



**INSTITUTO DE  
TECNOLOGIA**

**PROF. JORGE A. SABATO**

**UNIVERSIDAD NACIONAL  
DE GENERAL SAN MARTIN**

**COMISION NACIONAL  
DE ENERGIA ATOMICA**

**MAESTRIA EN  
CIENCIA Y  
TECNOLOGIA  
DE MATERIALES**

**RELACIÓN ENTRE LA  
MICROESTRUCTURA DE LAS  
ALEACIONES Al-Cu SOLIDIFICADAS  
DIRECCIONALMENTE**

**Carlos M. Rodríguez**

UNIVERSIDAD NACIONAL DE GENERAL SAN MARTIN  
COMISIÓN NACIONAL DE ENERGÍA ATÓMICA  
INSTITUTO DE TECNOLOGÍA  
“Prof. Jorge A. Sabato”

**Relación entre la microestructura y la microdureza de las  
aleaciones Al-Cu solidificadas direccionalmente <sup>(\*)</sup>**

**Por Ing. Carlos M. Rodriguez**

**Directores:**

**Dra. Alicia E. Ares  
Dr. Mario R. Rosenberger**

<sup>(\*)</sup> Tesis para optar al título de *Magister en Ciencia y Tecnología de Materiales*

**República Argentina**

**2013**

COMISION NACIONAL DE ENERGIA ATOMICA  
CENTRO DE INFORMACION C A C

## **AGRADECIMIENTOS**

Deseo expresar mi agradecimiento:

- Al Instituto Sabato.
- A la Comisión Nacional de Energía Atómica por la beca otorgada para realizar la maestría.
- A mis Directores, la Dra. Alicia E. Ares y el Dr. Mario R. Rosenberger por su aporte, paciencia y dedicación en el desarrollo de esta tesis.
- Al Dr. Carlos E. Schvezov por su colaboración en la realización de esta tesis.
- Al Dr. Ricardo Carranza por su excelente predisposición y gran calidez humana durante el dictado de la Maestría y durante la realización de esta tesis.
- Al Laboratorio de Metalografía–CNEA, a la Gerencia Química – CNEA, al Grupo de Microscopía y al personal del Instituto Sabato por su colaboración a lo largo de esta tesis.
- A las Autoridades de la Facultad de Ciencias Exactas Químicas y Naturales (FCEQyN), perteneciente a la Universidad Nacional de Misiones (UNaM) por la disposición del espacio físico en el que se desarrolló la presente tesis.
- Al personal del Taller de Vidrios de la FCEQyN, particularmente al señor Javier Alfredo Cabral por la confección de los moldes de vidrio para la realización de las experiencias.
- Al Ing. Héctor Alberto Dall’o (Empresa Arcolana S.A.) por la fabricación de la aleación madre.
- A mi familia y a mi novia por el apoyo constante que me brindaron durante el desarrollo de esta tesis.
- A todos mis compañeros de la Maestría y del Programa de Materiales, Modelización y Metrología por la colaboración y apoyo recibido durante esta tesis.

# ÍNDICE GENERAL

<b>RESUMEN</b>	<b>1</b>
<b>ABSTRACT</b>	<b>3</b>
<b>NOMENCLATURA Y UNIDADES</b>	<b>5</b>
<b>CAPÍTULO I: Introducción</b>	<b>9</b>
1.1 Antecedentes	9
1.2 Objetivos	12
1.3 Bibliografía	13
<b>CAPÍTULO II: Revisión bibliográfica</b>	<b>17</b>
2.1 Mecanismos de formación de los granos equiaxiales	17
2.1.1 Sobreenfriamiento constitucional	17
2.1.2 Teoría del big bang	18
2.1.3 Refundición de brazos dendríticos	18
2.1.4 Lluvias de dendritas	18
2.1.5 Separación de cristales equiaxiales desde las paredes del molde	18
2.1.6 Sobreenfriamiento de la punta de la dendrita	18
2.2 Gradiente de temperatura crítico y velocidades de las interfases/interfaces	20
2.3 Redistribución de soluto	23
2.3.1 Solidificación en equilibrio	25
2.3.2 Solidificación de no equilibrio	26
- Redistribución de soluto en el líquido solo por difusión y difusión nula en el sólido	26
- Redistribución de soluto por mezcla total en el líquido y nula en el sólido	28
- Redistribución de soluto por mezcla parcial en el líquido	30
2.4 Microsegregación	31
2.4.1 Segregación en borde de grano	31
2.4.2 Segregación celular	31
2.4.3 Segregación interdendrítica	32
2.5 Macrosegregación	34
2.5.1 Segregación normal	34
2.5.2 Segregación inversa	34
2.5.3 Segregación por gravedad	35
2.5.4 Segregación en lingotes industriales	35

2.6	Microestructuras en aleaciones Al-Cu de composiciones hipoeutéctica y eutéctica	36
2.6.1	Aleaciones Al-Cu de composiciones hipoeutécticas	36
2.6.2	Aleación Al-Cu de composición eutéctica	39
2.7	Relación entre microdureza y microestructura	39
2.7.1	Endurecimiento por precipitación	40
2.7.2	Efecto del tiempo de envejecimiento sobre la resistencia y la dureza	41
2.7.3	Relación entre la microdureza y los parámetros estructurales	41
2.8	Bibliografía	44
<b>CAPÍTULO III: Metodología experimental</b>		<b>51</b>
3.1	Preparación de las aleaciones	51
3.2	Moldes	54
3.3	Termocuplas	55
3.4	Sistema de solidificación unidireccional	56
3.4.1	Sistema de calentamiento	56
3.4.2	Sistema de enfriamiento unidireccional	56
3.4.3	Sistema de adquisición de datos	57
3.4.4	Sistema de registro de temperaturas	57
3.5	Experiencias de solidificación unidireccional	58
3.5.1	Experiencias para poder medir las propiedades mecánicas	58
3.5.2	Experiencias para poder medir los parámetros térmicos	59
3.6	Preparación metalográfica de las probetas	59
3.6.1	Análisis de la macroestructura	59
3.6.2	Análisis de la microestructura	59
3.7	Ensayos de microdureza	60
3.8	Parámetros metalográficos	60
3.8.1	Tamaño de grano	60
3.8.2	Medición de los espaciamentos dendríticos	60
3.8.3	Medición del espaciamento eutéctico	60
3.9	Análisis de composición de los elementos	60
3.10	Parámetros térmicos	60
3.11	Bibliografía	61
<b>CAPÍTULO IV: Resultados y Discusión</b>		<b>63</b>
4.1	Transición de estructura columnar a equiaxial	64
4.2	Micrografías de las aleaciones Al-Cu hipoeutécticas	69

4.3	Micrografías de la aleación Al-Cu de composición eutéctica	71
4.4	Análisis de la composición de los elementos en las aleaciones Al-Cu	74
4.4.1	Variación en la composición de la macroestructura (macrosegregación)	74
4.4.2	Variación en la composición de la microestructura (microsegregación)	77
4.4.3	Variación en la composición de la microestructura (micrografías)	81
4.5	Microdureza	83
4.5.1	Valores de microdureza en la longitud de las probetas	84
4.5.2	Valores de microdureza en el ancho de las probetas	85
4.5.3	Determinación de los valores de microdureza en las fases $\alpha$ y $Al_2Cu$	86
4.6	Espaciamiento dendrítico	87
4.6.1	Espaciamientos dendríticos primarios " $\lambda_1$ ", secundarios " $\lambda_2$ " y terciarios " $\lambda_3$ "	88
4.7	Espaciamiento eutéctico " $\lambda$ "	91
4.8	Tamaño de grano	93
4.9	Curvas de enfriamiento	95
4.10	Sobrecalentamientos	96
4.11	Tiempo de solidificación local	97
4.12	Temperatura de solidus, liquidus y eutéctica	98
4.13	Gradientes de temperatura	98
4.14	Velocidad de enfriamiento	101
4.15	Velocidades de las interfases líquida, sólida y velocidad de solidificación local	101
4.15.1	Posición de las interfases	102
4.15.2	Velocidades de las interfases	103
4.15.3	Velocidad de solidificación local	103
4.16	Velocidad de la interfase líquida crítica	104
4.17	Relación entre los valores de microdureza, los parámetros metalográficos y el contenido de soluto	106
4.17.1	Microdureza versus espaciamento dendrítico secundario	106
4.17.2	Microdureza versus tamaño de los espaciamentos eutécticos	107
4.17.3	Microdureza versus tamaño de grano	110
4.17.4	Microdureza versus el porcentaje en peso de Cobre	111
4.18	Relación entre el espaciamento dendrítico secundario con el contenido de soluto y con el tamaño de los granos	112
4.18.1	Relación entre el espaciamento dendrítico secundario y el contenido de soluto	112
4.18.2	Espaciamento dendrítico secundario en función del tamaño de los granos	114

4.19	Correlación entre parámetros térmicos y metalográficos	115
4.19.1	Correlación entre la longitud de la zona columnar y la velocidad de enfriamiento	115
4.19.2	Correlación entre el sobrecalentamiento y la longitud de la zona columnar	118
4.19.3	Espaciamiento dendrítico secundario versus el tiempo de solidificación local	118
4.19.4	Espaciamiento dendrítico primario en función de la velocidad de la interfase líquida	121
4.20	Relación entre las velocidades de las interfases y los gradientes de temperatura	123
4.21	Correlación en la microdureza y los parámetros térmicos	124
4.21.1	Correlación en la microdureza y la velocidad de la interfase líquida	124
4.21.2	Correlación en la microdureza y el gradiente de temperatura en el líquido	127
4.22	Bibliografía	130
<b>CAPÍTULO V: Resumen, Conclusiones y Propuestas para Trabajos Futuros</b>		<b>133</b>
5.1	Resumen	133
5.2	Conclusiones	134
5.3	Propuestas de Trabajos Futuros	136
<b>APÉNDICES</b>		<b>137</b>
<b>Apéndice I: Cantidad de material</b>		<b>137</b>
<b>Apéndice II: Propiedades termofísicas</b>		<b>140</b>
<b>Apéndice III: Transición de estructura columnar a equiaxial “TCE”</b>		<b>143</b>
<b>Apéndice IV: Micrografías de aleaciones Al-Cu hipoeutécticas</b>		<b>146</b>
<b>Apéndice V: Variación en la composición de la macroestructura</b>		<b>148</b>
<b>Apéndice VI: Variación en la composición de la microestructura</b>		<b>151</b>
<b>Apéndice VII: Medidas de los valores de microdureza Vickers</b>		<b>160</b>
<b>Apéndice VIII: Espaciamientos dendríticos</b>		<b>172</b>
<b>Apéndice IX: Mediciones de los tamaños de granos</b>		<b>184</b>
<b>Apéndice X: Curvas de enfriamiento</b>		<b>189</b>
<b>Apéndice XI: Curvas de gradientes de temperatura en función del tiempo</b>		<b>192</b>
<b>Apéndice XII: Posiciones de las interfases líquida y sólida</b>		<b>199</b>
<b>Apéndice XIII: Determinación de la velocidad de solidificación local</b>		<b>202</b>
<b>Apéndice XIV: Velocidades de las interfases críticas</b>		<b>205</b>
<b>Apéndice XV: Valores de microdureza versus el tamaño de los espaciamientos dendríticos secundarios</b>		<b>208</b>

<b>Apéndice XVI:</b> Valores de microdureza versus el tamaño de los granos	212
<b>Apéndice XVII:</b> Relación entre los espaciamentos dendríticos secundarios y los tamaños de los granos	217
<b>Apéndice XVIII:</b> Errores en la determinación de las velocidades de las interfases y de los gradientes de temperatura	221
<b>PRODUCCIÓN CIENTÍFICA</b>	225
<b>Publicaciones</b>	226
<b>Actas de congreso</b>	226
<b>Congresos</b>	226

## ÍNDICE DE TABLAS

<b>Tabla 3.1:</b> Densidades y peso de materiales usados en la fabricación de las aleaciones	53
<b>Tabla 3.2:</b> Análisis químico de los materiales utilizados para preparar las aleaciones Al-Cu	54
<b>Tabla 3.3:</b> Propiedades termofísicas de las aleaciones Al-Cu utilizadas	54
<b>Tabla 4.1:</b> Experiencias de solidificación unidireccional realizadas	64
<b>Tabla 4.2:</b> TCE para las aleaciones Al-Cu solidificadas unidireccionalmente	67
<b>Tabla 4.3:</b> Composición química de la aleación eutéctica y del Aluminio (MEB, marca PHILIPS 515, equipado con un espectrómetro EDAX FALCÓN PV 8200)	74
<b>Tabla 4.4:</b> Composición de las aleaciones Al-1%Cu	75
<b>Tabla 4.5:</b> Composición de las aleaciones Al-4,5%Cu	75
<b>Tabla 4.6:</b> Composición de las aleaciones Al-15%Cu	75
<b>Tabla 4.7:</b> Composición de las aleaciones Al-33,2%Cu	75
<b>Tabla 4.8:</b> Aleación Al-15%Cu (Experiencia 13)	78
<b>Tabla 4.9:</b> Valores de microdureza en las distintas fases de la aleación Al-Cu	87
<b>Tabla 4.10:</b> Espaciamiento dendrítico primario versus desviación estándar	89
<b>Tabla 4.11:</b> Espaciamiento dendrítico secundario versus desviación estándar	89
<b>Tabla 4.12:</b> Espaciamiento dendrítico terciario versus desviación estándar	90
<b>Tabla 4.13:</b> Valores de espaciamentos dendríticos $\lambda_1$ , $\lambda_2$ y $\lambda_3$ para distintas estructuras de granos	90
<b>Tabla 4.14:</b> Espaciamentos $\lambda_1$ , $\lambda_2$ , $\lambda_3$ en aleaciones hipoeutécticas Al-Cu	91
<b>Tabla 4.15:</b> Espaciamiento eutéctico (experiencia 16) versus desviación estándar	92
<b>Tabla 4.16:</b> Espaciamiento eutéctico (experiencia 17) versus desviación estándar	92
<b>Tabla 4.17:</b> Espaciamiento eutéctico (experiencia 18) versus desviación estándar	93
<b>Tabla 4.18:</b> Valores de espaciamentos eutécticos en aleaciones Al-33,2%Cu	93
<b>Tabla 4.19:</b> Tamaño de granos versus desviación estándar de una probeta Al-4,5%Cu	95
<b>Tabla 4.20:</b> Tamaño de granos versus desviación estándar de una probeta Al-15%Cu	95
<b>Tabla 4.21:</b> Temperaturas máximas y sobrecalentamientos	97
<b>Tabla 4.22:</b> Tiempo de solidificación local para cada termocupla en aleaciones Al-Cu solidificadas unidireccionalmente	98
<b>Tabla 4.23:</b> Temperaturas de liquidus, solidus y eutéctica	98
<b>Tabla 4.24:</b> Gradientes de temperatura crítico	101

<b>Tabla 4.25:</b> Velocidades de enfriamiento medidas	101
<b>Tabla 4.26:</b> Velocidades de las interfases líquida y sólida	104
<b>Tabla 4.27:</b> Velocidades de solidificación local.	104
<b>Tabla 4.28:</b> Velocidades de las interfases líquida críticas	105
<b>Tabla 4.29:</b> Valores de microdureza versus el espaciamiento dendrítico secundario y los errores cometidos durante la medición de la microdureza (experiencia 1)	107
<b>Tabla 4.30:</b> Valores de microdureza versus el espaciamiento dendrítico secundario y los errores cometidos durante la medición de la microdureza (experiencia 13)	107
<b>Tabla 4.31:</b> Valores de microdureza versus el espaciamiento eutéctico y los errores cometidos durante la medición de la microdureza (experiencia 16)	109
<b>Tabla 4.32:</b> Valores de microdureza versus el espaciamiento eutéctico y los errores cometidos durante la medición de la microdureza (experiencia 17)	109
<b>Tabla 4.33:</b> Valores de microdureza versus el tamaño de grano y los errores cometidos durante la medición de la microdureza (experiencia 7)	111
<b>Tabla 4.34:</b> Valores de microdureza versus el tamaño de grano y los errores cometidos durante la medición de la microdureza (experiencia 16)	111
<b>Tabla 4.35:</b> Velocidad de enfriamiento en aleaciones Al-Cu de composiciones hipoeutécticas	113
<b>Tabla 4.36:</b> Velocidad de enfriamiento y longitud de la zona columnar para aleaciones Al-Cu	116
<b>Tabla 4.37:</b> Sobrecalentamientos máximos y la longitud de la zona columnar para aleaciones Al-Cu	118
<b>Tabla 4.38:</b> Coeficientes correspondientes a los gráficos IV.48 a y b	120
<b>Tabla 4.39:</b> Coeficientes de la curva de $\lambda_1$ vs. $V_L$	121
<b>Tabla 4.40:</b> Relación entre HV y $V_L$ para dos aleaciones Al-1%Cu solidificadas unidireccionalmente	124
<b>Tabla 4.41:</b> Relación entre HV y $V_L$ para dos aleaciones Al-1%Cu solidificadas unidireccionalmente	125
<b>Tabla 4.42:</b> Coeficientes de la curva de HV vs. $V_L$	126
<b>Tabla 4.43:</b> Relación entre HV y $G_L$ para dos aleaciones Al-1%Cu solidificadas unidireccionalmente	127
<b>Tabla 4.44:</b> Relación entre HV y $G_L$ para dos aleaciones Al-4,5%Cu solidificadas unidireccionalmente	127
<b>Tabla 4.45:</b> Coeficientes de la curva de HV vs. $G_L$	129

## ÍNDICE DE FIGURAS

<b>Figura I.1:</b> Principales elementos aleantes de las aleaciones base Aluminio	9
<b>Figura I.2:</b> Esquema del resultado de la solidificación en un molde donde se puede observar: la zona chill (ó zona de enfriamiento rápido), la zona columnar, la zona equiaxial central y la zona de TCE	10
<b>Figura II.1:</b> Recipiente cilíndrico AB donde se asume que la interface es una superficie plana	17
<b>Figura II.2:</b> Diferencia entre interface e interfase	20
<b>Figura II.3:</b> Elemento de solidificación uniaxial	24
<b>Figura II.4:</b> Representación esquemática del diagrama de equilibrio de fases considerando a las líneas de solidus y liquidus como rectas para: a) $k_0 < 1$ . $k_0 > 1$	24
<b>Figura II.5:</b> Variaciones de composición durante la solidificación en equilibrio para una constante de distribución $k_0 < 1$	26
<b>Figura II.6:</b> Acumulación de soluto al frente de la interface sólido/líquido	27
<b>Figura II.7:</b> Distribución de soluto según la ecuación de Scheil	29
<b>Figura II.8:</b> Efecto de las condiciones de mezcla parcial de soluto en el líquido	30
<b>Figura II.9:</b> Segregación en borde de grano	31
<b>Figura II.10:</b> Distribución de soluto durante la solidificación celular	32
<b>Figura II.11:</b> Distribución de soluto en una barra sólida solidificada unidireccionalmente	33
<b>Figura II.12:</b> Redistribución de soluto en crecimiento celular	33
<b>Figura II.13:</b> Casos extremos de segregación normal	34
<b>Figura II.14:</b> Segregación en un lingote industrial. (+) Segregación positiva, (-) Segregación negativa	36
<b>Figura II.15:</b> Diagrama de equilibrio de fases Al-Cu, detalle de composición entre 0 y 8 % en peso de Cobre	37
<b>Figura II.16:</b> Microestructuras formadas durante la solidificación de una aleación monofásica Al-Cu de composición inicial $C_1$ (contenido de Cu menor a 0,1%)	37
<b>Figura II.17:</b> Microestructuras formadas durante la solidificación de una aleación hipoeutéctica Al-Cu de composición inicial $C_2$ (contenido de Cu mayor a 0,1% y menor a 5,65% en peso)	38
<b>Figura II.18:</b> Microestructuras formadas durante la solidificación de una aleación hipoeutéctica Al-Cu de composición inicial $C_3$ (contenido de Cu mayor a 5,65% en peso)	38
<b>Figura II.19:</b> Diagrama de equilibrio de fases Al-Cu, detalle de la composición entre 45 y 100% en peso de Aluminio	39

<b>Figura II.20:</b> Representación esquemática de una estructura dendrítica de una aleación Al-4,5%Cu donde se pueden ver los espaciamientos dendríticos primarios ( $\lambda_1$ ), secundarios ( $\lambda_2$ ), terciarios ( $\lambda_3$ ) y los defectos estructurales	40
<b>Figura II.21:</b> Diagramas de temperatura versus composición y temperatura versus tiempo para una aleación endurecida por precipitación	41
<b>Figura II.22:</b> Resistencia y dureza en función del logaritmo del tiempo de envejecimiento a temperatura constante durante la precipitación por tratamiento térmico	42
<b>Figura III.1:</b> Diagrama de equilibrio de fases Al-Cu	51
<b>Figura III.2:</b> Diagrama de equilibrio de fases Al-Cu, detalle de composición entre 45 y 100% en peso del Aluminio, se señalan en líneas rojas las composiciones empleadas en esta Tesis	52
<b>Figura III.3:</b> Lingotes de aleación eutéctica Al-Cu (aleación madre)	52
<b>Figura III.4:</b> Lingote de Aluminio grado comercial	53
<b>Figura III.5:</b> Tubo de vidrio de Borosilicato, Molde 1	55
<b>Figura III.6:</b> Tubo de vidrio de Borosilicato, Molde 2	55
<b>Figura III.7:</b> Esquema de la disposición de los tubos de vidrio y las termocuplas tipo K	56
<b>Figura III.8:</b> Sistema de calentamiento y enfriamiento	57
<b>Figura III.9:</b> Sistema de adquisición de datos	58
<b>Figura IV.1:</b> Macrografías de las aleaciones Al-Cu solidificadas unidireccionalmente, correspondientes a las composiciones de: a) Al-1%Cu (Experiencia 5). b) Al-4,5%Cu (Experiencia 7). c) Al-15%Cu (Experiencia 12). d) Al-33,2%Cu (Experiencia 16)	66
<b>Figura IV.2:</b> Probeta de una aleación Al-1%Cu con presencia de TCE. Durante la solidificación de la misma se realizó el registro de temperaturas. a) vista lateral y superior de la probeta. b) vista anterior donde se indica la zona de TCE entre las líneas de color rojo y color azul	68
<b>Figura IV.3:</b> Macrografía de una probeta solidificada unidireccionalmente de una aleación Al-4,5%Cu donde se interrumpe el crecimiento de los granos columnares (zona dentro del círculo amarillo)	68
<b>Figura IV.4:</b> Macrografías de las aleaciones Al-Cu solidificadas unidireccionalmente, correspondientes a las composiciones de: a) Al-15%Cu (experiencia 15). b) Al-33,2%Cu (experiencia 19)	69
<b>Figura IV.5:</b> Las micrografías corresponden a una probeta de aleación Al-15%Cu (experiencia 12) en las zonas: a) Columnar. b) TCE. c) Equiaxial	71
<b>Figura IV.6:</b> Las micrografías a), b), y c) corresponden a una aleación Al-33,2%Cu (experiencia 17) en las zonas columnar, de TCE y equiaxial, respectivamente	73

<b>Figura IV.7:</b> Probeta de Al-15%Cu, donde se pueden observar las cuatro regiones donde se midió la composición. La flecha indica la dirección de crecimiento de la estructura	74
<b>Figura IV.8:</b> Variación de la composición del Cobre en las aleaciones Al-33,2%Cu (con un error no mayor a 0,0084% en peso de Cobre)	76
<b>Figura IV.9:</b> Variación de la composición del Aluminio en las aleaciones Al-33,2%Cu (con un error no mayor a 0,001% en peso del Aluminio que no es apreciable en el gráfico)	76
<b>Figura IV.10:</b> Segregación inversa: perfil de concentraciones en una probeta solidificada unidireccionalmente ( $C_0$ representa la concentración inicial)	77
<b>Figura IV.11:</b> Esquema de los puntos donde se determinó la composición de la aleación	78
<b>Figura IV.12:</b> Variación de la composición del Cobre en las aleaciones Al-15%Cu, con un error menor al 0,015 % en peso de Cobre (no apreciable en el gráfico)	79
<b>Figura IV.13:</b> Variación de la composición del Aluminio en las aleaciones Al-15%Cu, con un error no mayor al 0,001% en peso de Aluminio, que no es apreciable en el gráfico)	79
<b>Figura IV.14:</b> Distribución de soluto en una barra sólida solidificada unidireccionalmente	80
<b>Figura IV.15:</b> Composición de soluto en función de la fracción de sólido	81
<b>Figura IV.16:</b> Micrografía tomada del SEM de una aleación Al-1%Cu en la zona equiaxial (experiencia 2)	81
<b>Figura IV.17:</b> Micrografías de SEM para aleaciones de Al-1%Cu (experiencia 2). a) distribución de Cobre. b) distribución de Aluminio	82
<b>Figura IV.18:</b> Micrografía tomada del SEM de una aleación Al-15%Cu en la zona de TCE (experiencia 13).	82
<b>Figura IV.19:</b> Micrografías de SEM para aleaciones de Al-15%Cu (experiencia 13). a) distribución de Cobre. b) distribución de Aluminio	83
<b>Figura IV.20:</b> Algunas secciones ensayadas de una misma probeta	83
<b>Figura IV.21:</b> Microdureza longitudinal para una aleación a) Al-15%Cu (experiencia 14). b) Al-33,2%Cu (experiencia 17)	85
<b>Figura IV.22:</b> Microdureza en el ancho de una probeta para una aleación Al-4,5%Cu (experiencia 8). a) a 1 cm de su base. b) a 3 cm de su base. c) a 5 cm de su base	86
<b>Figura IV.23:</b> Microdureza Vickers en función de la longitud para una aleación Al-4,5%Cu (experiencia 8) y una carga de 15 gf. La flecha indica la dirección de crecimiento de la estructura	87
<b>Figura IV.24:</b> Probeta de Al-15%Cu en la que se observan los intervalos para medir el espaciamiento dendrítico. La flecha azul indica la dirección de crecimiento de la estructura	88

