del soluto. Si por contrario, la aleación se puede enfriar más lento, por ejemplo en aire quieto, sin que ocurra la descomposición de la solución sólida, entonces la aleación no es sensible al temple.

**Sifón:** un sifón es un tubo en forma de “U” invertida, de lados desiguales y sirve para transferir aluminio líquido desde un crisol a un horno de retención. Su funcionamiento se basa en el principio de vasos comunicantes.

**Templabilidad del agua:** es la capacidad o propiedad que tiene el agua para extraer la mayor cantidad posible de calor. El agua cuanto más pura sea mayor es su templabilidad.

**Trabajo redundante:** es la fracción del trabajo total utilizado para deformar plásticamente un material que no contribuye directamente a dar la forma final al producto que se conforma o fabrica. Esto hace que la eficiencia del proceso disminuya.