<b>Figura IV.25:</b> Micrografía de una aleación Al-15%Cu (experiencia 12) en la zona columnar. a) se indica cómo se midieron los tamaños de los espaciamentos dendríticos primarios ( $\lambda_1$ ) y secundarios ( $\lambda_2$ ). b) se indica cómo se determinaron los espaciamentos dendríticos terciarios ( $\lambda_3$ )	88
<b>Figura IV.26:</b> Espaciamentos dendríticos primarios y secundarios medidos en una aleación Al-4,5%Cu, en función de la longitud de una probeta (experiencia 8)	89
<b>Figura IV.27:</b> Espaciamentos dendríticos terciarios en una aleación Al-15%Cu, en función de la longitud de una probeta (experiencia 12)	90
<b>Figura IV.28:</b> Micrografía de una aleación Al-33,2%Cu en la que se indica cómo se midió espaciamento eutéctico, $\lambda$ , utilizando el método de intercepción lineal. La flecha indica la dirección de extracción calórica	91
<b>Figura IV.29:</b> Variación de los espaciamentos eutécticos, $\lambda$ , en función de la longitud de la probeta, para aleaciones de composición eutéctica. a) experiencia 16. b) experiencia 17. c) experiencia 18	92-93
<b>Figura IV.30:</b> Probeta de Al-15%Cu en la que se observan los intervalos para medir el tamaño de grano y el espaciamento dendrítico. La flecha indica la dirección de crecimiento de la estructura	94
<b>Figura IV.31:</b> Medidas del ancho de dos granos columnares para una aleación Al-1%Cu	94
<b>Figura IV.32:</b> Tamaño de grano versus longitud de una probeta de aleación Al-4,5%Cu (experiencia 7)	95
<b>Figura IV.33:</b> Tamaño de grano en función de la longitud de la probeta para una aleación Al-15%Cu (experiencia 12)	95
<b>Figura IV.34:</b> Curvas de enfriamiento (ó de temperatura versus tiempo) para una aleación Al-1%Cu (experiencia 4)	96
<b>Figura IV.35:</b> Curva de gradientes de temperatura para una aleación Al-1%Cu	100
<b>Figura IV.36:</b> Gradientes de temperatura en función del tiempo. Las líneas $T_1$ , $T_2$ , $T_3$ , $T_5$ y $T_6$ indican el momento en que el frente líquido pasa por la posición de cada una de las termocuplas	100
<b>Figura IV.37:</b> Gráfica de las posición de las interfases L/(L+S) y (L+S)/S durante la solidificación en función del tiempo en que se encuentran en cada termocupla para una aleación Al-1%Cu (experiencia 9)	102
<b>Figura IV. 38:</b> Velocidades de las interfases líquida y sólida versus la posición en la probeta para una aleación Al-4,5%Cu	105
<b>Figura IV.39:</b> Microdureza versus los espaciamentos dendríticos $\lambda_2$ para aleaciones: a) Al-1%Cu (experiencia 1). b) Al-15%Cu (experiencia 13)	107
<b>Figura IV.40:</b> Microdureza en función del espaciamento eutéctico para dos probetas de composiciones eutécticas. a) Experiencia 16. b) Experiencia 17	109
<b>Figura IV.41:</b> a) y b) Variación de la microdureza en función del tamaño y tipo de estructura de grano para aleaciones Al-4,5%Cu (experiencia 7) y Al-33,2%Cu (experiencia 16)	111

<b>Figura IV.42:</b> Microdureza en función del porcentaje en peso de Cobre para distintos tipos de estructura de granos en aleaciones Al-Cu	112
<b>Figura IV.43:</b> Espaciamiento $\lambda_2$ en función del % en peso de Cobre para probetas de aleaciones Al-1%Cu, Al-4,5%Cu y Al-15%Cu para distintas velocidades de enfriamiento	113
<b>Figura IV.44:</b> Espaciamiento dendrítico $\lambda_2$ en función del porcentaje en peso de Cobre para las estructuras columnar, de TCE y equiaxial	114
<b>Figura IV.45:</b> Espaciamiento dendrítico secundario " $\lambda_2$ " con respecto al tamaño de los granos "g" para aleaciones: a) Al-1%Cu (experiencia 2). b) Al-4,5%Cu (experiencia 7)	115
<b>Figura IV.46:</b> Longitud de la zona columnar versus la velocidad de enfriamiento para aleaciones Al-1%Cu y Al-4,5%Cu	117
<b>Figura IV.47:</b> Espaciamiento dendrítico $\lambda_2$ en función del tiempo de solidificación local para aleaciones de composición hipoeutécticas Al-1%Cu y Al-4,5%Cu	120
<b>Figura IV.48:</b> Variación del espaciamiento dendrítico primario " $\lambda_1$ " con respecto a la velocidad de la interfase líquida " $V_L$ " para una aleación Al-1%Cu (experiencia 5).	122
<b>Figura IV.49:</b> Variación del espaciamiento dendrítico primario " $\lambda_1$ " con respecto a la velocidad de la interfase líquida " $V_L$ " para una aleación Al-4,5%Cu (experiencia 10)	122
<b>Figura IV.50:</b> Variación del espaciamiento dendrítico primario " $\lambda_1$ " con respecto a la velocidad de la interfase líquida " $V_L$ " para una aleación Al-4,5%Cu (experiencia 11)	123
<b>Figura IV.51:</b> Gradientes de temperatura en función de las velocidades de las interfases	124
<b>Figura IV.52:</b> Microdureza en función de la velocidad de la interfase en aleaciones Al-Cu. a) Al-1%Cu. b) Al-4,5%Cu	126
<b>Figura IV.53:</b> Microdureza en función de la gradiente de temperatura en líquido, en aleaciones Al-Cu. a) Al-1%Cu. b) Al-4,5%Cu	128

## RESUMEN

En general, en un proceso de solidificación de piezas metálicas se espera que la estructura de los granos del material solidificado sea completamente columnar ó completamente equiaxial. Sin embargo, bajo determinadas condiciones de solidificación se produce una zona donde se encuentran presentes simultáneamente los granos columnares y los equiaxiales, esta zona donde coexisten ambos tipos de granos se denomina zona de transición de estructura columnar a equiaxial "TCE".

El objetivo de esta Tesis es evaluar la relación entre la macroestructura y la microestructura de aleaciones Al-Cu solidificadas unidireccionalmente, en forma ascendente, con los valores de la microdureza Vickers y los parámetros térmicos de las aleaciones.

Para ello, se prepararon probetas de aleaciones Al-Cu con composiciones hipoeutécticas (Al-1%Cu, Al-4,5%Cu y Al-15%Cu) y eutécticas (Al-33,2%Cu), obteniéndose en todas las probetas la TCE. Se obtuvieron las curvas de enfriamiento de las distintas aleaciones y se determinaron los parámetros térmicos.

A las probetas se le realizaron cortes longitudinales donde se midieron los parámetros metalográficos y la variación en la composición de los principales elementos de la aleación, tanto a escala macroscópica como microscópica. Además, se midieron los valores de microdureza Vickers en la longitud, en el ancho y en las distintas fases presentes.

Se observó que al momento en que se produce la TCE los valores de los gradientes de temperatura alcanzan un valor mínimo y crítico, que varía entre 0,99 °C/cm y 5,11 °C/cm. Mientras que los valores de las velocidades de las interfases líquidas se encuentran entre 1,2 cm/min y 1,9 cm/min. Asimismo, para aleaciones de composiciones hipoeutécticas se determinó que existe un valor crítico de la velocidad de enfriamiento por debajo del cual la macroestructura de las probetas es completamente equiaxial.

Además, los valores de microdureza aumentan a medida que se incrementa el contenido de soluto en la aleación y las correlaciones entre el espaciamiento dendrítico secundario y el espaciamiento eutéctico con los valores de microdureza son independientes del tipo de estructura de grano. Igualmente, se encontró que el valor de la microdureza es superior en la fase intermetálica "Al<sub>2</sub>Cu" que en la fase  $\alpha$ .

Por último, se obtuvo que a medida que aumentan los valores de la microdureza se incrementan los valores de las velocidades de las interfases; en cambio, los valores de los gradientes de temperatura disminuyen a medida que se incrementan los valores de la microdureza.



## ABSTRACT

In general, in a solidification process of metal pieces, it is expected that the structure of the grains becomes completely columnar or equiaxed. However, under certain conditions of solidification, a zone where equiaxed and columnar grains coexist occurs. This area is called zone of columnar-to-equiaxed transition "CET".

The objective of this Thesis was to evaluate the relationship between the macrostructure and microstructure of Al-Cu alloys unidirectionally solidified, in an ascending way, with the Vickers microhardness values and the thermal parameters of the alloys. To do this, samples of Al-Cu alloys with hypoeutectic (Al-1% Cu, Al-4.5% Cu and Al-15% Cu) and eutectic (Al-33.2% Cu) compositions were prepared, obtaining the CET in all specimens. Also, the cooling curves of the different alloys were obtained and the thermal parameters were determined. The samples were longitudinally cut and metallographic parameters and the variation in the composition of the main alloying elements, both in macroscopic and microscopic scale, were measured. In addition, the Vickers microhardness values were measured in the length, the width and the different phases present. Results show that the CET occurs when the values of temperature gradients achieve a minimum critical value which varies between 0.99 °C/cm and 5.11 °C/cm and that the values of the velocities of the liquid interphases are between 1.2 cm/min and 1.9 cm/min. Also, for alloys of hypoeutectic compositions, results show that there is a critical value of the cooling rate below which the macrostructure of the specimen is fully equiaxed. Further, microhardness values increased as the solute content in the alloy increased and the correlations between the secondary dendritic spacing and eutectic spacing with microhardness values were independent of the type of grain structure. Results also show that the value of microhardness is higher in the intermetallic phase "Al<sub>2</sub>Cu" than in the  $\alpha$  phase. Finally, the velocities of the interphases increased as the microhardness values increased, whereas the temperature gradients values decreased as the microhardness values increased.



# NOMENCLATURA Y UNIDADES

## CAPÍTULO II

### 2.1. Mecanismos de formación de los granos equiaxiales

- $C_0$  – Composición inicial (% en peso).  
 $D_L$  – Coeficiente de difusión de soluto en el líquido ( $\text{cm}^2/\text{s}$ ).  
 $G_L$  – Gradiente de temperatura en el líquido ( $^\circ\text{C}/\text{cm}$ ).  
 $N_0$  – Número de sitios de nucleación por unidad de volumen ( $1/\text{cm}^3$ ).  
TCE – Transición de estructura columnar a equiaxial.  
 $V'$  – Velocidad de la interface ( $\text{cm}/\text{s}$ ).  
 $\Delta T_C$  – Sobreenfriamiento en la punta de la dendrita ( $^\circ\text{C}$ ).  
 $\Delta T_N$  – Sobreenfriamiento para la nucleación heterogénea ( $^\circ\text{C}$ ).  
 $\theta_E$  – Fracción en volumen de cristales equiaxiales.

### 2.2. Gradiente de temperatura crítico y velocidades de las interfases/interfaces

- (L+S) – Zona pastosa ó zona mushy.  
(L)/(S+L) - Interfase líquida.  
(S+L)/(S) - Interfase sólida.  
(S+L)/(E+L) - Interfase eutéctica.  
 $q$  - Flujo de calor ( $\text{J}/\text{cm}^2 \cdot \text{min.}$ ).  
 $\dot{T}$  - Velocidad de enfriamiento ( $^\circ\text{C}/\text{min.}$ ).  
 $V_L$  – Velocidad de la interfase líquida ( $\text{cm}/\text{min.}$ ).

### 2.3. Redistribución de soluto

- $C_L$  – Composición en el líquido (% en peso).  
 $C_S$  – Composición en el sólido (% en peso).  
 $d_f$  – Capa de difusión límite.  
 $df$  – Fracción solidificada  
 $f$  – Fracción en volumen que se solidificó.  
 $g$  – Tamaño de los granos ( $\text{cm}$ ).  
HV – Microdureza Vickers ( $\text{kgf}/\text{mm}^2$ ).  
 $k_E$  - Coeficiente de distribución efectivo.  
 $k_0$  - Coeficiente de distribución de equilibrio.  
(L +  $\alpha$ ) – Zona pastosa en una aleación Al-Cu.  
 $m$  – Pendiente de la línea liquidus ( $^\circ\text{C}/\%$  en peso).  
 $w$  - Masa de soluto restante en el líquido.  
 $w_0$  – Masa total de soluto antes del inicio de la solidificación.  
 $x$  – Distancia a la interface.  
 $X_C$  – Distancia característica.  
 $\sigma_f$  – Tensión de fluencia.  
 $\sigma_{\text{máx}}$  – Tensión máxima.  
 $\lambda$  – Espaciamentos eutéctico ( $\mu\text{m}$ ).  
 $\lambda_1$  – Espaciamiento dendrítico primario ( $\mu\text{m}$ ).  
 $\lambda_2$  – Espaciamiento dendrítico secundario ( $\mu\text{m}$ ).  
 $\lambda_3$  – Espaciamiento dendrítico terciario ( $\mu\text{m}$ ).  
 $\delta x$  – Espesor de líquido fundido.

## CAPÍTULO III

### 3.1. Preparación de las aleaciones

$\rho_{ave}$  - Densidad promedio de la aleación ( $g/cm^3$ ).

$m_{Al}$  - Masa de Aluminio (g).

$m_{eutético}$  - Masa de la aleación eutéctica (g).

$m_{total}$  - Masa total de la aleación (g).

$k_S$  - Conductividad térmica en la fase sólida ( $W/(m.K)$ ).

$k_L$  - Conductividad térmica en la fase líquida ( $W/(m.K)$ ).

$c_S$  - Calor específico en la fase sólida ( $J/(kg.K)$ ).

$c_L$  - Calor específico en la fase líquida ( $J/(kg.K)$ ).

$\rho_S$  - Densidad de la fase sólida ( $g/cm^3$ ).

$\rho_L$  - Densidad de la fase líquida ( $g/cm^3$ ).

$L$  - Calor latente de fusión de la aleación ( $J/kg$ ).

$T_f$  - Temperatura de fusión ( $^{\circ}C$ ).

$T_S$  - Temperatura de solidus ( $^{\circ}C$ ).

$T_L$  - Temperatura de liquidus ( $^{\circ}C$ ).

$T_e$  - Temperatura eutéctica ( $^{\circ}C$ ).

### 3.9. Análisis de composición de los elementos

MEB - Microscopio electrónico de barrido.

### 3.10. Parámetros térmicos

$V^*$  - Velocidad de solidificación local ( $^{\circ}C/min$ ).

$V_S$  - Velocidad de la interfase sólida ( $cm/min$ ).

## CAPÍTULO IV

### 4.1. Transición de estructura columnar a equiaxial "TCE"

$TCE_{MÁX}$  - Posición máxima de la TCE (cm).

$TCE_{MIN}$  - Posición mínima de la TCE (cm).

$TCE_{PROM}$  - Posición promedio de la TCE (cm).

### 4.6. Espaciamiento dendrítico

$\sigma$  - Desviación estándar.

### 4.10. Sobre calentamientos

$T_m$  - Temperatura máxima antes de apagar el horno ( $^{\circ}C$ ).

$(T_m - T_L)$  - Sobre calentamiento ( $^{\circ}C$ ).

### 4.11. Tiempo de solidificación local " $t_{SL}$ "

$t_{SL}$  - Tiempo de solidificación local (min).

#### 4.13. Gradientes de temperatura “ $G_L$ ”

$G_C$  - Gradiente de temperaturas mínimo y crítico ( $^{\circ}\text{C}/\text{cm}$ ).

$G_i$  - Gradiente promedio en el intervalo considerado en ( $^{\circ}\text{C}/\text{cm}$ ).

$T_i$  - Temperatura que registra la termocupla en la posición  $i$  ( $^{\circ}\text{C}$ ).

$T_{i-1}$  - Temperatura que registra la termocupla en la posición  $i-1$  ( $^{\circ}\text{C}$ ).

#### 4.14. Velocidades de enfriamiento “ $\dot{T}$ ”

$X_T$  - Posición de la termocupla en la probeta (cm).

$T_t$  - Temperatura medida por la termocupla en el instante  $t$  ( $^{\circ}\text{C}$ ).

$T_{t-n}$  - Temperatura medida por la termocupla en el instante  $t - n$  ( $^{\circ}\text{C}$ ).

$t_t$  - Instante  $t$  (min).

$t_{t-n}$  - Instante  $t-n$  (min).

$n$  - Es igual a un minuto.

#### 4.15. Velocidades de las interfases líquida, sólida y velocidad de solidificación local

$\Delta x$  - Distancia entre termocuplas (cm).

$t_2-t_1$  - Intervalo de tiempo en el cual la interfase líquida pasa entre dos termocuplas adyacentes (min).

$t'_2-t'_1$  - Intervalo de tiempo en el cual la interfase líquida pasa entre dos termocuplas adyacentes (min).

#### 4.16. Velocidad de la interfase líquida crítica “ $V_{L(\text{CRITICA})}$ ”

$V_{L(\text{CRITICA})}$  - Velocidad de la interfase líquida crítica (cm/min).

#### 4.17. Relación entre los valores de microdureza, los parámetros metalográficos y el contenido de soluto

$e_{\text{HV}}$  - Error experimental en la determinación de los valores de la microdureza ( $\text{kg}_f/\text{mm}^2$ ).

#### 4.19. Correlación entre los parámetros térmicos y metalográficos

$L_{\text{col}}$  - Longitud de la zona columnar (cm).

$\Delta T^*$  - Rango de solidificación de equilibrio ( $^{\circ}\text{C}$ ).

$\Delta T'$  - Diferencia entre la temperatura de la punta de la dendrita y la temperatura de solidus de no equilibrio ( $^{\circ}\text{C}$ ).

$\Gamma$  - Parámetro de Gibbs - Thompson ( $\text{cm}^{\circ}\text{C}$ ).

#### 4.21. Correlación en la microdureza “HV” y los parámetros térmicos “ $V_L$ y $G_L$ ”

$\Delta V_L$  - Error experimental en la determinación de los valores de las velocidades de las interfases ( $^{\circ}\text{C}/\text{min}$ ).

$\Delta G_L$  - Error experimental en la determinación de los valores de las velocidades de las interfases ( $^{\circ}\text{C}/\text{cm}$ ).



# CAPÍTULO I

## Introducción

En este capítulo se presenta:

- una breve descripción de los antecedentes sobre los temas expuestos en la Tesis;
- la descripción de los objetivos de la Tesis.

### 1.1. Antecedentes

El Aluminio, al ser el primer elemento metálico más abundante en la tierra, es de gran interés tecnológico. Sin embargo, sus aplicaciones en la ingeniería y su utilidad a nivel industrial recién pudieron ser desarrolladas a finales del siglo XIX. En sus inicios era considerado como un metal precioso y se utilizaba en utensilios de cocina y decoraciones, entre otros. La novedad de un nuevo metal producía un gran impacto en su utilidad y sobre todo a nivel industrial [1], [2].

El Aluminio considerado como un metal puro posee propiedades que lo hacen un material muy útil en la ingeniería de los materiales; como ser, su baja densidad, su alta resistencia a la corrosión, su buena conductividad de calor y electricidad, su bajo punto de fusión, no es tóxico, se puede mecanizar con facilidad y es barato (en comparación con otros metales), sin embargo, posee baja dureza y baja resistencia a la fatiga [3].

Para mejorar las propiedades mecánicas del Aluminio se le agregan otros elementos aleantes. Las aleaciones de Aluminio comercial poseen Hierro y Silicio como principales elementos aleantes, pero se pueden agregar más elementos para mejorar sus propiedades. En la actualidad existen más de trescientas aleaciones reconocidas comercialmente y un sin fin de variantes que se pueden realizar a pedido del comprador [4], [5].

Las aleaciones base Aluminio son aleaciones ligeras que mejoran su resistencia mecánica por efecto de la aleación, los cinco elementos aleantes principales son: Cu, Mg, Mn, Si y Zn (ver Figura I.1) [3], [5].

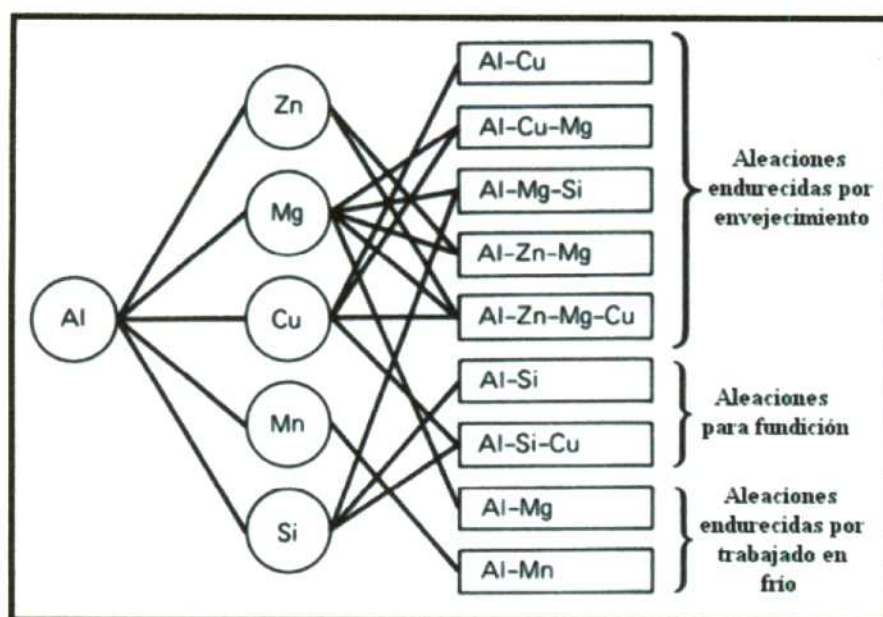


Figura I.1 – Principales elementos aleantes de las aleaciones base Aluminio [3].

La industria del Aluminio y sus aleaciones posee un gran número de mercados en los que se puede insertar: las industrias automotriz, alimentaria, de la construcción, de maquinaria y equipamientos, de envasado, de exportaciones, entre otras [4].

En la presente Tesis se hace hincapié en las aleaciones Al-Cu, estas aleaciones son las más utilizadas de las aleaciones de Aluminio, en la industria se realizan generalmente con una composición que varía entre 1 y 10 % en peso de Cu y las propiedades de estas aleaciones cambian según el porcentaje en peso de Cu. Se puede mencionar que a mayor contenido de Cu se incrementan propiedades como: la resistencia mecánica, la dureza, la resistencia a la fatiga, la resistencia al creep y la maquinabilidad, pero esto va en detrimento de propiedades, tales como, la resistencia a la corrosión, la colabilidad y el desgarramiento en caliente.

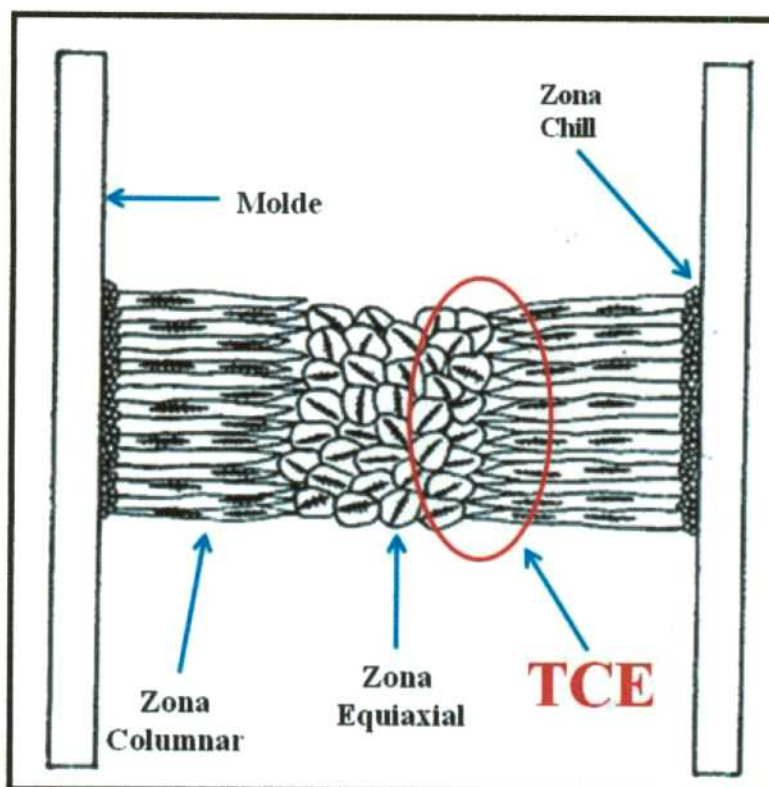
Generalmente, en todos los procesos de manufactura de piezas metálicas (salvo en los de la metalurgia de polvo) las mismas pasan alguna vez por el proceso de solidificación, ya sea para obtener un producto semiacabado o un producto final [3], [6].

La estructura (a niveles microscópicos y macroscópicos) que se forma inmediatamente después de que finaliza el proceso de solidificación determina las propiedades del producto final.

Las macroestructuras de solidificación de las piezas fundidas o de los lingotes se pueden presentar como granos completamente columnares, completamente equiaxiales o como una estructura más compleja, compuesta por los dos tipos de granos, denominada transición de estructura columnar a equiaxial "TCE" que se puede observar esquemáticamente en la Figura I.2 [7].

La zona donde coexisten ambos tipos de estructuras de granos (columnar y equiaxial) ocurre cuando los granos equiaxiales encuentran las condiciones aptas para nuclear y crecer en el líquido sobreenfriado que se encuentra delante del frente de crecimiento columnar [6], [7].

En la Figura I.2 se puede ver una zona de enfriamiento rápido adyacente a las paredes del molde, que consiste en pequeños granos equiaxiales "zona chill", seguidos de granos fuertemente orientados de manera perpendicular a las paredes del molde, denominados granos columnares y, finalmente, la reaparición en el centro del molde de una estructura de granos equiaxiales (de tamaño mayor a los de la zona chill). El fenómeno de la TCE y las condiciones de solidificación necesarias para que ocurra han sido extensamente estudiados en los últimos 60 años [1], [7-62]. Los trabajos han reportado que los principales parámetros que afectan al fenómeno de la TCE son: el sobrecalentamiento del líquido, la dimensión de la muestra, la composición, el flujo de fluido, la inoculación de partículas en la aleación, las perturbaciones mecánicas, la adición de refinadores de grano y el tamaño de la fundición.



**Figura I.2** – Esquema del resultado de la solidificación en un molde donde se puede observar: la zona chill “ó zona de enfriamiento rápido”, la zona columnar, la zona equiaxial central y la zona de TCE [41].

En los primeros estudios de la relación entre la macroestructura y las propiedades de las aleaciones se pudo observar, que la macroestructura tiene influencia en las propiedades mecánicas de las aleaciones: por ejemplo, a partir de la conocida ecuación de Hall-Petch [63], la misma establece que la tensión de fluencia es inversamente proporcional a la raíz cuadrada del tamaño del grano. Sin embargo, esto se cumple solamente para granos equiaxiales, con ausencia de defectos.

Posteriormente, se pudo demostrar que la evolución microestructural y los defectos presentes en las aleaciones tienen una mayor influencia en las propiedades mecánicas [46], [64], [65]. Entre los parámetros estructurales se pueden mencionar a los espaciamientos dendríticos primarios “ $\lambda_1$ ”, secundarios “ $\lambda_2$ ” y terciarios “ $\lambda_3$ ”, mientras que los defectos presentes en una aleación pueden ser; poros, inclusiones, precipitación de segundas fases, bordes de grano, entre otros.

Estos defectos presentes en las aleaciones se deben principalmente a que la última zona en solidificar se vuelve más rica en soluto (zona interdendrítica), es decir, que aparecen gradientes de concentraciones tanto a nivel microscópico como macroscópico en las aleaciones solidificadas, y esto hace que las propiedades del material no sean homogéneas [64], [65].

Estas zonas ricas en soluto tanto a nivel interdendrítico como intergranular son los lugares más aptos para la aparición de estos defectos.

Es por estas razones que el presente trabajo de Tesis tiene como objetivo analizar los parámetros metalográficos, los valores de microdureza Vickers y los parámetros térmicos en aleaciones Al-Cu solidificadas unidireccionalmente, de composiciones hipoeutécticas (Al-1%Cu, Al-4,5%Cu y Al-15%Cu) y eutéctica (Al-33,2%Cu).

## 1.2. Objetivos

### Objetivo General:

Investigar la influencia de la transferencia de calor unidireccional en la obtención de diferentes estructuras de solidificación en aleaciones Al-Cu y su correlación con la microdureza.

### Objetivo Particular:

1. Realizar experiencias de solidificación direccional con aleaciones del sistema Al-Cu, de composiciones hipoeutécticas y eutécticas, con diferentes velocidades de enfriamiento, a fin de obtener diferentes estructuras de granos (columnar, equiaxial y con TCE).  
Analizar las macroestructuras y las microestructuras resultantes, realizando el levantamiento de los perfiles de los tamaños de los granos y los espaciamientos dendríticos primarios " $\lambda_1$ ", secundarios " $\lambda_2$ ", terciarios " $\lambda_3$ " y de los espaciamientos eutécticos " $\lambda$ ".
2. Determinar los valores de microdureza Vickers "HV" de las probetas solidificadas, y establecer las siguientes correlaciones:
  - los espaciamientos dendríticos primarios, secundarios y terciarios con los tiempos de solidificación local.
  - los espaciamientos eutécticos con el tiempo de solidificación local.
  - los perfiles de microdureza con los perfiles de los tamaños de los granos, los espaciamientos dendríticos, los espaciamientos eutécticos y las fases presentes en las aleaciones.

### 1.3. Bibliografía

- [1] "ASM Handbook, Casting, ASM International Handbook Committee," vol. 15, 2004.
- [2] W. F. Smith and J. Hashemi, *Fundamentos de la Ciencia e Ingeniería de los Materiales*, Cuarta Ed. 2006.
- [3] "ASM Handbook, Metallography and Microstructures, ASM International Handbook Committee," vol. 9, 2004.
- [4] "ASM Handbook, Properties and selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials, ASM International Handbook Committee," vol. 2, 2004.
- [5] L. Wang, M. Makhlof, and D. Apelian, "Aluminium die casting alloys: alloy composition, microstructure, and properties-performance relationships," *International Materials Reviews*, vol. 40, no. 6, pp. 221-238, 1995.
- [6] A. Garcia, "Influência das variáveis térmicas de solidificação na forma da macroestrutura e da microestrutura e correlação com propriedades decorrentes," *Projeções*, vol. 23, pp. 13-32, 2005.
- [7] A. E. Ares, "Transición columnar a equiaxial en aleaciones plomo estaño," Instituto Sábato, CNEA- UNSaM, 1997.
- [8] B. Chalmers and W. C. Winegard, "Supercooling and dendritic freezing in alloys," *Transactions of the ASM*, vol. 46, pp. 1214-1224, 1954.
- [9] D. Walton and B. Chalmers, "The Origin of the Preferred Orientation In the Columnar Zone of Ingots," *Transactions of the metallurgical society of AIME*, vol. 215, no. June, pp. 447-457, 1959.
- [10] B. Chalmers, "The structure of ingots," *Transactions of the metallurgical society of AIME*, vol. 8, no. 3, pp. 255-263, 1963.
- [11] B. Chalmers, *Principles of solidification*, W & S. 1964.
- [12] K. A. Jackson, J. D. Hunt, D. R. Uhlmann, and T. P. Seward, "On the Origin of the Equiaxed Zone in Castings," *Transactions of the metallurgical society of AIME*, vol. 236, no. February, pp. 149-158, 1966.
- [13] T. Z. Kattamis and M. C. Flemings, "Dendrite structure and grain size of undercooled melts," *Transactions of the metallurgical society of AIME*, vol. 236, no. November, pp. 1523-1532, 1966.
- [14] T. F. Bower and M. C. Flemings, "Structure of dendrites at Chill Surfaces," *Transactions of the metallurgical society of AIME*, vol. 239, no. October, pp. 1620 - 1625, 1967.
- [15] R. T. Southin, "Nucleation of the Equiaxed Zone in Cast Metals," *Transactions of the metallurgical society of AIME*, vol. 239, no. February, pp. 220-225, 1967.
- [16] H. Biloni and B. Chalmers, "Origin of the equiaxed zone in small ingots," *Journal of Material Science*, vol. 3, pp. 139-149, 1968.
- [17] H. Biloni and R. Morando, "10- On the Nature of the Chill Zone in Ingot Solidification," *Transactions of the metallurgical society of AIME*, vol. 242, no. June, pp. 1121-1125, 1968.
- [18] A. Ohno, T. Motegi, and H. Soda, "Origin of equiaxed crystals in casting," *Trans. ISIJ*, vol. 11, pp. 18-23, 1971.
- [19] S. E. Kisakurek, "An Experimental investigation into the formation of an equiaxed zone in ingot casting: Pb-Sb alloy system," *Journal of Materials Science*, vol. 19, pp. 2289-2305, 1984.
- [20] W. Kurz and D. J. Fisher, *Fundamentals of Solidification*. Aedermannsdorf, Switzerland: Trans. Tech. Publ., 1984.
- [21] J. D. Hunt, "Steady state columnar to equiaxed growth of dendrites and eutectic," *Materials Science and Engineering*, vol. 65, pp. 75-83, 1984.
- [22] H. Fredriksson and A. Olsson, "Mechanism of transition from columnar to equiaxed zone in ingots," *Materials Science and Technology*, vol. 2, no. May, pp. 508-516, 1986.

- [23] M. Rappaz and P. Thévoz, "Solute diffusion model for equiaxed dendritic growth," *Acta Metall.*, vol. 35, no. 7, pp. 1487-1497, 1987.
- [24] R. B. Mahapatra and F. B. Weinberg, "Columnar to equiaxed transition in Al-3wt%Cu alloy," *Metallurgical Transactions*, vol. 3, no. 2, pp. 425-431, 1987.
- [25] S. C. Flood and J. D. Hunt, "Columnar and Equiaxed Growth: A model of a columnar front with a temperature dependent velocity," *Journal of Crystal Growth*, vol. 82, pp. 543-551, 1987.
- [26] I. Ziv and F. B. Weinberg, "The columnar to equiaxed transition in Al-3%Cu," *Metallurgical and Materials Transactions*, vol. 20, no. A, pp. 731-734, 1989.
- [27] S. G. R. Brown and J. A. Spittle, "Computer simulation of grain growth and macrostructure development during solidification," *Materials Science and Technology*, vol. 5, pp. 362-368, 1989.
- [28] P. Thévoz, J. L. Desbiolles, and M. Rappaz, "Modeling of Equiaxed Microstructure Formation Casting," *Metallurgical Transactions A*, vol. 20, no. A, pp. 311-322, 1989.
- [29] C. Y. Wang and C. Beckermann, "Equiaxed dendritic solidification with convection: Part I. Multiscale/multiphase modeling," *Metallurgical and Materials Transactions*, vol. 27, no. A, pp. 2754-2764, Sep. 1996.
- [30] C. Y. Wang and C. Beckermann, "Equiaxed dendritic solidification with convection: Part II. Numerical Simulations for an Al-4 Wt Pct Cu Alloy," *Metallurgical and Materials Transactions*, vol. 27, no. A, pp. 2765-2783, 1996.
- [31] C. Y. Wang and C. Beckermann, "Equiaxed dendritic solidification with convection: Part III. Comparisons with NH<sub>4</sub>Cl-H<sub>2</sub>O experiments," *Metallurgical and Materials Transactions*, vol. 27, no. A, pp. 2784-2795, 1996.
- [32] M. Gaumann, R. Trivedi, and W. Kurz, "Nucleation ahead of the advancing interface in directional solidification," *Materials Science and Engineering A*, vol. 226-228, pp. 763-769, 1997.
- [33] C. A. Gandin, "from constrained to unconstrained growth during directional solidification," *Acta Materialia*, vol. 48, pp. 2483-2501, 2000.
- [34] C. A. Gandin, "Experimental study of the transition from constrained to unconstrained growth during directional solidification," *ISIJ International*, vol. 40, pp. 971-979, 2000.
- [35] A. E. Ares and C. E. Schvezov, "Solidification parameters during the columnar to equiaxed transition in lead-tin alloys," *Metallurgical and Materials Transactions*, vol. 31, no. A, pp. 1611-1625, 2000.
- [36] C. A. Siqueira, N. Cheung, and A. Garcia, "Solidification thermal parameters affecting the columnar to equiaxed transition," *Metallurgical and Materials Transactions*, vol. 33, no. A, pp. 2107-2117, 2002.
- [37] M. A. Martorano, C. Beckermann, and C. A. Gandin, "A Solutal Interaction Mechanism for the Columnar to Equiaxed Transition in Alloy Solidification," *Metallurgical and Materials Transactions*, vol. 34, no. A, pp. 1657-1674, 2003.
- [38] C. A. Siqueira, N. Cheung, and A. Garcia, "The columnar to equiaxed transition during solidification of Sn-Pb alloys," *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 351, pp. 126-134, Mar. 2003.
- [39] D. J. Browne, "A New Equiaxed Solidification Predictor from a Model of Columnar Growth," *ISIJ International*, vol. 45, no. 1, pp. 37-44, 2005.
- [40] H. B. Dong and P. D. Lee, "Simulation of the columnar-to-equiaxed transition in directionally solidified Al-Cu alloys," *Acta Materialia*, vol. 53, pp. 659-668, Feb. 2005.
- [41] J. A. Spittle, "Columnar to equiaxed grain transition in as solidified alloys," *International Materials Reviews*, vol. 51, no. 4, pp. 247-269, Aug. 2006.

- [42] A. E. Ares and C. E. Schvezov, "Influence of Solidification Thermal Parameters on the Columnar to Equiaxed Transition of Aluminium-Zinc and Zinc-Aluminium Alloys," *Metallurgical and Materials Transactions*, vol. 38, no. A, pp. 1485-1499, 2007.
- [43] H. Jung, N. Mangelinck-Nöel, H. Nguyen-Thi, B. Billia, G. Reinhart, and A. Buffet, "Directional Solidification Processing on CET in Al-Based Alloys," *Met. Mater. Int.*, vol. 15, no. 1, pp. 21-26, 2009.
- [44] A. E. Ares, S. F. Gueijman, and C. E. Schvezov, "An experimental investigation of the columnar-to-equiaxed grain transition in aluminum-copper hypoeutectic and eutectic alloys," *Journal of Crystal Growth*, vol. 312, pp. 2154-2170, Jul. 2010.
- [45] M. Prates and G. J. Davies, *Solidificação e Fundição de Metais e suas Ligas*, Livros Téc. 1978.
- [46] M. C. Flemings, *Solidifications Processing*. 1974.
- [47] H. Biloni, *Physical Metallurgy, Chapter 9: Solidification*. 1983.
- [48] M. Wu and A. Ludwig, "Using a three-phase deterministic model for the columnar-to-equiaxed transition," *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 38, pp. 1465-1475, 2007.
- [49] S. McFadden, D. J. Browne, and C. A. Gandin, "A comparison of columnar-to-equiaxed transition prediction methods using simulation of the growing columnar front," *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 40, pp. 662-672, 2009.
- [50] M. A. Martorano and V. B. Biscuola, "Predicting the columnar-to-equiaxed transition for a distribution of nucleating undercoolings," *Acta Materialia*, vol. 57, pp. 607-615, 2009.
- [51] G. Reinhart et al., "Investigation of columnar-equiaxed transition and equiaxed growth of aluminium based alloys by X-ray radiography," *Materials Science and Engineering A*, vol. 413-414, pp. 384-388, 2005.
- [52] H. Nguyen-Thi et al., "In-situ and real-time investigation of columnar-to-equiaxed transition in metallic alloy," *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 38, pp. 1458-1464, 2007.
- [53] M. Prates and H. Biloni, "Variables affecting the nature of the chill zone," *Metallurgical and Materials Transactions B*, vol. 3, pp. 1501-1510, 1972.
- [54] A. Morales, M. E. Glicksman, and H. Biloni, "Influence of Mould Wall Microgeometry on Casting Structure," in *Solidification and Casting of Metals*, 1979, pp. 184-192.
- [55] M. H. Burden and J. D. Hunt, "Cellular and dendritic growth. I," *Journal of Crystal Growth*, vol. 22, pp. 99-108, 1974.
- [56] M. H. Burden and J. D. Hunt, "Cellular and dendritic growth. II," *Journal of Crystal Growth*, vol. 22, pp. 19-116, 1974.
- [57] M. H. Burden and J. D. Hunt, "A mechanism for the columnar to equiaxed transition in castings or ingots," *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 6, pp. 240-241, 1975.
- [58] R. D. Doherty, P. D. Cooper, M. H. Bradbury, and F. J. Honey, "On the columnar to equiaxed transition in small ingots," *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 8, pp. 397-402, 1977.
- [59] C. Beckermann, Q. Li, and X. Tong, "Microstructure evolution in equiaxed dendritic growth," *Science and Technology of Advanced Materials*, vol. 2, no. 1, pp. 117-126, Mar. 2001.
- [60] A. Badillo and C. Beckermann, "Proceedings of the 5th decennial international conference on solidification processing, Sheffield," in *Growth of equiaxed dendritic crystals settling in an undercooled melt*, 2007, pp. 176-180.
- [61] M. Asta et al., "Solidification microstructures and solid-state parallels: recent developments, future directions," *Acta Materialia*, vol. 57, no. 4, pp. 941-971, Feb. 2009.
- [62] C. Y. Wang and C. Beckermann, "A unified solute diffusion model for columnar and equiaxed dendritic alloy solidification," *Materials Science and Engineering A*, vol. 171, pp. 199-211, 1993.

- [63] E. O. Hall, "The Deformation and Ageing of Mild Steel: III Discussion of results," *Proc. Phys. Soc.*, vol. 71, no. B, pp. 747-752, 1951.
- [64] J. T. Berry, "Effects of solidification Conditions on Mechanical Behavior of Al Cast Alloys," *AFS Trans.*, vol. 78, pp. 421-428, 1970.
- [65] J. M. V. Quaresma, C. A. Santos, and A. Garcia, "Correlation between Unsteady-State Solidification Condition, Dendrite Spacings, and Mechanical Properties of Al-Cu Alloys," *Metallurgical and Materials Transactions*, vol. 31, no. A, pp. 3167-3178, 2000.

# CAPÍTULO II

## Revisión Bibliográfica

En este capítulo se presenta una revisión bibliográfica sobre los temas estudiados en esta Tesis.

### 2.1. Mecanismos de formación de los granos equiaxiales

En una pieza obtenida por un proceso de fundición se puede esperar que la estructura de los granos sea completamente columnar, completamente equiaxial o que coexistan ambos tipos de estructuras. A la zona en donde coexisten los granos columnares y los granos equiaxiales se la denomina zona de la transición de estructura columnar a equiaxial “TCE” [1], [2].

La TCE se produce cuando en el líquido fundido que se encuentra delante de la interfase líquida nuclean granos equiaxiales y los mismos crecen frenando el crecimiento de la estructura columnar.

La manifestación de este fenómeno, es una situación indeseable a nivel industrial debido a que en general se prefieren, o bien los granos columnares (los mismos crecen según una orientación cristalográfica preferencial, sus características anisotrópicas lo hacen aptos para utilizarse, por ejemplo, en la fabricación de álabes de turbinas, en la obtención de monocristales, entre otros) o bien los granos equiaxiales (son isótropos y son los que más se buscan a nivel industrial por sus aplicaciones). Por esta razón, hace casi 60 años que se estudia el fenómeno de la TCE [2–58].

Basado en la gran cantidad de estudios realizados sobre el fenómeno de la TCE, a continuación se destacan algunos mecanismos de formación de los granos equiaxiales frente al crecimiento de los granos columnares.

**2.1.1. Sobreenfriamiento constitucional (Winegard *et al.* en 1954 [3]):** esta hipótesis sugiere que debido al enriquecimiento de soluto al frente de la interface sólido – líquido (ver Figura II.1) se produce una zona sobreenfriada constitucionalmente (en las proximidades de la interface).

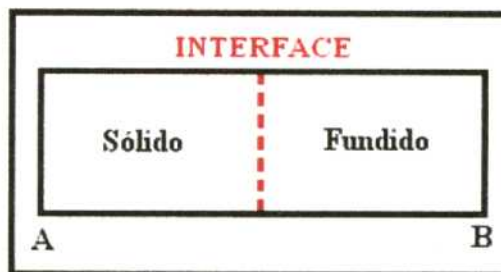


Figura II.1 – Recipiente cilíndrico AB donde se asume que la interface es una superficie plana [3].

Winegard *et al.* proponen que los granos que aparecen en el centro del lingote; es decir, al frente de la interface de crecimiento columnar/dendrítico son producto de que el sobreenfriamiento constitucional es superior a un valor crítico y que, por lo tanto, se produce la nucleación de los granos equiaxiales.

Para que exista crecimiento dendrítico el sobreenfriamiento (temperatura de equilibrio entre el líquido y el sólido menos la temperatura actual del líquido) debe ser negativo. En metales puros no se observa el crecimiento dendrítico, ya que la única manera de mantener un sobreenfriamiento negativo es a través de la pérdida de calor de la fase líquida. El flujo de calor no puede realizarse a través de la interface y se realiza en la dirección transversal a esta última.

**2.1.2. Teoría del big bang (Chalmers en 1963 [5]):** en esta teoría el autor afirma que los granos equiaxiales nuclean en las paredes del molde “zona chill” durante el enfriamiento rápido y que algunos de los mismos son arrastrados por la convección/turbulencia causada cuando se vierte el metal caliente, los núcleos que superan la refusión crecen en el seno del líquido sobreenfriado al frente de la interface columnar, produciendo una zona de granos equiaxiales.

**2.1.3. Refundición de los brazos dendríticos (Jackson *et al.* en 1966 [7]):** observaron la solidificación de materiales orgánicos (ciclohexanol y ciclohexanol con fluoresceína).

Jackson *et al.* afirmaron que en un material relativamente puro (ciclohexanol) el diámetro del tronco principal y los diámetros de los brazos secundarios son similares. Sin embargo, a medida que se incrementa el nivel de impurezas (ciclohexanol más fluoresceína) el radio de curvatura de la punta de la dendrita es mucho menor que el ancho del tronco principal y los brazos secundarios son unidos al tronco principal por estrechos cuellos.

Sobre este resultado: Jackson *et al.* consideraron que el ciclohexanol y el ciclohexanol más fluoresceína pueden ser extrapolados a los casos de metales relativamente puros y aleaciones, respectivamente.

Jackson *et al.* sostuvieron que la refundición de los brazos dendríticos puede ocurrir por recalcancia del sistema completo o por la recalcancia local producida por fluctuaciones causadas por la mezcla, debida al efecto de la convección o la agitación; es decir que, los brazos dendríticos son arrastrados al centro del líquido fundido por convección y flotabilidad, donde pueden crecer. Además, los brazos dendríticos que crecen en el centro de la fundición deben estar sobreenfriados constitucionalmente.

**2.1.4. Lluvia de dendritas (Southin en 1967 [10]):** estudiando las aleaciones Al-Cu, de composiciones hipoeutécticas, con concentraciones de 0%, 0,1% y 2% de Cu, Southin determinó que debido a la pérdida del calor desde la superficie del lingote, en la parte superior del mismo se formaba una zona de gruesos granos dendríticos. En esta etapa las dendritas o fragmentos de dendritas descendían hacia el seno del material fundido encontrándose con el metal sólido que crecía desde las paredes del molde. Southin observó que estos granos en la zona equiaxial tenían forma de cometa, es decir, que poseían una gruesa cabeza dendrítica y un tallo que crece con la misma estructura que los granos columnares.

**2.1.5. Separación de los cristales equiaxiales desde las paredes del molde (Ohno *et al.* en 1971 [13]):** esta teoría propuesta por Ohno es muy similar a la teoría del big bang propuesta por Chalmers en [5].

En su trabajo Ohno utilizó la microscopía óptica para observar el inicio de la solidificación direccional en las paredes del molde, cuando trabajaba con aleaciones de los sistemas Sn-Bi, Bi-Sn, Sn-Pb. En presencia de soluto, Ohno observó que en las paredes del molde crecían cristales de granos equiaxiales, que se adherían a las paredes del mismo por estrechos cuellos. Después, y antes de la formación completa del sólido en las paredes del molde, observó que los cristales equiaxiales se separan de las paredes del molde debido a la refusión de los cuellos, causada por la convección térmica. Estos cristales equiaxiales que se encuentran separados de las paredes del molde actúan como núcleos para la formación de los granos en la zona equiaxial.

**2.1.6. Sobreenfriamiento de la punta de la dendrita (Hunt 1984 [16]):** la dificultad que encontró para realizar este modelo, es que debido a que la zona rica en soluto, al frente del crecimiento dendrítico, no es muy extensa, ya que la mayoría del soluto reyectado es empujado hacia los costados (entre las dendritas) entonces la punta de la misma queda con una capa de soluto mucho menor.

Sin embargo, la punta de la dendrita crece por debajo de la temperatura de liquidus y el líquido sobreenfriado se extiende hasta la punta de la dendrita.

Entonces, basado en el concepto del sobreenfriamiento constitucional; es decir en que los cristales equiaxiales crecen en un líquido sobreenfriado, Hunt utilizó una teoría de nucleación (heterogénea) y crecimiento para describir el fenómeno del crecimiento equiaxial en estado estacionario.

De estudios previos se sabía que el sobreenfriamiento en la punta de la dendrita dependía de las variables de solidificación, y el mismo viene dado por:

$$\Delta T_C = \frac{G_L \cdot D_L}{V'} + A' \cdot (C_0 \cdot V')^{1/2} \quad (\text{II.1})$$

donde:

$\Delta T_C$  – Sobreenfriamiento en la punta de la dendrita (°C).

$G_L$  – Gradiente de temperatura en el líquido (°C/cm).

$V'$  – Velocidad de la interface (cm/s).

$C_0$  – Composición inicial (% en peso).

$D_L$  – Coeficiente de difusión de soluto en el líquido (cm<sup>2</sup>/s).

$A$  – Constante.

Partiendo de la ecuación II.1 determinó la interacción y el crecimiento equiaxial con el frente columnar a partir de soluciones analíticas de aproximación, y suponiendo que el tipo de crecimiento (completamente columnar, TCE o completamente equiaxial) va a depender de la fracción en volumen “ $\phi_E$ ” de los cristales equiaxiales cuando el frente columnar pasa por los mismos. Obtuvo finalmente, que:

El crecimiento equiaxial se produce cuando:

$$\phi_E > 0,66 \text{ o cuando } G_L < 0,617 \cdot (N_0)^{1/3} \cdot \left\{ 1 - \frac{(\Delta T_N)^3}{(\Delta T_C)^3} \right\} \cdot \Delta T_C \quad (\text{II.2})$$

Y el crecimiento columnar se produce cuando:

$$\phi_E < 0,0066 \text{ o cuando } G_L > 0,617 \cdot (100N_0)^{1/3} \cdot \left\{ 1 - \frac{(\Delta T_N)^3}{(\Delta T_C)^3} \right\} \cdot \Delta T_C \quad (\text{II.3})$$

donde:

$G_L$  – Gradiente de temperatura en el líquido (°C/cm).

$N_0$  – Número de sitios de nucleación por unidad de volumen (1/cm<sup>3</sup>).

$\Delta T_C$  – Sobreenfriamiento de la punta de la dendrita (°C).

$\Delta T_N$  – Sobreenfriamiento para la nucleación heterogénea (°C).

Si bien se han realizado una gran cantidad de estudios experimentales para determinar cuál es el mecanismo que mejor explica la formación de la zona de los granos equiaxiales, se pueden destacar las teorías mencionadas anteriormente [3], [5], [7], [10], [13], [16] como los mecanismos principales. Probablemente, más de un mecanismo actúa a la vez durante una experiencia, esto va a depender de las condiciones en las que se realiza la solidificación [2]. En esta Tesis se realiza un análisis de distintos parámetros térmicos (gradiente de temperatura en líquido “ $G_L$ ”, velocidad de la interfase “ $V_L$ ”, velocidad de enfriamiento “ $\dot{T}$ ”, entre otros) que promueven la formación de la zona equiaxial.

## 2.2. Gradiente de temperatura crítico y velocidades de las interfaces/interfaces

En esta Tesis se registró el movimiento de las interfaces en un pequeño volumen de aleación, mediante un sistema de termocuplas y no el movimiento de las interfaces en la punta de las dendritas, las que son determinadas en una pequeña área, como se observa en la Figura II.2-b. Mediante el sistema de termocuplas lo que se determina es el movimiento de las interfaces promedios (en un determinado volumen), las que pueden ser: la interfase líquida “(L)/(S+L)”, la interfase sólida “(S+L)/(S)”, y la interfase eutéctica “(S+L)/(E+L)”, como se observa en la Figura II.2-a. Las características principales de estas interfaces son: a) no puede existir sólido por encima de la interfase líquida. b) no puede existir líquido por debajo de la interfase sólida. c) en la zona pastosa “mushy ó (L+S)” se encuentran todas las interfaces, es decir que la zona pastosa se sitúa entre las temperaturas locales de solidus y liquidus [40], [59].

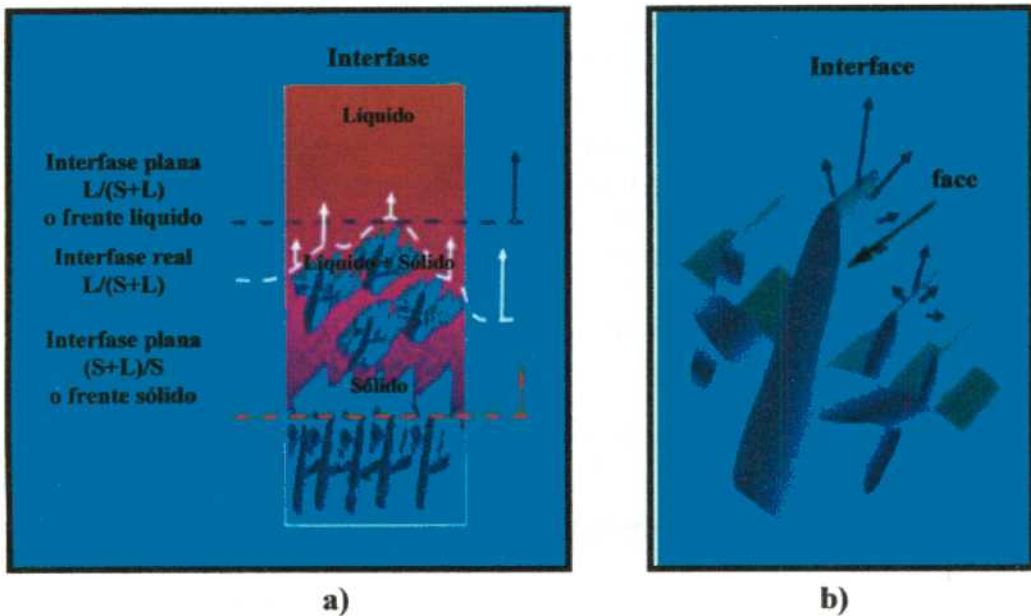


Figura II.2 – Diferencia entre interfase e interface [40], [59].

A continuación se presenta una descripción de algunos trabajos destinados a determinar los parámetros térmicos como: el gradiente de temperaturas en el líquido “ $G_L$ ”, la velocidad de la interfase líquida “ $V_L$ ” y la velocidad de la interface “ $V$ ”. Se denominan como valores críticos del  $G_L$ ,  $V_L$ ,  $V$  y flujo de calor “ $q$ ” a los correspondientes valores que toman cada uno de estos parámetros al momento en que se produce la TCE.

**Mahapatra et al. en 1987** [19] utilizando el método de solidificación unidireccional en aleaciones Sn-Pb determinaron la posición de la TCE en cada una de las probetas y mediante un modelo matemático del flujo de calor en el sistema obtuvieron las temperaturas locales, los  $G_L$  y las  $V$  de las aleaciones.

Observaron que la TCE ocurrió de manera abrupta en las probetas que solidificaron y que la TCE se producía cuando el gradiente de temperatura en el líquido, al frente de la punta de la dendrita, alcanzaba un valor mínimo; por ejemplo, en aleaciones Sn-10%Pb el gradiente de temperatura resultó igual a  $1,1 \text{ }^\circ\text{C/cm}$  ( $110 \text{ K/m}$ )\* mientras que para una aleación Sn-5%Pb el valor del gradiente de temperatura era de  $1 \text{ }^\circ\text{C/cm}$  ( $100 \text{ K/m}$ ). Asimismo, determinaron que la posición de la TCE es independiente del sobrecalentamiento.

\* Los valores indicados entre paréntesis se expresan en unidades del sistema internacional en toda la tesis.

**Ziv et al. en 1989** [21], analizaron las aleaciones Al-3%Cu solidificadas unidireccionalmente y realizaron un modelo matemático de transferencia de calor similar al [19], donde hallaron que la TCE es abrupta y que el  $G_L$  al momento de la transición tomó un valor mínimo y crítico igual  $0,6 \text{ }^\circ\text{C/cm}$  ( $60 \text{ K/m}$ ). Por otro lado, realizando diferentes experiencias en las que agregaban agentes nucleantes “TiB<sub>2</sub>” a la aleación encontraron que hay un número determinado de núcleos por debajo del cual no se produce ningún efecto en la TCE y que el parámetro que determina la posición de la TCE es el  $G_L$ .

**Gandin en 2000** [29] realizó experiencias de solidificación unidireccional en Aluminio con un 99,99%wt de pureza y en aleaciones Al-7%Si suprimiendo el flujo de fluido inducido durante el vertido del metal líquido. El enfriamiento se realizó desde la parte superior del lingote.

El mismo encontró que la longitud columnar se incrementa con la disminución del contenido de soluto, y que estos resultados concordaban con los expuestos por Mahapatra *et al.* en [19]. También, mencionó que Mahapatra *et al.* en [19] propusieron que, para una determinada composición de una aleación, la TCE podía ocurrir en un gradiente de temperatura fijo tomado en el líquido a la temperatura de liquidus. Posteriormente, estos resultados fueron validados por Ziv *et al.* en [21] trabajando con aleaciones Al-Cu.

En el trabajo que realizaron Mahapatra *et al.* [19] los valores de los  $G_L$  estaban medidos a partir de las curvas de enfriamiento o por medio de un modelo numérico. Por lo tanto no se ajustaban a la teoría del sobreenfriamiento en la punta de la dendrita, sin embargo consideró correctos los resultados expuestos por Mahapatra *et al.* en [19], haciendo la salvedad de que el valor del  $G_L$  es sólo una estimación, ya que las dendritas columnares crecían varios grados por debajo de la isoterma liquidus y la TCE se produjo por debajo de la posición de la termocupla.

**Gandin en 2000** [28] elaboró un modelo de solidificación unidimensional basado en la resolución de la ecuación de flujo de calor, (con las mismas experiencias realizadas en [29]).

Observó en experimentos realizados en aleaciones Al-Si [29] que si la estructura del lingote es completamente columnar, la  $V'$  primero se incrementa durante la etapa de disipación del sobrecalentamiento cuando el  $G_L$  (que se encuentra delante del frente de crecimiento dendrítico) se aproxima a cero, este  $G_L$  posteriormente toma valores negativos y poco tiempo después el valor máximo de la  $V'$  es alcanzado.

Cuando utilizó el modelo de solidificación unidireccional con los resultados obtenidos en [29] encontró que la  $V'$  es máxima a  $2/3$  de la longitud del lingote, esta posición se encuentra próxima a la zona de la TCE.

**Ares et al. en 2000** [30], realizaron experiencias de solidificación unidireccional ascendente en aleaciones Pb-Sn en un rango de concentraciones que va desde el 2%Sn hasta el 40%Sn.

Determinaron que existe un valor de velocidad de enfriamiento “ $T$ ” crítica para estas aleaciones, por debajo de la cual la estructura de las mismas es completamente equiaxial. Asimismo, Ares *et al.* en [30] determinaron que no existe correlación entre el sobrecalentamiento y la longitud de la zona columnar, validando lo expuesto anteriormente por Mahapatra *et al.* en [19].

A diferencia de los autores antes mencionados determinaron que la TCE se da en una zona y no que se produce abruptamente.

También, concluyeron que la  $V'$ , el  $G_L$  y el flujo de calor alcanzan valores críticos cuando se produce la TCE. Los valores de las velocidades de las interfases líquidas variaron entre  $2,4 \text{ cm/min}$  ( $0,4 \cdot 10^{-3} \text{ m/s}$ ) y  $1,5 \text{ cm/min}$  ( $0,25 \cdot 10^{-3} \text{ m/s}$ ), mientras que el rango de valores de los gradientes de temperatura se encontró entre  $-0,8 \text{ }^\circ\text{C/cm}$  ( $-80 \text{ K/m}$ ) y  $1 \text{ }^\circ\text{C/cm}$  ( $100 \text{ K/m}$ ). Para el  $q$  los valores de las medidas se encontraron entre  $0 \text{ J/cm}^2\text{min}$  ( $0 \text{ J/m}^2\text{s}$ ) y  $16,2 \text{ J/cm}^2\text{min}$  ( $2700 \text{ J/m}^2\text{s}$ ).

Después de la TCE la velocidad de la interfase líquida se acelera mucho más que la de la interfase sólida.

**Siqueira et al. en 2002** [31] determinaron los parámetros que afectan a la TCE en aleaciones Al-Cu y Sn-Pb solidificadas unidireccionalmente de manera ascendente, en estado no estacionario, bajo distintas condiciones de sobrecalentamiento y eficiencia en la transferencia de calor en la interface metal/molde .

Ellos encontraron que la TCE se produce en una zona casi horizontal. Además, determinaron que la TCE en aleaciones hipoeutécticas Al-Cu se produce con  $V'$ , que se encuentran en el rango de 1,68 cm/min ( $0,28 \cdot 10^{-3}$  m/s) a 5,28 cm/min ( $0,88 \cdot 10^{-3}$  m/s) y con  $G_L$  que se encuentran en el rango de 2,8 °C/cm (280 K/m) a 7,5 °C/cm (750 K/m). Comparando con otros trabajos [19], [21], [28], [30], [60] dijeron que la TCE no puede basarse solamente en las  $V'$  o en la presencia de un  $G_L$  crítico. Y que un criterio mejor sería considerar el efecto de ambos (el  $G_L$  y la  $V'$ ) para determinar la TCE.

Siqueira et al. afirmaron que para velocidades de enfriamiento " $\dot{T}$ " que se encuentran por encima de un determinado valor crítico predomina el crecimiento de la estructura columnar. Asimismo, mencionan que este valor crítico de la  $\dot{T}$  depende solamente del sistema de aleación. Finalmente, determinaron que la velocidad de enfriamiento crítica es igual a 12 °C/min (0,2 K/s) para aleaciones Al-Cu y a 0,6 °C/min (0,01 K/s) para aleaciones Sn-Pb.

**Siqueira et al. en 2003** [33] señalaron la influencia de los parámetros térmicos de solidificación en la TCE. Para esto, realizaron la solidificación de aleaciones Sn-Pb en estado no estacionario. Mediante una más baja eficiencia del calor transferido en la interface metal/molde determinaron una velocidad de enfriamiento crítica en la punta de la dendrita de 0,84°C/min (0,014 K/s), que solamente depende del sistema de aleación.

Los resultados obtenidos mediante un modelo numérico mostraron que el efecto del sobrecalentamiento es importante cuando el coeficiente de transferencia de calor en la interface metal/molde no es muy bajo, y que la longitud de la zona columnar aumenta a medida que disminuye la concentración de Plomo y el incremento del coeficiente de transferencia de calor.

**Ares et al. en 2007** [38] solidificaron aleaciones Al-Zn y Zn-Al en un horno de solidificación vertical. En concordancia con lo expuesto en [30] determinaron que la TCE se produce de manera gradual y que la  $V_L$ , el  $G_L$  y el  $q$  toman valores críticos cuando se produce la TCE.

También, volvieron a indicar que la TCE es el resultado de una competencia entre el crecimiento dendrítico columnar y equiaxial en dos campos, uno es el térmico y el otro es el de velocidad en los cuales las condiciones dadas permiten que los granos equiaxiales sean más aptos para crecer. Consideraron que la nucleación de los granos equiaxiales no es masiva sino que se da en forma de cascada y que esta estimación está basada en las teorías de las velocidades de las dendritas equiaxiales, las cuales son más pequeñas que las medidas de las velocidades de la interfase líquida.

**Ares et al. en 2010** [40] solidificaron aleaciones Al-Cu de composiciones hipoeutécticas y eutécticas, en forma unidireccional ascendente. Determinaron los parámetros térmicos ( $\dot{T}$ , la temperatura de sobrecalentamiento,  $V_L$ ,  $G_L$ , entre otros) y los parámetros metalográficos (tamaños de grano, espaciamentos dendríticos primarios " $\lambda_1$ ", secundarios " $\lambda_2$ " y eutécticos " $\lambda$ ") de las aleaciones y la vinculación que existe entre los mismos.

Encontraron que los gradientes de temperatura mínimos y críticos toman valores que se encuentran en el rango entre -4,4 °C/cm (-440 K/cm) y 0,9 °C/cm (90 K/cm) y que las  $V_L$  varían entre 4,02 cm/min ( $0,67 \cdot 10^{-3}$  m/s) y 12,96 cm/min ( $2,16 \cdot 10^{-3}$  m/s).

También, señalaron que la zona de granos equiaxiales se produce para altas  $V_L$  y bajos  $G_L$ , la zona de granos columnares aparece para altos  $G_L$  y bajas  $V_L$  y la zona de TCE se produce para valores intermedios de estos dos parámetros.

En los trabajos expuestos anteriormente se puede observar la importancia de algunos parámetros térmicos, tales como,  $G_L$ ,  $V_L$ ,  $V'$  al momento en que se produce el fenómeno de la TCE en distintos sistemas solidificados unidireccionalmente. En el presente trabajo de Tesis se

determinaron valores de  $G_L$  y  $V_L$  en aleaciones Al-Cu de diferentes composiciones en un sistema de solidificación unidireccional ascendente (que será descrito en el Capítulo III).

### 2.3. Redistribución de soluto

El estudio de la redistribución de soluto se basa principalmente en el movimiento del soluto que se encuentra en el líquido fundido al frente de la interface. Para su estudio se pueden distinguir cuatro casos extensamente estudiados y aceptados [6], [14], [15], [41], [42], [61–73]:

- **Solidificación en equilibrio:** difusión total del soluto tanto en el sólido como en el líquido (dado por la regla de la palanca [62], [71], [72]), es un caso ideal que no se da en la práctica debido principalmente a que la velocidad de difusión en el sólido es muy inferior a la velocidad de difusión en el líquido. Se utiliza como punto de partida para analizar otros casos.
- **Redistribución de soluto en el líquido solo por difusión, y difusión nula en el sólido:** este estudio fue desarrollado por Tiller *et al.* en [62], [64]. El estudio se llevó a cabo con las suposiciones de que el soluto no se mueve, que la difusión en el sólido es tan pequeña (comparada con la difusión en el líquido) que se considera despreciable y que la difusión en el líquido es perpendicular a la interface.
- **Redistribución de soluto por mezcla total en el líquido y nula en el sólido:** este caso es desarrollado a partir de la ecuación de Scheil [41], [61], [62]. Al considerar que la mezcla es total se está suponiendo que el soluto está uniformemente distribuido en toda la matriz del líquido.
- **Redistribución de soluto por mezcla parcial en el líquido:** fue desarrollada por Burton *et al.* en [63], y es considerado como un caso intermedio de los dos anteriores.

Debido a la heterogeneidad composicional de las piezas fundidas (segregación) y a los defectos producidos en estas estructuras, los estudios de redistribución de soluto están principalmente destinados al estudio de la macrosegregación [42], [43], [74–80] y la microsegregación [15], [43], [65], [81–87], o que proporcionan información sobre ambos efectos [34], [88].

Los cuatro principales casos de redistribución de soluto se agruparán en dos grandes grupos:

1. Solidificación en equilibrio.
2. Solidificación de no equilibrio:
  - Redistribución de soluto en el líquido solo por difusión, y difusión nula en el sólido.
  - Redistribución de soluto por mezcla total en el líquido y nula en el sólido.
  - Redistribución de soluto por mezcla parcial en el líquido.

Cada uno de los casos de redistribución de soluto se analiza considerando un sistema geométrico muy simple (ver Figura II.3), en el que se considera que [6]:

- La interface es plana y se mueve a velocidad constante  $V^*$ ;
- La composición es uniforme a través de cualquier sección transversal;
- El transporte de soluto es paralelo a la dirección del movimiento de la interface, esto indica que el flujo de calor “ $q$ ” y la difusión de soluto son uniaxiales.

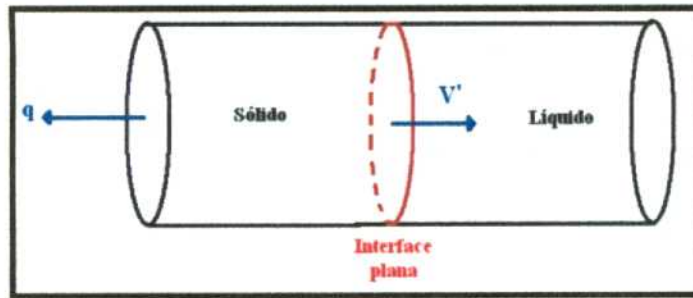


Figura II.3 – Elemento de solidificación uniaxial.

Para comenzar el estudio de la distribución de soluto es necesario inicialmente suponer el caso ideal, en el que se considera a las líneas de solidus y liquidus como rectas (ver Figura II.4).

Para explicar la manera en que se redistribuye el soluto en este caso ideal se define el coeficiente de distribución de equilibrio “ $k_0$ ”, como: la relación entre las composiciones de soluto en el sólido “ $C_S$ ” y en el líquido “ $C_L$ ” en función de la temperatura [6], [41], [62].

$$k_0 = \frac{C_S}{C_L} \quad (\text{II.4})$$

El valor de  $k_0$  es una característica del sistema, y se considera que es independiente de la  $V'$ .

En la Figura II.3 se pueden observar los dos casos posibles que pueden ocurrir, cuando el valor del coeficiente  $k_0$  es: mayor o menor a uno.

En la mayoría de los casos el coeficiente  $k_0$  no es adecuado y se define un coeficiente de distribución efectivo “ $k_E$ ”, como la relación entre la composición del sólido “ $C_S$ ” que es formado en el mismo instante por solidificación de un líquido de composición inicial “ $C_0$ ” promedio [6], [41], [62].

$$k_E = \frac{C_S}{C_0} \quad (\text{II.5})$$

El valor de  $k_E$  depende de las condiciones en que se realiza la solidificación y de la velocidad de la interface.

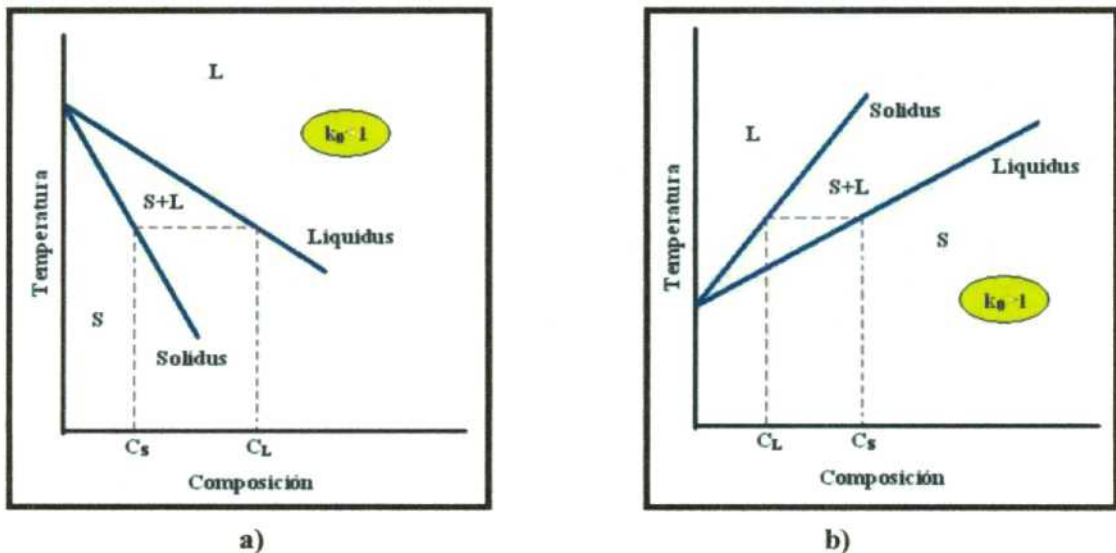


Figura II.4 – Representación esquemática del diagrama de equilibrio de fases considerando a las líneas de solidus y liquidus como rectas para: a)  $k_0 < 1$ . b)  $k_0 > 1$ .

En lo que se presenta a continuación se considerará un  $k_0$  menor a uno, salvo que se diga lo contrario.

### 2.3.1. Solidificación en equilibrio

La interface sólido-líquido avanza lentamente y la difusión de soluto en las fases líquidas y sólidas se mantienen en equilibrio todo el tiempo; es decir, que en todo momento las composiciones del sólido y el líquido se mantienen como lo expresa el diagrama de equilibrio [15].

Este tipo de solidificación no se observa generalmente en la práctica, debido a que la difusión del soluto en la fase sólida es muy lenta [6], [15], [61].

La variación de composición durante la solidificación, tomando en cuenta la suposición de que la difusión sea completa tanto en el sólido como en el líquido, se puede observar en el diagrama de la Figura II.5. Este proceso se puede describir como sigue:

Después del enfriamiento del líquido (un instante por debajo de la línea de liquidus) ocurre la nucleación de una pequeña cantidad de sólido que se forma a una temperatura  $T_1$  con una composición  $C_0k_0$ . A medida que continúa el enfriamiento la cantidad de soluto en el interior del sólido y del líquido se incrementan siguiendo las líneas de solidus y liquidus, respectivamente [41], [62], [66].

Lo principal del proceso de solidificación en equilibrio es que la composición del sólido varía desde  $k_0C_0$  hasta  $C_0$  (línea solidus) mientras que la composición del líquido, al mismo tiempo, varía desde  $C_0$  hasta  $C_0/k_0$  (línea liquidus) [41], [62], [66].

La suposición de que el sólido y el líquido están en equilibrio todo el tiempo indica que no existen gradientes de concentraciones en el sólido. Esta suposición demanda que el proceso de difusión en el sólido sea lo suficientemente rápido para que el gradiente de concentraciones sea tan pequeño, de modo que se puede hacerlo despreciable. Esto solo puede suceder si la velocidad de avance de la interface es baja comparada con la velocidad de difusión del soluto en el sólido, y si la distancia de difusión es pequeña [6].

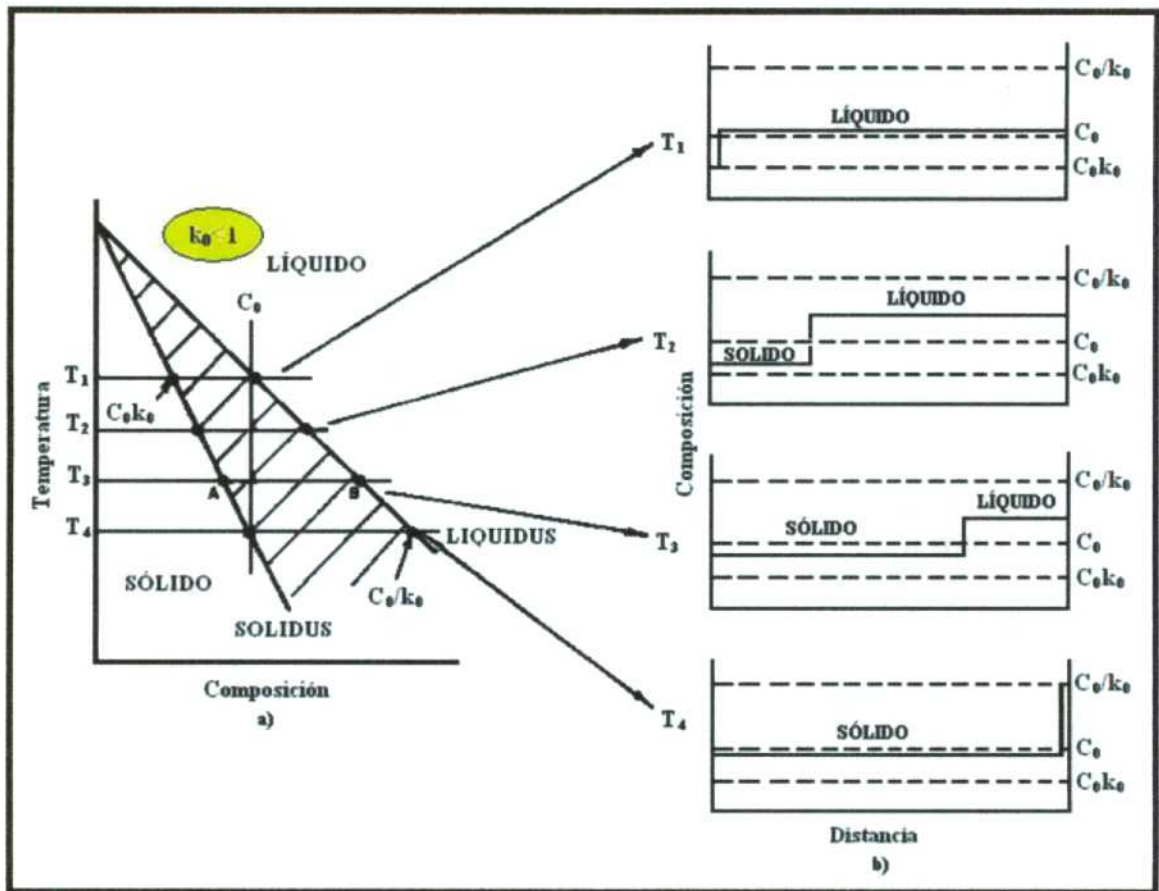


Figura II.5 – Variaciones de composición durante la solidificación en equilibrio para una constante de distribución  $k_0 < 1$  [41].

### 2.3.2. Solidificación de no equilibrio

En la mayor parte de los procesos de solidificación las variaciones en la composición no pueden ser despreciadas, las velocidades de difusión del soluto en el líquido y en el sólido generan importantes gradientes de concentraciones que no pueden ser despreciados [6], [41].

A continuación se presentan tres casos de solidificación que ocurren fuera del equilibrio, en todos los casos se supone que las variaciones de concentración en el sólido solo ocurren después de la solidificación [6], [41].

#### - Redistribución de soluto en el líquido solo por difusión y difusión nula en el sólido

Para este caso el soluto no se mueve, por lo tanto no hay mezcla en el sólido o en el líquido. Como la difusión en el sólido es mucho más baja que en el líquido, se despreciará a la primera y se considerará que la difusión en el líquido es perpendicular a la interface [6], [61], [66].

Durante el proceso de solidificación en algún momento la distribución de soluto tiene la forma de la Figura II.6, en la que se pueden observar las composiciones del líquido " $C_L$ " y del sólido " $C_S$ " en la interface.

El soluto reyectado en la interface difunde en el líquido, y esta distribución es representada por la curva de la Figura II.6.

A medida que la interface avanza se produce una condición de estado estacionario; es decir, que el sólido se forma con una composición  $C_0$ . Esta condición se da cuando el soluto reyectado en la interface es equilibrado por la cantidad de soluto que difunde lejos de la misma [6], [64].

Bajo las condiciones de estado estacionario el perfil de soluto posee las siguientes condiciones de contorno (ver Figura II.6):

$$x = 0 \rightarrow C = C_0/k_0 \quad (\text{II.6})$$

$$x = \infty \rightarrow C = C_0 \quad (\text{II.7})$$

La ecuación diferencial que describe la solidificación en régimen estacionario puede ser obtenida a partir de considerar un pequeño elemento de espesor  $\delta x$  a una distancia  $x$  de la interface.

El flujo que entra en la unidad de área por la cara  $x$  es  $D_L \cdot (d^2c/dx^2)$  y el que sale por la cara  $x+\delta x$  es  $V' \cdot (dc/dx)$ , por lo tanto el flujo neto es igual a:

$$D_L \cdot \left( \frac{d^2c}{dx^2} \right) + V' \cdot \left( \frac{dc}{dx} \right) = 0 \quad (\text{II.8})$$

donde:

- $D_L$  - Coeficiente de difusión de soluto en el líquido ( $\text{cm}^2/\text{s}$ ).
- $V'$  - Velocidad de la interface ( $\text{cm/s}$ ).
- $x$  - Distancia a la interface ( $\text{cm}$ ).

Esta ecuación diferencial tiene una solución de la forma:

$$C_L = A + B \cdot e^{-\left(\frac{V' \cdot x}{D_L}\right)} \quad (\text{II.9})$$

Donde A y B son constantes. Aplicando finalmente las condiciones de contorno se obtiene:

$$C_L = C_0 \cdot \left[ 1 + \frac{1 - k_0}{k_0} \cdot \exp\left(-\frac{V'}{D_L} x\right) \right] \quad (\text{II.10})$$

El espesor efectivo de la capa rica en soluto está dada por la distancia característica  $D_L/V'$ . Tomando en cuenta que el transitorio final corresponde a un aumento del contenido de soluto al frente de la interface durante la condición de estado estacionario, esta longitud será del orden de  $D_L/V'$  [6], [41].

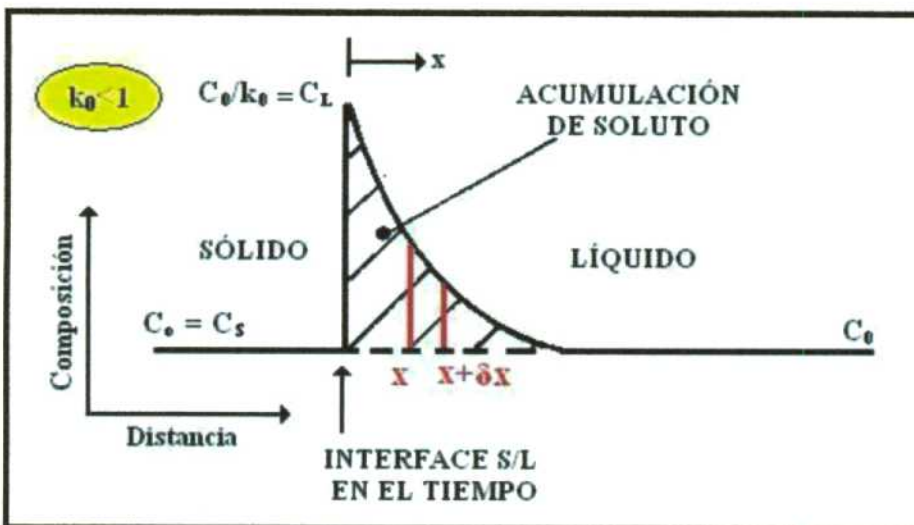


Figura II.6 – Acumulación de soluto al frente de la interface sólido/líquido [41].

### - Transitorio inicial

El primer sólido que se forma lo hace a partir de un líquido de composición  $C_0$ , y tiene una composición  $k_0 C_0$ . Esto sigue así hasta que la condición de estado estacionario, donde las concentraciones del líquido y el sólido en la interface son  $C_0/k_0$  y  $C_0$ . Tiller *et al.* en [64] expusieron que la composición del sólido  $C_S$  sea en función de la distancia desde el comienzo de la solidificación:

$$C_S = C_0 \cdot \left\{ (1 - k_0) \cdot \left[ 1 - \exp\left(-k_0 \cdot \frac{V'}{D_L} \cdot X\right) + k_0 \right] \right\} \quad (\text{II.11})$$

Esta solución es aproximada y más tarde se encontró una solución exacta expuesta en [6], que es igual a:

$$\frac{C_S}{C_0} = \frac{1}{2} \cdot \left\{ 1 + \operatorname{erf} \sqrt{\left(\frac{V'}{2 \cdot D_L}\right) \cdot X} + (2 \cdot k_0 - 1) \exp\left[-k_0 \cdot (1 - k_0) \frac{V'}{D_L} X\right] \operatorname{erf} \left[ \frac{(2 \cdot k_0 - 1) \cdot \sqrt{\left(\frac{V'}{2 \cdot D_L}\right) \cdot X}}{2} \right] \right\} \quad (\text{II.12})$$

Los valores determinados por estas dos ecuaciones no tienen casi diferencias y las mismas pueden ser ignoradas en la mayoría de los casos, y el único parámetro importante es la distancia característica " $X_C$ " que viene dada por [6]:

$$X_C = \frac{D_L}{k_0 \cdot V'} \quad (\text{II.13})$$

### - Redistribución de soluto por mezcla total en el líquido y nula en el sólido

Al considerar que la mezcla es total en el líquido, cuando  $k_0 < 1$ , el soluto reyectado en la interface se distribuirá uniformemente en todo el líquido. Con estas condiciones en las etapas iniciales, cuando existen grandes cantidades de líquido, la variación total en la composición será pequeña [6], [41], [61], [62].

Si llamamos:

$f$  – Fracción en volumen que se solidificó.

$w$  – Masa de soluto restante en el líquido.

$w_0$  – Masa total de soluto antes del inicio de la solidificación.

$C_L$ , Composición en el líquido.

$C_S$ , Composición en el sólido.

$$C_S = C_L \cdot k_0 \quad (\text{II.14})$$

$$C_L = \frac{w}{1 - f} \quad (\text{II.15})$$

Si ahora solidifica una fracción " $df$ " la concentración será:

$$C_S = -\frac{dw}{df} \quad (\text{II.16})$$

Utilizando la ecuación II.16 se tiene:

$$C_S = \frac{k_0 \cdot w}{1 - f} \quad (\text{II.17})$$

$$-\frac{dw}{w} = \frac{k_0 \cdot df}{1 - f} \quad (\text{II.18})$$

Integrando desde el inicio del proceso hasta el punto donde una fracción  $f$  se hace sólida, se tiene que:

$$\int_{w_0}^w -\frac{dw}{w} = \int_0^f \frac{k_0 \cdot df}{1 - f} \quad (\text{II.19})$$

$$w = w_0 \cdot (1 - f)^{k_0} \quad (\text{II.20})$$

donde:

$$C_S = \frac{dw}{df} = w_0 \cdot k_0 \cdot (1 - f)^{k_0 - 1} \quad (\text{II.21})$$

Considerándose un volumen unitario  $c_0 = w_0$ .

$$C_S = C_0 \cdot k_0 (1 - f)^{k_0 - 1} \quad (\text{II.22})$$

$$C_L = C_0 \cdot (1 - f)^{k_0 - 1} \quad (\text{II.23})$$

Es la conocida ecuación de Scheil, y la curva de distribución de soluto se presenta en la Figura II.7.

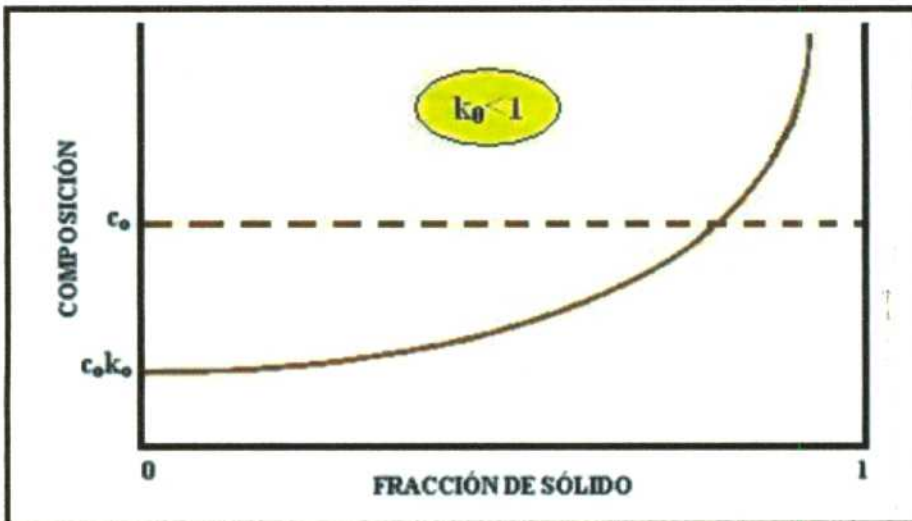


Figura II.7 – Distribución de soluto según la ecuación de Scheil [41].

- **Redistribución de soluto por mezcla parcial en el líquido**

Este tipo de redistribución de soluto es un caso intermedio entre los de enfriamiento sin mezcla y con mezcla completa. En este caso se considera la mezcla parcial de soluto en el líquido por el efecto combinado de la difusión y la convección y fue estudiado por Burton en [63].

Se asume una capa de difusión límite “ $d_f$ ”, fuera de la cual la composición de líquido es mantenida uniforme por convección y dentro de la cual el transporte de masa ocurre solamente por difusión (ver Figura II.8).

El  $k_E$  viene dado por [6], [41]:

$$C_S = \frac{C_L \cdot k_0}{k_0 + (1 - k_0) \cdot \exp\left[\left(-\frac{v' \cdot d_f}{D_L}\right) \cdot \right]} \quad (\text{II.24})$$

$$k_E = \frac{k_0}{k_0 + (1 - k_0) \cdot \exp\left[\left(-\frac{v' \cdot d_f}{D_L}\right) \cdot \right]} \quad (\text{II.25})$$

De acuerdo a las condiciones de enfriamiento  $k_E$  puede variar entre 1 y  $k_0$ . Para enfriamiento con mezcla parcial, la redistribución de soluto está representada por la siguiente ecuación:

$$C_S = k_E \cdot C_0 \cdot (1 - f)^{k_E - 1} \quad (\text{II.26})$$

La distribución de soluto es afectada por el flujo de fluido a través del parámetro  $V' \cdot d_f / D_L$ .

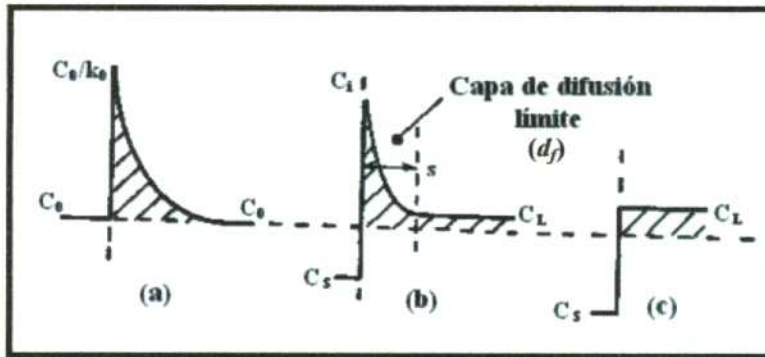


Figura II.8– Efecto de las condiciones de mezcla parcial de soluto en el líquido [41].

De los cuatro casos de redistribución de soluto expuestos anteriormente se puede mencionar que la solidificación de equilibrio es simplemente de interés teórico ya que, como se mencionó anteriormente, la velocidad de solidificación en la fase sólida es muy inferior a la de solidificación en la fase líquida y no es aplicable en casos prácticos [62].

Entre los casos de solidificación de no equilibrio se puede decir que la hipótesis expuesta por Tiller *et al.* en [64] presenta etapas de comportamiento estacionario y esto no se encuentra en las probetas solidificadas unidireccionalmente.

La ecuación de Scheil [41], [61], [62] y lo desarrollado por Burton *et al.* [63] son los de mayor interés práctico en aleaciones solidificadas unidireccionalmente y serán utilizadas en la presente Tesis para el análisis de la variación en la composición de la microestructura (en el Capítulo V).

## 2.4. Microsegregación

### 2.4.1. Segregación en borde de grano

El fenómeno de la segregación que se produce en los bordes de los granos se puede presentar de dos maneras diferentes. La primera se da si el contorno del grano es paralelo a la dirección de crecimiento (ver Figura II.9-a), y la segunda se produce cuando se encuentran dos interfaces en crecimiento como se muestra en la Figura II.9-b [41].

En el primer caso los requisitos de energía superficial llevarán a un efecto de cavidad en el contorno de los granos. La presencia del sobreenfriamiento constitucional son condiciones energéticamente favorables para una segregación significativa en las cavidades de los bordes de los granos [41].

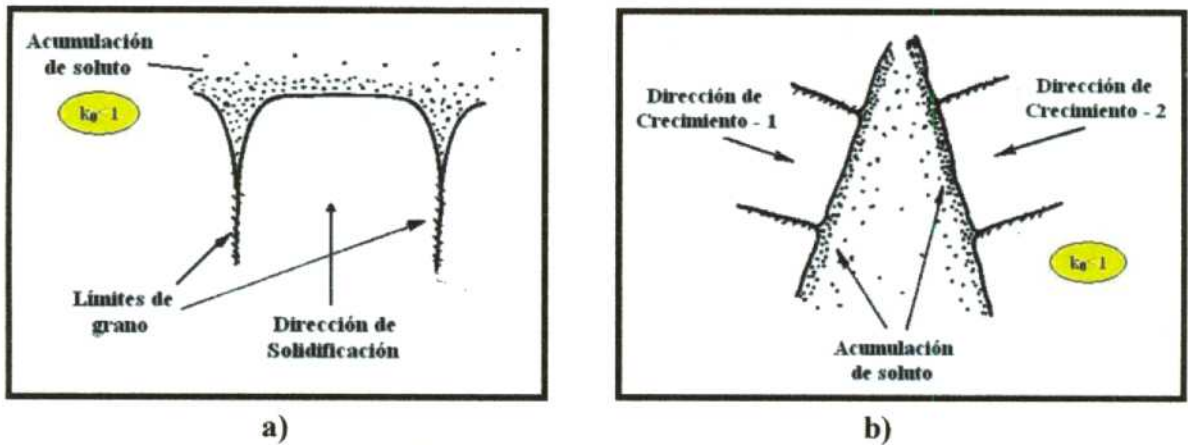


Figura II.9 - Segregación en borde de grano [41].

### 2.4.2. Segregación Celular

Si consideramos una aleación monofásica, se tiene que:

$$\frac{G_L}{V'} < \frac{m \cdot C_0}{D_L} \cdot \frac{(1 - k_0)}{k_0} \quad (\text{II.27})$$

donde:

$G_L$  – Gradiente de temperatura en el líquido ( $^{\circ}\text{C}/\text{cm}$ ).

$V'$  – Velocidad de la interface (cm/s).

$m$  – Pendiente de la línea liquidus ( $^{\circ}\text{C}/\%$  en peso).

$C_0$  – Composición inicial de la aleación (% en peso).

$D_L$  – Coeficiente de difusión de soluto en el líquido ( $\text{cm}^2/\text{s}$ ).

$k_0$  – Coeficiente de distribución de equilibrio.

Se puede saber que para un bajo grado de sobreenfriamiento constitucional, puede aparecer una interface celular. A medida que la interface avanza, el líquido que es adyacente se encuentra enriquecido en soluto, para valores de ( $k_0 < 1$ ).

Cuando la punta tenga forma circular el soluto será reyectado a los costados. Como la reyección de soluto ocurre lateralmente, el mismo se acumulará en los contornos de la célula, es decir, que la segregación será más severa en los puntos de unión “nodos” de la estructura en el caso de la disposición hexagonal (ver Figura II.10).

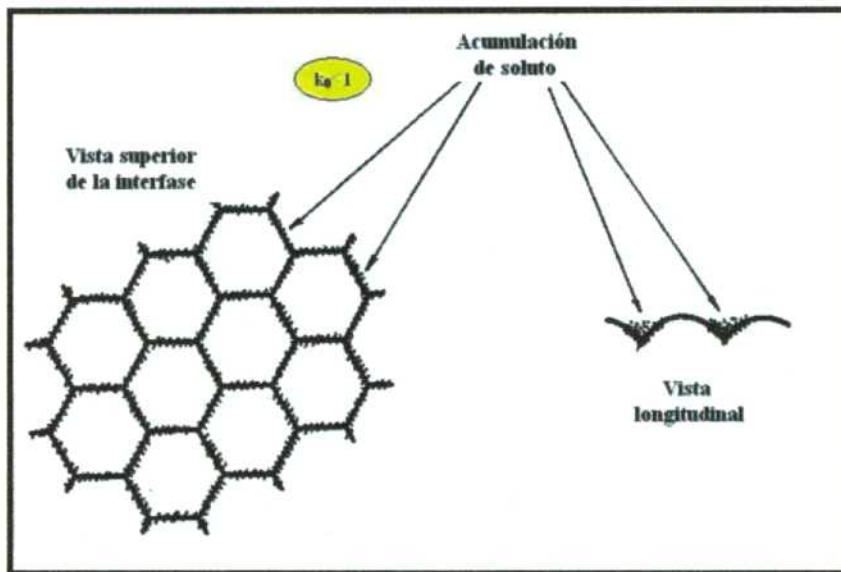


Figura II.10 – Distribución de soluto durante la solidificación celular [41].

Fornaro *et al.* en [81], [86] analizaron la transición de la interface plana a celular durante la solidificación unidireccional de aleaciones diluidas Al-Cu (con 0,2%Cu y 0,5%Cu) para diferentes condiciones de solidificación controlada. En estos trabajos estudian la microsegregación en la zona intercelular que es producto del fenómeno de la transición y de las condiciones de solidificación (gradiente de temperatura en el líquido “ $G_L$ ”, velocidad de la interface “ $V$ ”, composición inicial de la aleación “ $C_0$ ”).

Mediante un adecuado análisis metalográfico detrás de la interface obtuvieron información sobre los efectos de las condiciones de solidificación local sobre la microsegregación, esto les permitió además explicar la aparición de distintas subestructuras de solidificación y proponer mecanismos basados en la teoría de la estabilidad morfológica. Estudios similares a este fueron desarrollados por Biloni en [43], [61].

### 2.4.3. Segregación interdendrítica

La redistribución del soluto reyectado durante el proceso de solidificación dendrítica produce una variación de soluto entre el centro y la zona externa de una ramificación dendrítica, este gradiente de concentraciones producido se denomina “coring” [41].

En algunos casos extremos la acumulación de soluto entre las ramificaciones dendríticas puede favorecer a la formación de segundas fases en cantidades significativamente mayores a las que se observan en el diagrama de equilibrio.

En la Figura II.11 se presentan las posibles curvas de distribución de soluto a lo largo de una barra sólida, ya que el engrosamiento de una ramificación dendrítica puede ser considerado como el engrosamiento unidireccional de pequeñas barras (ver Figura II.12) y así ser útil nuevamente las expresiones utilizadas en redistribución de soluto.

El espaciamiento dendrítico primario “ $\lambda_1$ ” nos va a definir la extensión de la microsegregación. Los espaciamientos dendríticos secundarios “ $\lambda_2$ ” no son determinados por el comportamiento inicial de crecimiento sino por los efectos que se producen durante el engrosamiento “coarsening” que se da en la zona pastosa o zona mushy (donde los pequeños  $\lambda_2$  desaparecen y las grandes ramificaciones dendríticas crecen).

Este comportamiento indica una relación inversa entre la  $V$  y los espaciamientos dendríticos primarios y secundarios, dada por:

$$\lambda = p. (G_L \cdot V)^{-n} \quad (II.28)$$

Donde  $p$  es una constante de proporcionalidad y  $n$  es un exponente que toma valores entre  $1/2$  y  $1/3$ . Resultados similares los expusieron Grugel en [89], [90], Ares *et al.* [40], Taha en [91], Flemings en [42], que encontraron expresiones con coeficientes que varían según lo indicado. Existen autores que encontraron expresiones con la misma forma pero con exponentes superiores a  $1/2$  como el caso de Amauri Garcia en [1], o el caso de Geying *et al.* en [92] que encontraron que en aleaciones Al-Cu el espaciamiento dendrítico primario no decrece continuamente con el incremento de la velocidad de crecimiento.

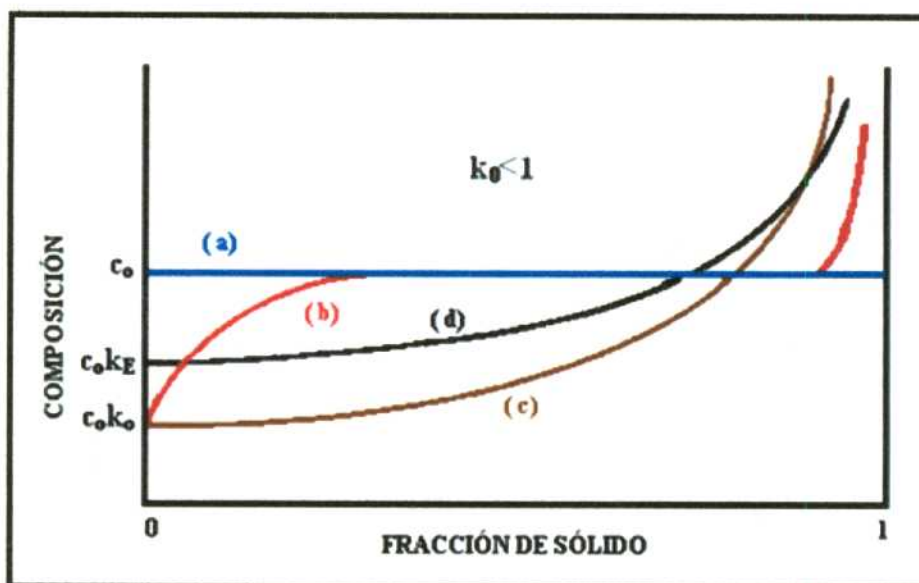


Figura II.11 – Distribución de soluto en una barra sólida solidificada unidireccionalmente [41].

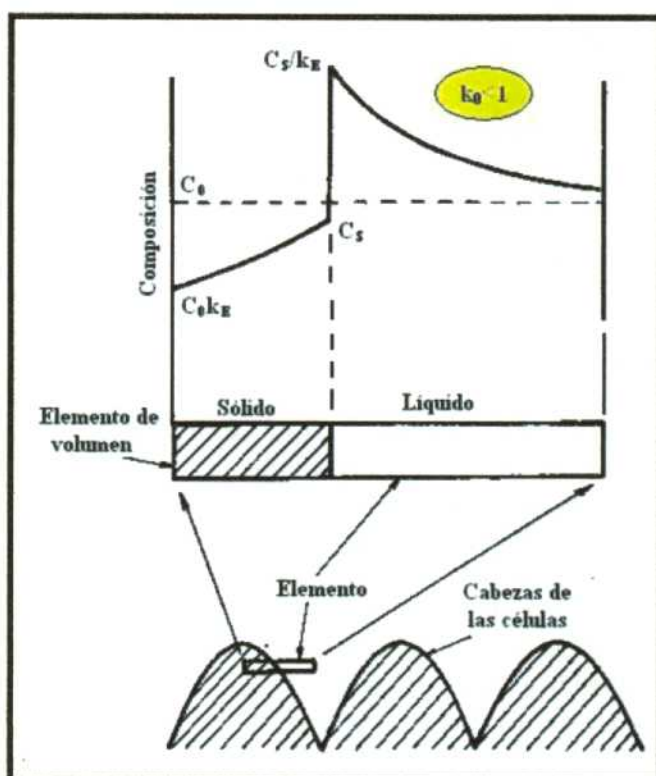


Figura II.12 – Redistribución de soluto en crecimiento celular [41].

## 2.5. Macrosegregación

La segregación de componentes de la aleación es el resultado directo de la reyección de soluto (o solvente) en la interface durante el proceso de solidificación. Los diferentes tipos de segregación difieren solamente en la dirección, distancia y extensión del movimiento del soluto [41], [61].

### 2.5.1. Segregación Normal

En este tipo de solidificación se hace referencia a una interface sólido/líquido plana o casi plana. Donde se considera que el movimiento de soluto se realiza paralelo a la dirección de crecimiento de la estructura, se desprecia la existencia de gradientes de concentraciones en la dirección transversal y los efectos de la microsegregación.

En la Figura II.13 se presentan dos casos extremos de solidificación normal. Se puede ver que de lo anteriormente expuesto en redistribución de soluto que la forma de esta curva va a depender del coeficiente de distribución de equilibrio " $k_0$ " de la velocidad de la interface " $V$ ", y de la cantidad de mezcla por el movimiento del fluido [6], [42].

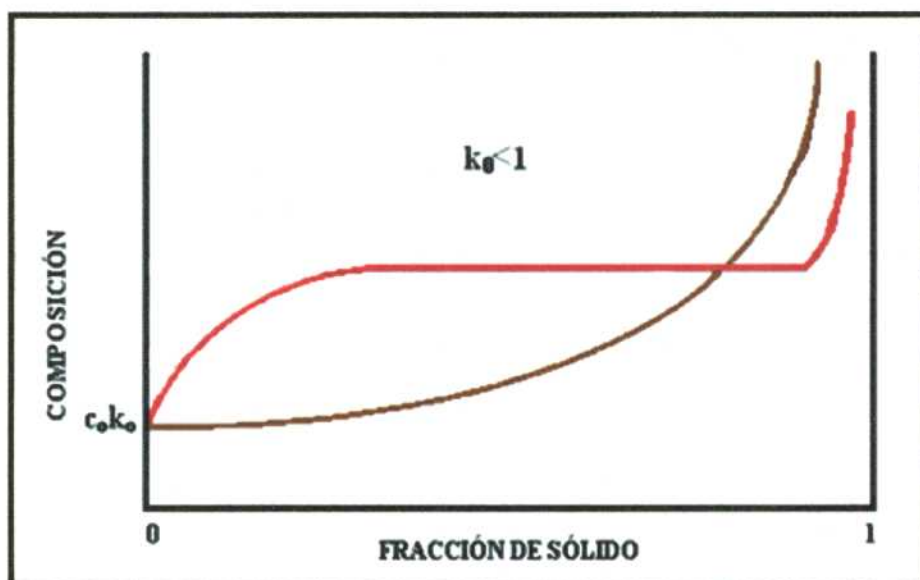


Figura II.13 – Casos extremos de segregación normal [42].

### 2.5.2. Segregación Inversa

Cuando una aleación solidifica se espera que el último líquido en solidificar sea rico en soluto. Pero cuando el crecimiento dendrítico es muy grande, las concentraciones de soluto se acumulan en los espaciamentos interdendríticos y se produce el flujo de este líquido [41], [42].

Este flujo en los espaciamentos interdendríticos se puede producir por diferentes causas: debido a la contracción del volumen de solidificación del lingote, por la contracción térmica producida por el enfriamiento del sólido y del líquido, debido a diferencias de densidades que se producen por diferencias de temperatura, o bien que son resultantes de los gradientes de concentraciones.

De estudios previos realizados en condiciones de solidificación unidireccional se conoce que el efecto de que la composición de Cobre sea mayor en la base de las probetas que en su parte superior se puede deber al fenómeno de segregación inversa [34], [76].

Algunos autores como Chalmers, Flemings y Prates expusieron resultados similares para aleaciones Al-4,5%Cu en [6], [41], [42], en donde se puede observar que las probetas contienen mayor cantidad de Cobre en su parte inferior (zona columnar).

Según Kleber *et al.* en [93] el fenómeno de la segregación inversa es causado no solamente por la contracción durante la solidificación, sino que se ve influenciado por el peso del líquido

interdendrítico, ya que la fuerza gravitacional ayuda a llevar el líquido interdendrítico desde la parte superior a la inferior (caso de solidificación unidireccional ascendente) a través de canales interdendríticos. Todo esto produce que haya una mayor concentración de soluto en la parte inferior de la muestra. Estos autores compararon el fenómeno de segregación inversa en aleaciones Al-Sn, mediante modelos analíticos y resultados experimentales de solidificación unidireccional. En sus resultados experimentales determinaron que la composición en la superficie exterior de la fundición puede ser 50% mayor que el valor nominal, mientras que en modelos de aleaciones Al-10%Sn la composición puede llegar a ser 100% mayor.

Ferreira *et al.* en [78] determinaron resultados parecidos en aleaciones Al-6,2%Cu donde comparan los resultados experimentales con un modelo analítico propuesto por Flemings y Nereo.

Voller *et al.* en [76] realizaron la simulación del efecto de la segregación inversa en aleaciones Al-Cu encontrando resultados parecidos a los expuestos anteriormente, haciendo énfasis en el efecto de la porosidad en la parte superior de las probetas. Los autores sostienen que la porosidad reduce la contracción y esto produce que el líquido interdendrítico reduzca su velocidad hacia la zona chill.

### 2.5.3. Segregación por gravedad

Se produce en las primeras etapas de la solidificación y se debe principalmente a la diferencia de densidades que produce movimientos diferenciales en el interior del metal líquido.

Este mecanismo es de gran importancia en sistemas de fases múltiples, ya que se forman dendritas libres cuyas densidades, en relación al líquido no solidificado, determinan el camino en el cual se moverán. El movimiento de estas dendritas aumenta los efectos de la segregación en la pieza solidificada.

Este tipo de segregación se presenta generalmente en los procesos de solidificación industrial [6].

### 2.5.4. Segregación en lingotes industriales

En estructuras de lingotes industriales se encuentran variaciones de composiciones tanto verticales como horizontales.

En la Figura II.14 se presenta el modelo más característico de segregación realizado para un acero calmado, donde se pueden ver las regiones de segregación positiva (concentración mayor a la media) y regiones de segregación negativa (concentración menor a la media) [41–43], [74], [75].

En la base del lingote se presenta una zona de material altamente puro que se le atribuye a la segregación por efecto de la gravedad [41].

Las regiones de segregación positiva tienen dos formas:

Las zonas exteriores - superiores que son denominadas segregados A y se producen debido a la variación en las velocidades de crecimiento, crecen en forma casi paralela y al final de la zona columnar [41], [42].

La zona central del lingote en su parte superior se denomina segregados V, esta segregación aparece después del proceso de solidificación y son producto de la decantación de los cristales que ocurre en la zona central equiaxial [41].

En la solidificación continua puede ocurrir que la segregación del flujo de fluido no sea en la dirección vertical. Existiendo una componente de flujo en dirección a las paredes del lingote y aparece una zona de segregación negativa en la parte central - inferior del lingote (siempre y cuando la densidad del líquido sea aproximadamente uniforme durante la fundición) [41].

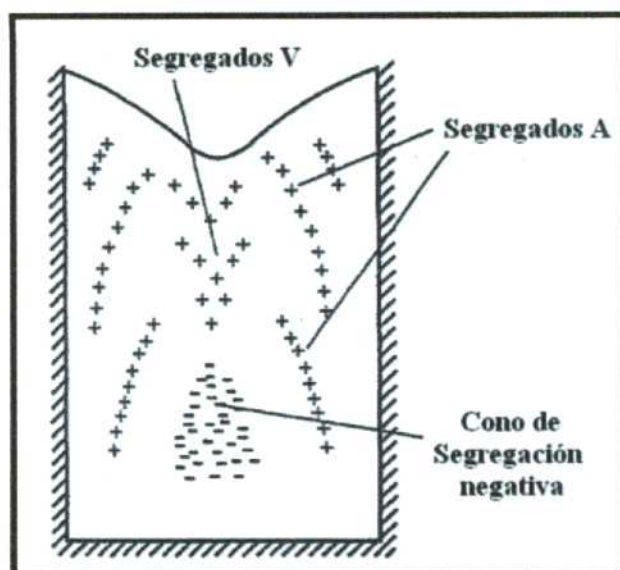


Figura II.14 – Segregación en un lingote industrial. (+) Segregación positiva, (-) Segregación negativa [75].

## 2.6. Microestructuras en aleaciones Al-Cu de composiciones hipoeutéctica y eutéctica

En la presente sección se describen las microestructuras presentes en las aleaciones Al-Cu de composiciones hipoeutécticas y eutéctica, debido a que aleaciones con estas características son estudiadas en esta Tesis.

### 2.6.1. Aleaciones Al-Cu de composiciones hipoeutécticas

El diagrama binario de equilibrio de fases Al-Cu de las aleaciones hipoeutécticas (Aluminio con menos del 33,2% en peso de Cobre) se presenta en la Figura II.15, donde se pueden distinguir tres importantes zonas [71], [94], [95]:

- 1- La zona de solución sólida  $\alpha$  (menos de 0,1% en peso de Cu): en esta zona los átomos de la aleación se encuentran disueltos por sustitución de los átomos de Aluminio. En esta zona la estructura terminal es monofásica.
- 2- La zona de estado sólido que se encuentra por debajo de la línea de solvus (entre 0,1% en peso de Cu y 5,65% en peso de Cu): aquí las partículas de la fase intermetálica  $Al_2Cu$  precipitan en un sólido de Al-Cu sobresaturado.
- 3- La zona que se encuentra a la derecha del punto de máxima solubilidad (5,65% en peso de Cu): las partículas de  $Al_2Cu$  precipitan durante el proceso de solidificación y forman una red de partículas de segunda fase alrededor de los granos  $\alpha$  solidificados previamente en la zona pastosa ( $L + \alpha$ ).

En las Figuras II.16 a II.18 se pueden ver esquemáticamente las microestructuras formadas durante la solidificación de aleaciones del sistema Al-Cu de los tres casos explicados anteriormente.

En general, las aleaciones Al-Cu pueden desarrollar diferentes morfologías, las mismas van desde una solución sólida monofásica (con menos de 0,1% en peso de Cu) hasta una estructura polifásica. La aparición de estas diferentes morfologías va a depender de la concentración de Cobre, de la solubilidad del Cobre y de cómo se forman estas fases durante el proceso de solidificación. Las morfologías de las fases presentes en las aleaciones les proporcionan, entre otros, diferentes propiedades mecánicas, de corrosión y de colabilidad a la aleación final [94], [96].

El Cobre en las aleaciones base Aluminio se puede encontrar, o bien disuelto en la matriz o formando compuestos intermetálicos tales como el  $\text{Al}_2\text{Cu}$  (esto ocurre ante la ausencia de Mg, o debido a que el mismo se encuentra en una proporción muy baja). Otros elementos como el Níquel y el Manganeso también tienden a formar compuestos con el Cobre [34], [96].

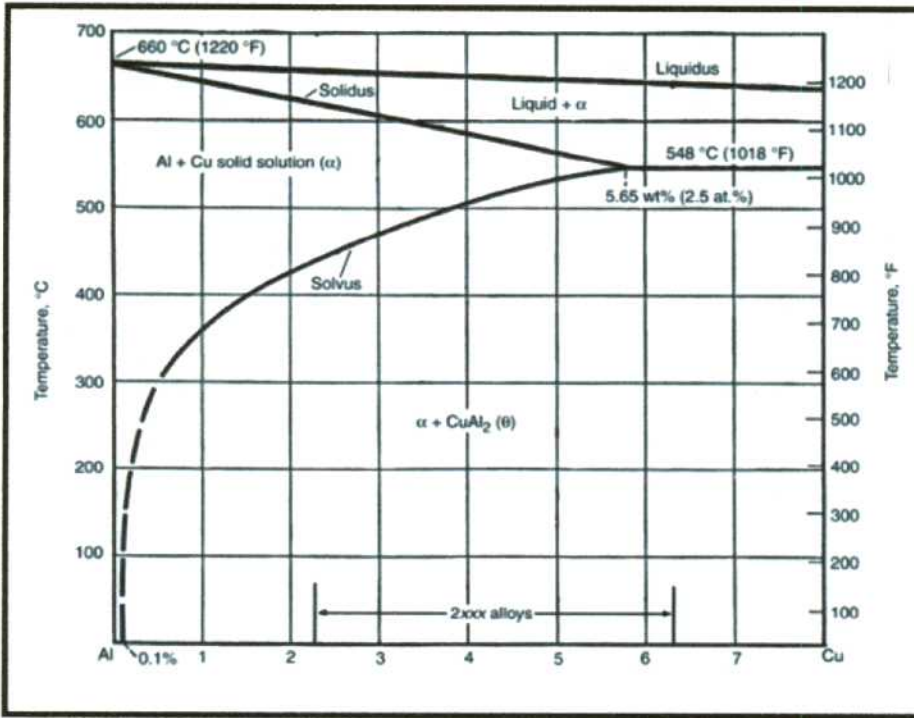


Figura II.15 - Diagrama de equilibrio de fases Al-Cu, detalle de composición entre 0 y 8% en peso de Cobre [94].

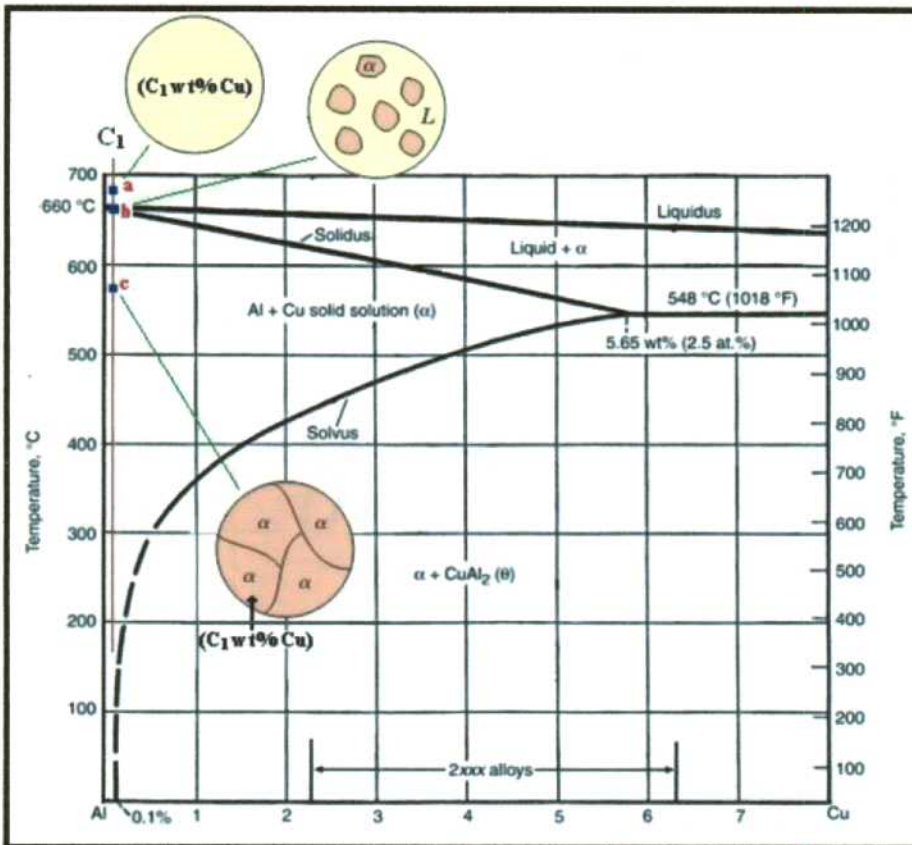


Figura II.16 - Microestructuras formadas durante la solidificación de una aleación monofásica Al-Cu de composición inicial  $C_1$  (contenido de Cu menor a 0,1% en peso de Cu).

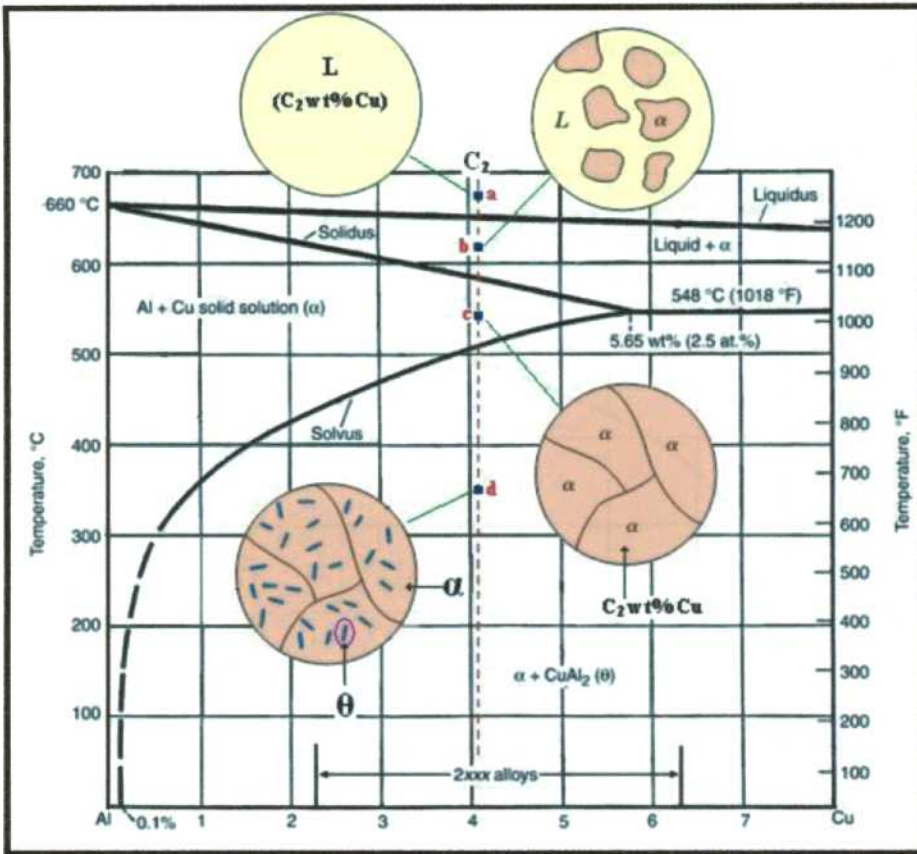


Figura II.17 – Microestructuras formadas durante la solidificación de una aleación hipoeutéctica Al-Cu de composición inicial  $C_2$  (contenido de Cu mayor a 0,1% en peso de Cu y menor a 5,65% en peso de Cu).

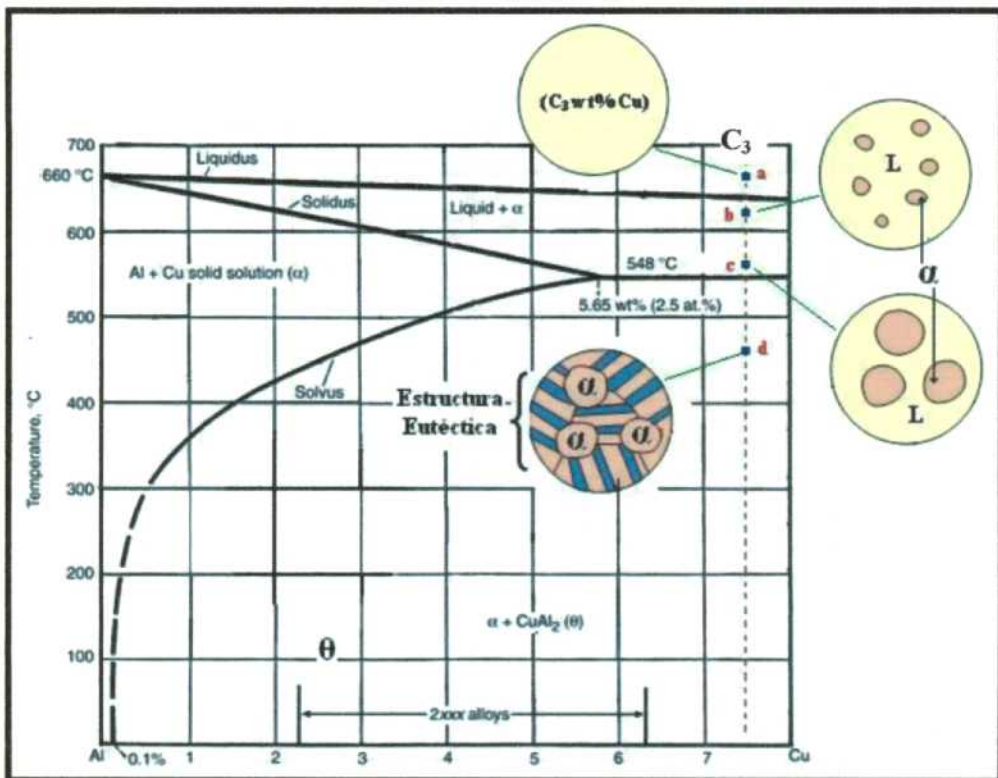


Figura II.18 – Microestructuras formadas durante la solidificación de una aleación hipoeutéctica Al-Cu de composición inicial  $C_3$  (contenido de Cu mayor a 5,65% en peso de Cu).

## 2.6.2. Aleación Al-Cu de composición eutéctica

En la Figura II.19 se muestra una parte (menos del 50% en peso de Cobre) del diagrama de equilibrio de fases Al-Cu en el que se puede observar la aleación de composición eutéctica.

La aleación de composición eutéctica es la que presenta el punto de fusión más bajo de todo el sistema y, por lo tanto, la temperatura eutéctica (547,8 °C ó 821 K) es la temperatura más baja a la cual puede existir alguna porción de fase líquida. Si el enfriamiento del líquido se realiza a partir de este punto, todo el líquido fundido (de composición eutéctica “Al-33,2%Cu”) solidifica formando, separadas y simultáneamente, dos fases de solución sólida ( $\alpha$ : solución sólida formada por debajo de la temperatura eutéctica y la fase intermetálica  $\text{Al}_2\text{Cu}$ ) [94], [97].

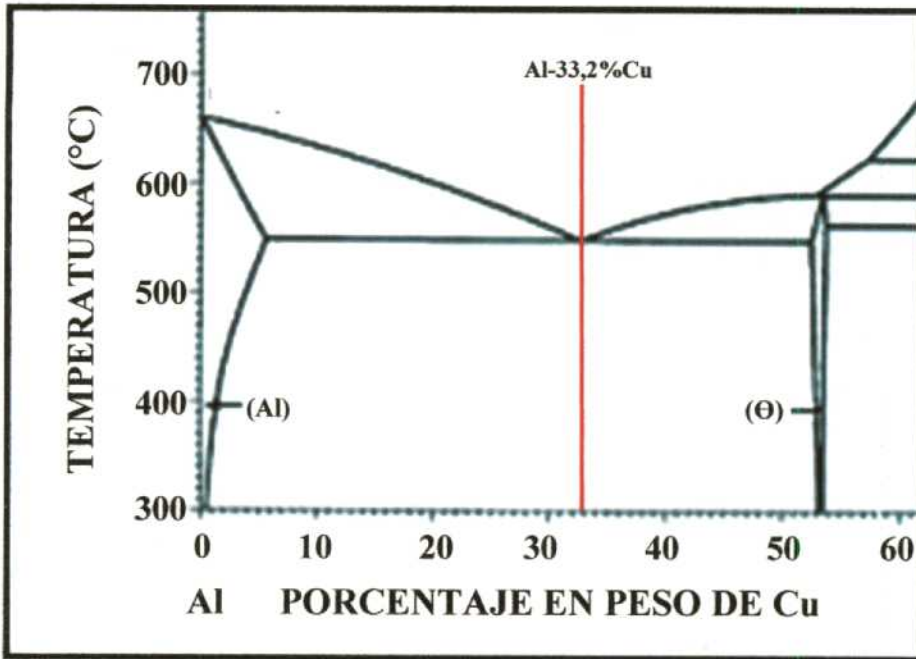
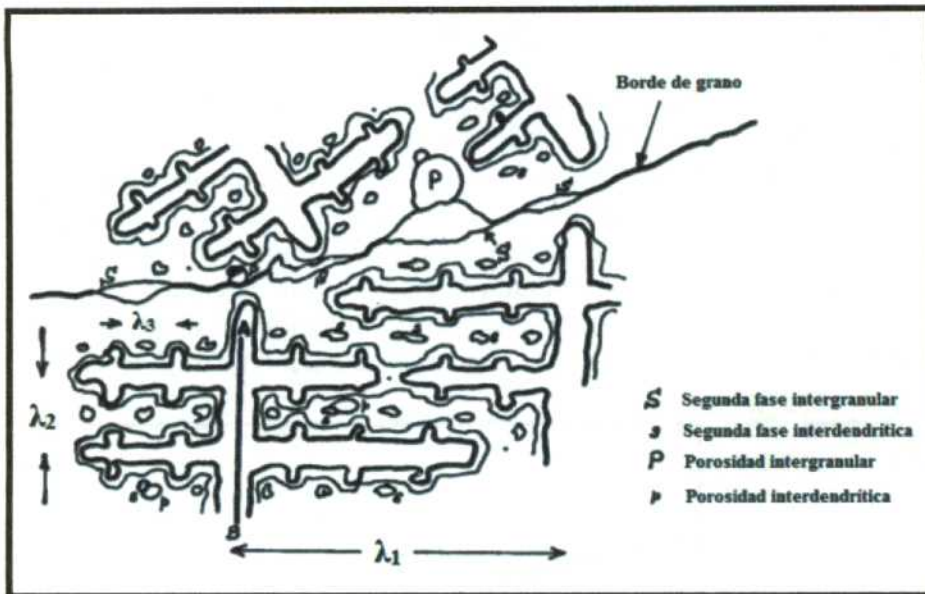


Figura II.19 - Diagrama de equilibrio de fases Al-Cu, detalle de la composición entre 0 y 60% en peso de Cobre.

## 2.7. Relación entre la microdureza y la microestructura

Desde los primeros estudios se conoce que la evolución de la microestructura y los defectos microestructurales afectan a las propiedades mecánicas de las aleaciones. Entre los parámetros estructurales podemos destacar, a los espaciamientos dendríticos primarios “ $\lambda_1$ ”, secundarios “ $\lambda_2$ ”, terciarios “ $\lambda_3$ ”, el tamaño de los granos “g”, mientras que; en el caso de los defectos podemos mencionar la presencia de precipitados de segundas fases, poros (ambos tanto a nivel intergranular como interdendrítico), segregación de soluto, bordes de grano e inclusiones [99], [100].

En la Figura II.20 se puede ver un esquema representativo de una aleación Al-4,5% en peso de Cu donde se puede observar que, al solidificar en condiciones que se encuentran fuera del equilibrio, las zonas ricas en soluto (zona interdendrítica), son zonas preferenciales para la precipitación de segundas fases ( $\text{Al}_2\text{Cu}$ ), la formación de estructura eutéctica o bien para la formación de poros. También, los bordes de los granos son lugares aptos para la aparición de inclusiones no metálicas, poros, precipitación de segundas fases, etc. [99–101].



**Figura II.20** – Representación esquemática de la estructura dendrítica de una aleación Al-4,5%Cu donde se pueden ver los espaciamientos dendríticos primarios " $\lambda_1$ ", secundarios " $\lambda_2$ ", terciarios " $\lambda_3$ " y los defectos estructurales [99].

El estudio de la relación entre los parámetros térmicos (como el  $G_L$ ,  $V_L$ ,  $V'$ ) y/o los metalográficos (los espaciamientos  $\lambda_1$ ,  $\lambda_2$ ,  $\lambda_3$  y el tamaño de grano " $g$ ") con las propiedades mecánicas de las aleaciones (la tensión de fluencia " $\sigma_{fl}$ ", la tensión máxima " $\sigma_{m\acute{a}x}$ ", la microdureza Vickers " $HV$ ", etc.) fue ampliamente estudiado por varios autores [71], [72], [96], [99], [100], [102–116].

Antes de analizar los aspectos más importantes de la relación entre la estructura y la microdureza, se examina el proceso de endurecimiento por precipitación de una aleación, que se utiliza para aumentar la resistencia de muchas aleaciones base Aluminio.

**2.7.1. Endurecimiento por precipitación:** El objetivo principal de este proceso es el de obtener una dispersión densa y fina de partículas precipitadas en una matriz de metal mediante el uso de calor. Estas partículas precipitadas actúan como obstáculos que se oponen al movimiento de las dislocaciones [66], [110], [117].

Para que ocurra el mecanismo de endurecimiento por precipitación en una aleación debe existir una solución sólida cuya solubilidad disminuya a medida que baja la temperatura.

El proceso de endurecimiento por precipitación consta de 3 partes [71], [72]:

- El tratamiento térmico de la aleación: La aleación se calienta a una temperatura intermedia entre las temperaturas de solidus y solvus (temperatura  $T_0$ , ver Figura II.16), y se mantiene a esta temperatura hasta que se produce una estructura de solución sólida uniforme.
- El templado: La muestra es enfriada a una temperatura más baja, generalmente a temperatura ambiente, y el medio de enfriamiento suele ser agua. Una vez concluido el templado (temperatura  $T_1$ , Figura II.21) la estructura de la aleación consiste en una solución sólida sobresaturada.
- El envejecimiento: después de realizado el templado es necesario envejecer la solución; esto significa que se formen partículas finas y uniformemente dispersas de precipitado. El envejecimiento se puede realizar a temperatura ambiente (envejecimiento natural) o a altas temperaturas (envejecimiento artificial). La temperatura del envejecimiento artificial ( $T_2$ , ver Figura II.21) suele variar entre un 15% y un 25% de la diferencia de temperatura entre la temperatura ambiente y la temperatura del tratamiento térmico de la aleación.

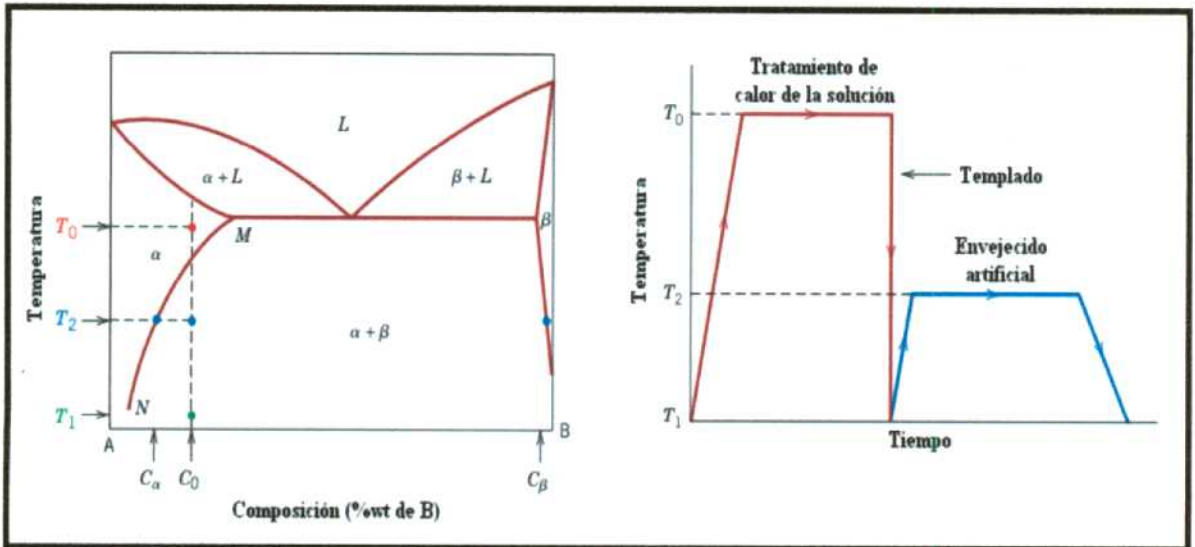


Figura II.21 – Diagramas de temperatura vs. composición y temperatura vs. tiempo para una aleación endurecida por precipitación [72].

**2.7.2. Efecto del tiempo de envejecimiento sobre la resistencia y dureza** [71], [72]: En la Figura II.22 se representan en el eje de ordenadas los valores de la resistencia y la dureza, mientras que, en el eje de abscisas se encuentra el logaritmo del tiempo de envejecimiento para una aleación.

Se puede observar que a medida que se incrementa el tiempo de envejecimiento se comienzan a formar zonas de precipitados y su dureza y resistencia se incrementan.

A medida que se incrementan la distribución y el tamaño de los precipitados, se observa que la resistencia y la dureza (microdureza) alcanzan un valor máximo (envejecimiento óptimo), pero esto solo se puede lograr si la temperatura de envejecimiento es lo suficientemente alta, lo cual está asociado a la formación de precipitados metaestables intermedios.

Finalmente, si el tiempo de envejecimiento es excesivo los precipitados se engrosan y disminuyen su dureza y resistencia, con respecto a la condición óptima.

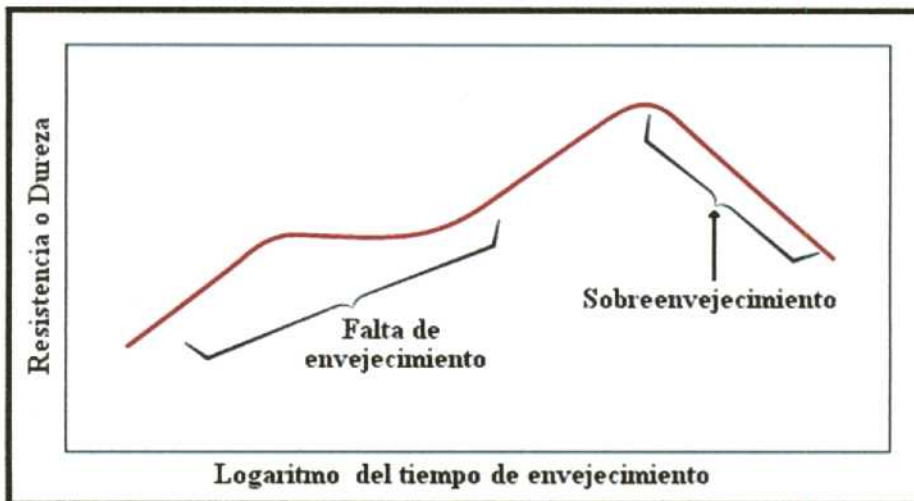


Figura II.22– Resistencia y dureza en función del logaritmo del tiempo de envejecimiento a temperatura constante durante la precipitación por tratamiento térmico [72].

**2.7.3. Relación entre la microdureza y los parámetros estructurales:** se detalla a continuación la relación entre la HV y los siguientes parámetros estructurales: el tamaño de grano, el espaciamiento dendrítico secundario y el porcentaje de soluto.

**Ares et al. en [103]** realizaron un estudio de la HV en aleaciones Al-Cu, Al-Si, Al-Li, Al-Mg, Al-Zn y Cu-Zn solidificadas unidireccionalmente. En este trabajo determinaron los valores de HV tanto longitudinal como transversal de las probetas, para distintas cargas. Estos resultados los compararon con: el tamaño de grano, la composición de soluto y la diferencia en el radio atómico.

Finalmente, encontraron que los valores de HV tienden a disminuir (a un valor constante) a medida que aumenta la carga. Que los valores de HV longitudinales son mayores en la zona de los granos equiaxiales que en la zona de los granos columnares y que en la dirección transversal (a lo ancho) las medidas de HV son mayores en los bordes que en el centro de las mismas.

**Ares et al. en [107], [111]** realizaron la solidificación unidireccional de aleaciones ZA, Zn-Ag y ZINAG y analizaron la relación entre los valores de HV longitudinal y los espaciamientos dendríticos secundarios, eutécticos y con el tamaño de grano, donde determinaron que los espaciamientos dendríticos secundarios y eutécticos tienen una relación directa con los valores de HV, independientemente del tipo de estructura de grano. Mientras que los valores de HV también van a tener relación con el tamaño de los granos, pero su comportamiento va a ser diferente si la estructura de los granos es columnar o equiaxial.

**Böyük et al. en [109], [112]** realizaron experiencias determinando los valores de HV en aleaciones de composiciones eutécticas ternarias (Al-17,6%Cu-44,2%Ag y Sn-3,5%Ag-0,9%Cu) solidificadas unidireccionalmente en forma ascendente. En estos trabajos relacionaron los parámetros térmicos (velocidad de la interface “V”, gradientes de temperatura “G<sub>L</sub>”) y los metalográficos (espaciamento eutéctico “λ”) con los valores de HV.

Para estas dos aleaciones ternarias determinaron HV tanto longitudinal como transversal y encontraron que los valores de HV se incrementan a medida que disminuyen los valores de los espaciamientos eutécticos según una función potencial, como la expresada en la ecuación II.29.

$$HV = a \cdot \lambda^{-b} \quad (\text{II.29})$$

donde:

HV- Valores de microdureza Vickers (Kg/mm<sup>2</sup>).

a y b – Constantes obtenidas de una regresión lineal.

Estos autores en [109].encontraron que n toma valores en el rango de 0,2 y 0,25 para aleaciones ternarias Al-Cu-Ag en las durezas HV longitudinal y transversal; por otro lado en [112] determinaron que b toma valores entre 0,18 y 0,20 para aleaciones eutécticas de Sn-Ag-Cu mientras que los valores de la constante k se encuentran en el rango entre 5 y 6,3.

**Kaya et al. en [102]** solidificaron unidireccionalmente aleaciones Al-Ni de composición eutéctica y obtuvieron que la variación entre el espaciamento eutéctico y la HV viene determinada por una expresión igual a la ecuación II.29 y que los valores del coeficiente n en la sección transversal poseen un valor promedio de 0,23, mientras que, en las sección longitudinal b tiene un valor promedio de 0,2.

Además, determinaron la relación entre los valores de la HV con el gradiente de temperatura en el líquido “G<sub>L</sub>” y la velocidad de la interface “V”, en las que se puede observar (ver ecuación II.30 y II.31) que la forma de la función también es potencial.

$$HV = a_1 \cdot G_L^{-b_1} \quad (\text{II.30})$$

$$HV = a_2 \cdot (V')^{-b_2} \quad (\text{II.31})$$

donde:

$a_1$ ,  $a_2$ ,  $b_1$  y  $b_2$  – Constantes obtenidas de una regresión lineal.

**Hu *et al.* en [106]** solidificaron aleaciones ternarias Sn-Pb-Sb de composiciones eutécticas, donde determinaron la relación entre los valores de la velocidad de la interface y los espaciamentos eutécticos con los valores de HV.

La relación entre los valores de HV y el espaciamiento eutéctico tiene la forma de la ecuación II.29, y se encontró que el valor promedio del exponente  $b$  es igual a 0,2. Asimismo, se determinó que a medida que se incrementa el valor de la velocidad de la interface también aumentan los valores de la HV.

**Al-Rawajfeh *et al.* en [105]** encontraron que los valores de HV en Al puro y en aleaciones Al-Cu, de composiciones hipoeutécticas (Al-3%Cu, Al-6%Cu, Al-9%Cu) aumentan linealmente con el contenido de Cobre en el interior de la aleación, y que al mismo tiempo se produce una notable disminución en el tamaño de los granos.

## 2.8. Bibliografía

- [1] A. Garcia, "Influência das variáveis térmicas de solidificação na forma da macroestrutura e da microestrutura e correlação com propiedades decorrentes," *Projeções*, vol. 23, pp. 13-32, 2005.
- [2] A. E. Ares, "Transición columnar a equiaxial en aleaciones plomo estaño," Instituto Sábato, CNEA- UNSaM, 1997.
- [3] B. Chalmers and W. C. Winegard, "Supercooling and dendritic freezing in alloys," *Transactions of the ASM*, vol. 46, pp. 1214-1224, 1954.
- [4] D. Walton and B. Chalmers, "The Origin of the Preferred Orientation In the Columnar Zone of Ingots," *Transactions of the metallurgical society of AIME*, vol. 215, no. June, pp. 447-457, 1959.
- [5] B. Chalmers, "The structure of ingots," *Transactions of the metallurgical society of AIME*, vol. 8, no. 3, pp. 255-263, 1963.
- [6] B. Chalmers, *Principles of solidification*, W & S. 1964.
- [7] K. A. Jackson, J. D. Hunt, D. R. Uhlmann, and T. P. Seward, "On the Origin of the Equiaxed Zone in Castings," *Transactions of the metallurgical society of AIME*, vol. 236, no. February, pp. 149-158, 1966.
- [8] T. Z. Kattamis and M. C. Flemings, "Dendrite structure and grain size of undercooled melts," *Transactions of the metallurgical society of AIME*, vol. 236, no. November, pp. 1523-1532, 1966.
- [9] T. F. Bower and M. C. Flemings, "Structure of dendrites at Chill Surfaces," *Transactions of the metallurgical society of AIME*, vol. 239, no. October, pp. 1620 - 1625, 1967.
- [10] R. T. Southin, "Nucleation of the Equiaxed Zone in Cast Metals," *Transactions of the metallurgical society of AIME*, vol. 239, no. February, pp. 220-225, 1967.
- [11] H. Biloni and B. Chalmers, "Origin of the equiaxed zone in small ingots," *Journal of Material Science*, vol. 3, pp. 139-149, 1968.
- [12] H. Biloni and R. Morando, "10- On the Nature of the Chill Zone in Ingot Solidification," *Transactions of the metallurgical society of AIME*, vol. 242, no. June, pp. 1121-1125, 1968.
- [13] A. Ohno, T. Motegi, and H. Soda, "Origin of equiaxed crystals in casting," *Trans. ISIJ*, vol. 11, pp. 18-23, 1971.
- [14] S. E. Kisakurek, "An Experimental investigation into the formation of an equiaxed zone in ingot casting: Pb-Sb alloy system," *Journal of Materials Science*, vol. 19, pp. 2289-2305, 1984.
- [15] W. Kurz and D. J. Fisher, *Fundamentals of Solidification*. Aedermannsdorf, Switzerland: Trans. Tech. Publ., 1984.
- [16] J. D. Hunt, "Steady state columnar to equiaxed growth of dendrites and eutectic," *Materials Science and Engineering*, vol. 65, pp. 75-83, 1984.
- [17] H. Fredriksson and A. Olsson, "Mechanism of transition from columnar to equiaxed zone in ingots," *Materials Science and Technology*, vol. 2, no. May, pp. 508-516, 1986.
- [18] M. Rappaz and P. Thévoz, "Solute diffusion model for equiaxed dendritic growth," *Acta Metall.*, vol. 35, no. 7, pp. 1487-1497, 1987.
- [19] R. B. Mahapatra and F. B. Weinberg, "Columnar to equiaxed transition in Al-3wt%Cu alloy," *Metallurgical Transactions*, vol. 3, no. 2, pp. 425-431, 1987.
- [20] S. C. Flood and J. D. Hunt, "Columnar and Equiaxed Growth: A model of a columnar front with a temperature dependent velocity," *Journal of Crystal Growth*, vol. 82, pp. 543-551, 1987.
- [21] I. Ziv and F. B. Weinberg, "The columnar to equiaxed transition in Al-3%Cu," *Metallurgical and Materials Transactions*, vol. 20, no. A, pp. 731-734, 1989.
- [22] S. G. R. Brown and J. A. Spittle, "Computer simulation of grain growth and macrostructure development during solidification," *Materials Science and Technology*, vol. 5, pp. 362-368, 1989.

- [43] H. Biloni, *Physical Metallurgy, Chapter 9: Solidification*. 1983.
- [44] M. Wu and A. Ludwig, "Using a three-phase deterministic model for the columnar-to-equiaxed transition," *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 38, pp. 1465-1475, 2007.
- [45] S. McFadden, D. J. Browne, and C. A. Gandin, "A comparison of columnar-to-equiaxed transition prediction methods using simulation of the growing columnar front," *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 40, pp. 662-672, 2009.
- [46] M. A. Martorano and V. B. Biscuola, "Predicting the columnar-to-equiaxed transition for a distribution of nucleating undercoolings," *Acta Materialia*, vol. 57, pp. 607-615, 2009.
- [47] G. Reinhart et al., "Investigation of columnar-equiaxed transition and equiaxed growth of aluminium based alloys by X-ray radiography," *Materials Science and Engineering A*, vol. 413-414, pp. 384-388, 2005.
- [48] H. Nguyen-Thi et al., "In-situ and real-time investigation of columnar-to-equiaxed transition in metallic alloy," *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 38, pp. 1458-1464, 2007.
- [49] M. Prates and H. Biloni, "Variables affecting the nature of the chill zone," *Metallurgical and Materials Transactions B*, vol. 3, pp. 1501-1510, 1972.
- [50] A. Morales, M. E. Glicksman, and H. Biloni, "Influence of Mould Wall Microgeometry on Casting Structure," in *Solidification and Casting of Metals*, 1979, pp. 184-192.
- [51] M. H. Burden and J. D. Hunt, "Cellular and dendritic growth. I," *Journal of Crystal Growth*, vol. 22, pp. 99-108, 1974.
- [52] M. H. Burden and J. D. Hunt, "Cellular and dendritic growth. II," *Journal of Crystal Growth*, vol. 22, pp. 19-116, 1974.
- [53] M. H. Burden and J. D. Hunt, "A mechanism for the columnar to equiaxed transition in castings or ingots," *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 6, pp. 240-241, 1975.
- [54] R. D. Doherty, P. D. Cooper, M. H. Bradbury, and F. J. Honey, "On the columnar to equiaxed transition in small ingots," *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 8, pp. 397-402, 1977.
- [55] C. Beckermann, Q. Li, and X. Tong, "Microstructure evolution in equiaxed dendritic growth," *Science and Technology of Advanced Materials*, vol. 2, no. 1, pp. 117-126, Mar. 2001.
- [56] A. Badillo and C. Beckermann, "Proceedings of the 5th decennial international conference on solidification processing, Sheffield," in *Growth of equiaxed dendritic crystals settling in an undercooled melt*, 2007, pp. 176-180.
- [57] M. Asta et al., "Solidification microstructures and solid-state parallels: recent developments, future directions," *Acta Materialia*, vol. 57, no. 4, pp. 941-971, Feb. 2009.
- [58] C. Y. Wang and C. Beckermann, "A unified solute diffusion model for columnar and equiaxed dendritic alloy solidification," *Materials Science and Engineering A*, vol. 171, pp. 199-211, 1993.
- [59] S. F. Gueijman, C. E. Schvezov, and A. E. Ares, "Vertical and Horizontal Directional Solidification of Zn-Al and Zn-Ag Diluted Alloys," *Materials Transactions*, vol. 51, no. 10, pp. 1861-1870, 2010.
- [60] V. K. Suri, N. El-Kaddah, and J. T. Berry, "Control of macrostructure in aluminum castings, part I: determination of columnar/equiaxed transition for Al-4,5 Cu alloy," *AFS Trans.*, vol. 99, pp. 187-191, 1991.
- [61] H. Biloni, "Cincuentenario del concepto de sobreenfriamiento contitucional," in *conocimiento sobre el origen y desarrollo de las estructuras de solidificación*, 2003.
- [62] E. Vicente, "Solidificación Direccional de Aleaciones Monofásicas de Interfaz Plana, Instituto de Tecnología," Instituto Sábado, CNEA- UNSaM, 1997.
- [63] J. A. Burton, R. C. Prim, and W. P. Slichter, "The Distribution of Solute in Crystals Grown from the Melt. Part I. Theoretical," *The Journal of Chemical Physics*, vol. 21, no. 11, pp. 1987-1991, 1953.

- [64] W. A. Tiller, K. A. Jackson, J. W. Rutter, and B. Chalmers, "The redistribution of solute atoms during solidification of metals," *Act. Metallurgical*, vol. 1, pp. 428-437, 1953.
- [65] R. J. Su, W. A. Jemian, and R. A. Overfelt, "Transient effects in the directional solidification of Al-Cu alloys," *Journal of Crystal Growth*, vol. 179, pp. 625-634, 1997.
- [66] D. A. Porter and K. E. Easterling, *Phase Transformations in Metals and Alloys*, Second edi. 1992, pp. 207-233.
- [67] R. C. Cardoso and M. Prates, "Comportamiento da Microsegregação de Ligas Alumínio-Cobre," *Revista Brasileira de Tecnologia*, vol. 7, pp. 107-112, 1976.
- [68] J. Wanqi and M. Dong, "An approximate method to calculate the solute redistribution in directional solidification specimen with limited length," *Journal of Crystal Growth*, vol. 156, no. 4, pp. 467-472, Dec. 1995.
- [69] M. Dong, J. Wanqi, L. Shan, and X. Wei, "Solute redistribution and growth velocity response in directional solidification process," *Journal of Crystal Growth*, vol. 169, no. 1, pp. 170-174, Nov. 1996.
- [70] W. Huang, Y. Inatomi, and K. Kuribayashi, "Initial transient solute redistribution during directional solidification with liquid flow," *Journal of Crystal Growth*, vol. 182, no. 1-2, pp. 212-218, Dec. 1997.
- [71] W. F. Smith and J. Hashemi, *Fundamentos de la Ciencia e Ingenieria de los Materiales*, Cuarta Edi. 2006.
- [72] W. D. Callister, *Materials Science and Engineering*, Seventh. 2007.
- [73] L. Nastac, "Analytical modeling of solute redistribution during the initial unsteady unidirectional solidification of binary dilute alloys: comparison with experiments," *Scripta Materialia*, vol. 39, no. 7, pp. 985-989, 1998.
- [74] C. Beckermann, "Macrosegregation," *ASM Handbook*, vol. 15, pp. 348-352, 2008.
- [75] C. Beckermann and R. Viskanta, "Mathematicall modeling of transport phenomena during alloy solidification," *American Society of Mechanical Engineers*, vol. 46, no. 1, pp. 1-27, 1993.
- [76] V. R. Voller and S. Sundarraj, "A model of inverse segregation : the role of microporosity," *Int. J. Heat Mass Transfer*, vol. 38, no. 6, pp. 1009-1018, 1995.
- [77] I. L. Ferreira, J. E. Spinelli, and A. Garcia, "Gravity-driven inverse segregation during transient upward directional solidification of Sn-Pb hypoeutectic alloys," *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 475, pp. 396-400, May 2009.
- [78] I. L. Ferreira, C. A. Siqueira, C. A. Santos, and A. Garcia, "Theoretical and experimental analysis of inverse segregation during unidirectional solidification of an Al-6.2 wt.% Cu alloy," *Scripta Materialia*, vol. 49, pp. 339-344, Aug. 2003.
- [79] H. Shahani, G. Amberg, and H. Fredriksson, "On the formation of macrosegregations in unidirectionally solidified Sn-Pb and Pb-Sn alloys," *Metallurgical Transactions*, vol. 23, no. A, pp. 2301-2311, 1992.
- [80] C. Beckermann, "Department of Mechanical Engineering University of Iowa Iowa City, IA 52242," in *Modeling and macrosegregation: past, present and future*, 2000, no. June, pp. 1-14.
- [81] H. A. Palacio and O. Fornaro, "Planar to Cellular Transition During Directional Solidification of Al-0,5 wt. %Cu," *Scripta Materialia*, vol. 36, no. 4, pp. 439-445, 1997.
- [82] O. Fornaro and H. A. Palacio, "Study of dilute Al-Cu solidification by cooling curve analysis," *Journal of Materials Science*, vol. 44, pp. 4342-4347, Jul. 2009.
- [83] Q. Du, D. Eskin, A. Jacot, and L. Katgerman, "Two-dimensional modelling and experimental study on microsegregation during solidification of an Al-Cu binary alloy," *Acta Materialia*, vol. 55, pp. 1523-1532, Mar. 2007.

- [84] X. Yan, F. Xie, M. Chu, and Y. A. Chang, "Microsegregation in Al – 4.5Cu wt% alloy : experimental investigation and numerical modeling," *Materials Science and Engineering A*, vol. 302, pp. 268-274, 2001.
- [85] W. J. Boettinger and J. A. Warren, "Simulation of the cell to plane front transition during directional solidification at high velocity," *Journal of Crystal Growth*, vol. 200, pp. 583-591, Apr. 1999.
- [86] O. Fornaro, H. A. Palacio, and H. Biloni, "Segregation substructures in dilute Al–Cu alloys directionally solidified," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 417, pp. 134-142, Feb. 2006.
- [87] C. Song et al., "Effect of currents on the microstructure of directionally solidified Al–4.5wt% Cu alloy," *Journal of Crystal Growth*, vol. 324, no. 1, pp. 235-242, Jun. 2011.
- [88] V. R. Voller and C. Beckermann, "Approximate Models of Microsegregation with Coarsening," *Metallurgical and Materials Transactions*, vol. 30, no. A, pp. 3016-3019, 1999.
- [89] R. N. Grugel, "Secondary and tertiary dendrite arm spacing relationships in directionally solidified Al–Si alloys," *J. Materials Science*, vol. 28, pp. 677-683, 1993.
- [90] R. N. Grugel, "Evaluation of Primary Dendrite Trunk Diameters in Directionally Solidified Al–Si alloys," *Materials Characterization*, vol. 28, pp. 213-219, 1992.
- [91] M. A. Taha, "Some observations on dendritic morphology and dendrite arm spacing," *Metal Science*, pp. 9-12, 1979.
- [92] A. Geying and L. Lixin, "Dendrite Spacing in Unidirectionally Solidified Al–Cu Alloy," *Journal of Crystal Growth*, vol. 80, pp. 383-392, 1987.
- [93] K. S. Cruz, I. L. Ferreira, J. E. Spinelli, N. Cheung, and A. Garcia, "Inverse segregation during transient directional solidification of an Al–Sn alloy: Numerical and experimental analysis," *Materials Chemistry and Physics*, vol. 115, pp. 116-121, May 2009.
- [94] "ASM Handbook, Metallography and Microstructures, ASM International Handbook Committee," vol. 9, 2004.
- [95] R. J. Rioja and D. E. Laughlin, "La secuencia de precipitación en aleaciones de Al y Cu," *Ciencia*, vol. 32, pp. 107-116, 1981.
- [96] L. Wang, M. Makhlof, and D. Apelian, "Aluminium die casting alloys: alloy composition, microstructure, and properties-performance relationships," *International Materials Reviews*, vol. 40, no. 6, pp. 221-238, 1995.
- [97] W. R. Osório, J. E. Spinelli, C. M. A. Freire, M. B. Cardona, and A. Garcia, "The roles of Al<sub>2</sub>Cu and of dendritic refinement on surface corrosion resistance of hypoeutectic Al–Cu alloys immersed in H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>," *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 443, no. 1-2, pp. 87-93, Sep. 2007.
- [98] "ASM Metals Handbook, Metallography, Structures and Phase Diagrams, eighth edition," vol. 8.
- [99] J. T. Berry, "Effects of solidification Conditions on Mechanical Behavior of Al Cast Alloys," *AFS Trans.*, vol. 78, pp. 421-428, 1970.
- [100] J. M. V. Quaresma, C. A. Santos, and A. Garcia, "Correlation between Unsteady-State Solidification Condition, Dendrite Spacings, and Mechanical Properties of Al–Cu Alloys," *Metallurgical and Materials Transactions*, vol. 31, no. A, pp. 3167-3178, 2000.
- [101] I. Y. T. Chan and H. G. F. Wilsdorf, "The ductile fracture of precipitation-hardened Al–1.79wt.%Cu alloys containing  $\theta'$  and  $\theta$  precipitates," *Materials Science and Engineering*, vol. 49, pp. 229-240, 1981.
- [102] H. Kaya, U. Büyük, E. Çadırlı, and N. Maraşlı, "Measurements of the microhardness , electrical and thermal properties of the Al – Ni eutectic alloy," *Materials & Design*, vol. 34, pp. 707-712, Feb. 2012.
- [103] A. E. Ares, R. Caram, and C. E. Schvezov, "Estudio de microdureza en aleaciones base aluminio y cobre," *Rev. Cienc. Tecnol.*, vol. 6, pp. 29-38, 2004.

- [104] E. O. Hall, "The Deformation and Ageing of Mild Steel: III Discussion of results," *Proc. Phys. Soc.*, vol. 71, no. B, pp. 747-752, 1951.
- [105] A. E. Al-Rawajfeh and S. M. A. Qawabah, "Investigation of copper addition on the mechanical properties and corrosion resistance of commercially pure aluminum," vol. 14, no. 1, pp. 47-52, 2009.
- [106] X. W. Hu, S. M. Li, S. F. Gao, L. Liu, and H. Z. Fu, "Research on lamellar structure and microhardness in directionally solidified ternary Sn-40.5Pb-2.6Sb eutectic alloy," *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 493, pp. 116-121, Mar. 2010.
- [107] A. E. Ares, I. P. Gatti, S. F. Gueijman, and C. E. Schvezov, "Mechanical Properties of Zinc-Aluminum Alloys Versus Structural and Thermal Parameters," *The Minerals, Metals & Materials Society*, pp. 659-666, 2009.
- [108] A. E. Ares, R. Caram, and C. E. Schvezov, "Relation between As-Cast Mechanical Properties, Microstructure and Solidification Conditions for Zn-Al alloys," *The Minerals, Metals & Materials Society*, pp. 593-600, 2006.
- [109] U. Büyük, N. Maraşlı, E. Çadırlı, H. Kaya, and K. Keşlioğlu, "Variations of microhardness with solidification parameters and electrical resistivity with temperature for Al-Cu-Ag eutectic alloy," *Current Applied Physics*, vol. 12, pp. 7-10, Jan. 2012.
- [110] W. R. Osório and A. Garcia, "Modeling dendritic structure and mechanical properties of Zn - Al alloys as a function of solidification conditions," *Materials Science and Engineering A*, vol. 325, pp. 103-111, 2002.
- [111] A. E. Ares, S. F. Gueijman, and C. E. Schvezov, "Experimental Analysis of Thermal, Tensile and Microhardness Properties in Directional Solidified ZA, Zn-Ag and ZINAG Alloys," *The Minerals, Metals & Materials Society*, pp. 505-512, 2010.
- [112] U. Büyük and N. Maraşlı, "The microstructure parameters and microhardness of directionally solidified Sn-Ag-Cu eutectic alloy," *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 485, pp. 264-269, Oct. 2009.
- [113] W. R. Osório, C. A. Santos, J. M. V. Quaresma, and A. Garcia, "Mechanical properties as a function of thermal parameters and microstructure of Zn-Al castings," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 143-144, pp. 703-709, Dec. 2003.
- [114] A. E. Ares and C. E. Schvezov, "The effect of structure on tensile properties of directionally solidified Zn-based alloys," *Journal of Crystal Growth*, vol. 318, no. 1, pp. 59-65, Mar. 2011.
- [115] A. E. Ares, S. F. Gueijman, R. Caram, and C. E. Schvezov, "Analysis of solidification parameters during solidification of lead and aluminum base alloys," *Journal of Crystal Growth*, vol. 275, no. 1-2, pp. 319-327, Feb. 2005.
- [116] A. E. Ares, L. M. Gassa, S. F. Gueijman, and C. E. Schvezov, "Correlation between thermal parameters, structures, dendritic spacing and corrosion behavior of Zn-Al alloys with columnar to equiaxed transition," *Journal of Crystal Growth*, vol. 310, no. 7-9, pp. 1355-1361, Apr. 2008.
- [117] A. M. Monti, "Defectos en cristales," Instituto Sábado, CNEA-UNSaM, 2010.



# CAPÍTULO III

## Metodología Experimental

En este capítulo se describe:

- la metodología utilizada en la preparación de las aleaciones;
- el sistema de solidificación unidireccional, los moldes y las termocuplas utilizados;
- las experiencias de solidificación unidireccional y la preparación metalográfica de las probetas;
- los ensayos de microdureza y la metodología utilizada en la determinación de los parámetros metalográficos: los espaciamentos dendríticos, los espaciamentos eutécticos y los tamaños de los granos;
- los análisis de composición de los elementos en las aleaciones Al-Cu;
- la metodología utilizada en la determinación de la curva de enfriamiento y los parámetros térmicos.

### 3.1. Preparación de las aleaciones

Las aleaciones del sistema Al-Cu utilizadas, se clasifican en dos grupos: hipoeutécticas y eutéctica. Las aleaciones son (%s en peso):

- Hipoeutécticas: Al-1%Cu, Al-4,5%Cu y Al-15%Cu.
- Eutéctica: Al-33,2%Cu.

La selección de este sistema está directamente relacionada al tipo de dispositivo experimental utilizado, esto es, un horno de solidificación unidireccional vertical ascendente. En estas condiciones, todo el soluto reyectado de las aleaciones puede ser más pesado que el respectivo solvente y no provocar así, las corrientes convectivas en el líquido, lo que sería una complicación indeseable en el presente análisis.

En la Figura III.1 se presenta el diagrama binario de equilibrio de fases del sistema Al-Cu.

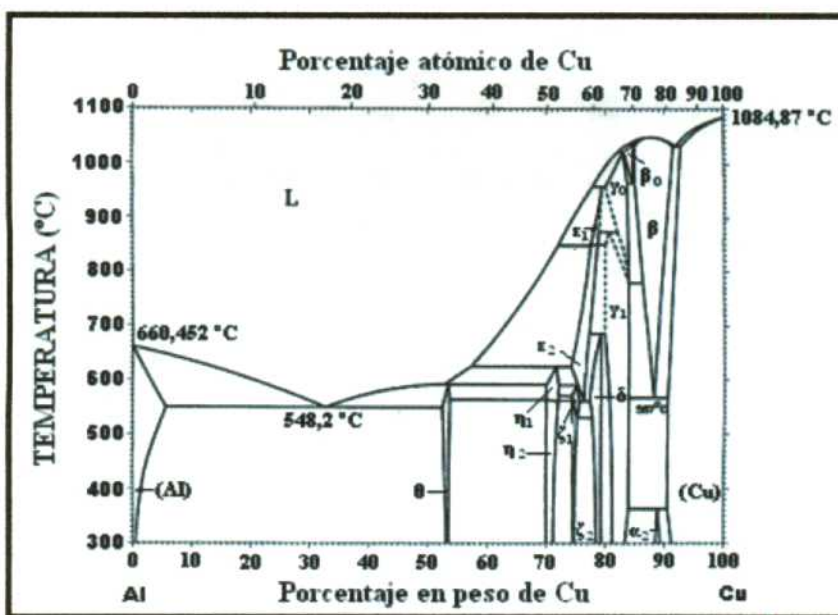
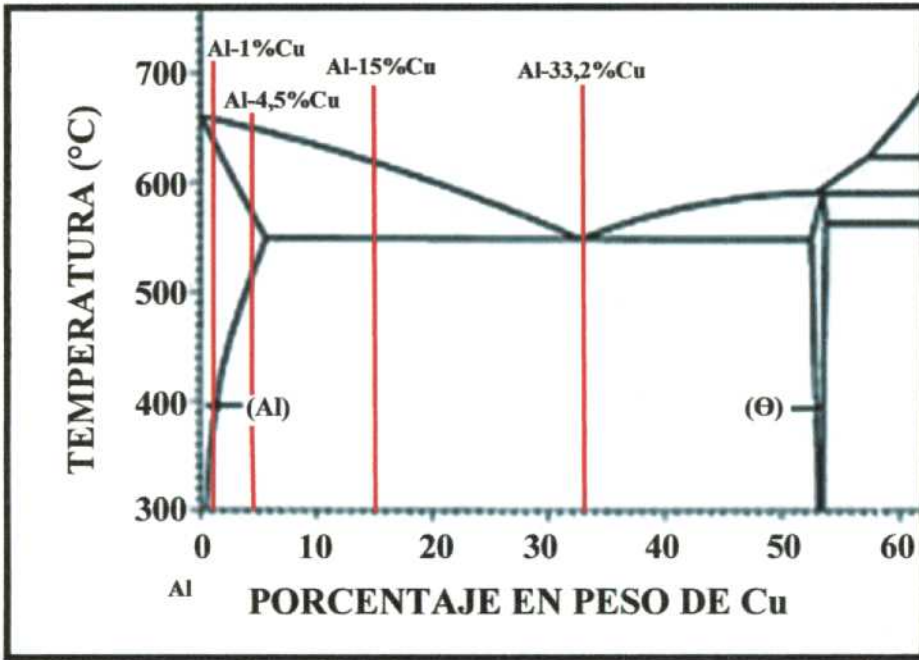


Figura III.1 - Diagrama de equilibrio de fases Al-Cu [1].

En el diagrama de equilibrio del sistema Al-Cu de la Figura III.2 (que corresponde a una ampliación del diagrama de la Figura III.1) se muestran con más detalle las composiciones seleccionadas para el presente trabajo de Tesis.



**Figura III.2** - Diagrama de equilibrio de fases Al-Cu: detalle de la composición entre 45% y 100% en peso del Aluminio [1], se señalan en líneas rojas las composiciones empleadas en esta Tesis.

Los materiales usados para fabricar las aleaciones, fueron:

- Aleación Al-33,2%Cu (aleación madre): fue adquirido de la empresa Arcolana S.A. Los lingotes se muestran en la Figura III.3.



**Figura III.3** – Lingotes de aleación eutéctica Al-Cu (aleación madre).

- Aluminio de grado comercial: fue adquirido de la empresa Aluar Aluminio Argentina S.A.I.C. Uno de los lingotes seccionados se muestra en la Figura III.4.



Figura III.4 – Lingote de Aluminio grado comercial.

El procedimiento usado para determinar la cantidad de material necesario consiste de tres pasos:

1. El cálculo de la densidad promedio de la aleación [2], [3].
2. El cálculo del volumen y la masa de material para llenar el molde a utilizar.
3. El cálculo de las masas de los elementos individuales, la aleación madre y el Aluminio.

El detalle de los cálculos realizados se presenta en el Apéndice I.

El mismo procedimiento de cálculo es aplicado para todas las concentraciones. En la Tabla 3.1 se presentan las densidades promedios y las correspondientes cantidades de materiales necesarios para cada una de las concentraciones de aleaciones preparadas.

Tabla 3.1 - Densidades y peso de los materiales usados en la fabricación de las aleaciones.

Aleación	$\rho_{ave}$ (g/cm <sup>3</sup> )	$m_{Al}$ (g)	$m_{eutético}$ (g)	$m_{total}$ (g)
Al-1%Cu	2,72 (2720 kg/m <sup>3</sup> )	114,9 (0,115 kg)	3,5 (0,0035kg)	118,5 (0,119kg)
Al-4,5%Cu	2,79 (2790 kg/m <sup>3</sup> )	15,1 (0,015 kg)	16,4 (0,016kg)	121,5 (0,122kg)
Al-15%Cu	3,02 (3020 kg/m <sup>3</sup> )	72,1 (0,072 kg)	59,4 (0,059kg)	131,6 (0,132kg)
Al-33,2%Cu	3,51 (3510 kg/m <sup>3</sup> )	---	152,9 (0,153kg)	152,9 (0,153kg)

$\rho_{ave}$  - Densidad promedio de la aleación (g/cm<sup>3</sup>).

$m_{Al}$  - Masa de Aluminio (g).

$m_{eutético}$  - Masa de la aleación eutéctica (g).

$m_{total}$  - Masa total de la aleación (g).

Una vez determinada la cantidad del material necesario para preparar las aleaciones se procedió a trozar los lingotes de la aleación madre y del Aluminio grado comercial con una sierra de mano, de manera que los trozos cortados tengan el tamaño requerido para que se puedan introducir dentro del tubo de vidrio. Luego, se limpió el material con una solución conteniendo 100 mlHCl: 100 mlHNO<sub>3</sub>: 100 mlH<sub>2</sub>O para que no se contamine la aleación con impurezas (producto del mecanizado antes mencionado). Después de la limpieza se pesaron los trozos en una balanza electrónica marca CAS (Carga Máxima: 620g, Carga Mínima: 0,02g, Alcance: 0,01g). En todos los casos las cantidades pesadas tuvieron una exactitud de tres cifras significativas, lo que da como resultado un error relativo de 0,5%.

Las propiedades químicas y termofísicas de las aleaciones solidificadas se presentan en las Tablas 3.2 y 3.3., respectivamente (los cálculos de las propiedades químicas y termofísicas se presentan en el Apéndice II).

**Tabla 3.2** - Análisis químico de los materiales utilizados para preparar las aleaciones Al-Cu (MEB, marca PHILIPS 515, equipado con un espectrómetro EDAX FALCÓN PV 8200).

Material	Composición química (% en peso)						
	Al	Cu	Fe	Si	Mg	Mn	Ni
Al-33,2%Cu	68,75	30,41	0,32	0,31	0,16	0,05	---
Al	99,68	0,024	0,18	0,10	0,001	---	0,015

**Tabla 3.3.-** Propiedades termofísicas de las aleaciones Al-Cu utilizadas [2-7].

Propiedad	Al	Cu	Al-1%Cu	Al-4,5%Cu	Al-15%Cu	Al-33,2%Cu
$k_S$ (W/(m.K))	222	398,9	223,77	229,96	248,54	280,73
$k_L$ (W/(m.K))	92	334,3	94,42	102,90	128,35	172,44
$c_S$ (J/(kg.K))	1123	386	1115,63	1089,84	1012,45	878,32
$c_L$ (J/(kg.K))	1086	494	1080,08	1059,36	997,20	889,46
$\rho_S$ (g/cm <sup>3</sup> )	2,55 (2550)*	8,36 (8360)	2,61 (2610)	2,81 (2810)	3,42 (3420)	4,48 (4480)
$\rho_L$ (g/cm <sup>3</sup> )	2,38 (2380)	7,97 (7970)	2,43 (2430)	2,63 (2630)	3,22 (3220)	4,24 (4240)
L (J/kg)	397000	205000	395080	388360	368200	333260
$T_f$ (°C)*	660,4 (933,5)	1083 (1356,2)	---	---	---	---
$T_S$ (°C)*	---	---	658,8 (932)	650,6 (923,8)	614,2 (887,3)	---
$T_L$ (°C)*	---	---	645,8 (919)	548,2 (821,4)	547,8 (821)	---
$T_e$ (°C)*	---	---	---	---	---	547,8 (821)
$k_0$	---	---	0,17	0,17	0,17	0,17

\* Los valores de las densidades que se indican entre paréntesis tienen sus unidades en el sistema internacional "SI".

$k_S$  - Conductividad térmica en la fase sólida (W/(m.K)).

$k_L$  - Conductividad térmica en la fase líquida (W/(m.K)).

$c_S$  - Calor específico en la fase sólida (J/(kg.K)).

$c_L$  - Calor específico en la fase líquida (J/(kg.K)).

$\rho_S$  - Densidad de la fase sólida (g/cm<sup>3</sup>).

$\rho_L$  - Densidad de la fase líquida (g/cm<sup>3</sup>).

L - Calor latente de fusión de la aleación (J/kg).

$T_f$  - Temperatura de fusión (K).

$T_S$  - Temperatura de solidus (K).

$T_L$  - Temperatura de liquidus (K).

$T_e$  - Temperatura eutéctica (K).

$k_0$  - Coeficiente de distribución de equilibrio.

### 3.2. Moldes

Las aleaciones se solidificaron directamente dentro de los moldes de vidrio de Borosilicato. Para fabricar los mismos se adquirieron tubos de 150 cm de longitud de la empresa Aristóbulo Gómez Rupérez S.A. y se fabricaron en el Taller de Vidrios de la Facultad de Ciencias Exactas, Químicas y Naturales, los dos tamaños de moldes de vidrio que se describen a continuación:

**Molde 1:** Es un tubo de vidrio cilíndrico de Borosilicato, con un diámetro interno de 2,15 cm ( $21,5 \cdot 10^{-3} \text{ m}$ ) y un diámetro externo de 2,5 cm ( $25 \cdot 10^{-3} \text{ m}$ ), su altura es de 20 cm (0,2 m) y se utiliza para preparar la aleación en los dos tipos de experiencias descriptas más adelante. Se lo puede observar en la Figura III.5.

**Molde 2:** Es un tubo de vidrio cilíndrico de Borosilicato con un diámetro interno de 1,15 cm ( $11,5 \cdot 10^{-3} \text{ m}$ ) y un diámetro externo de 1,5 cm ( $15 \cdot 10^{-3} \text{ m}$ ), su altura es de 20 cm (0,2 m). Se utiliza para la experiencia en la que se registran los datos de temperatura a fin de determinar la curva de enfriamiento. Una vez preparada la aleación y llevada al estado líquido, este tubo con las termocupas ya dispuestas en su interior se coloca dentro del molde 1 (ver Figura III.6).



**Figura III.5** - Tubo de vidrio de Borosilicato, Molde 1.



**Figura III.6** - Tubo de vidrio de Borosilicato, Molde 2.

### 3.3. Termocuplas

Para el registro de las temperaturas durante las experiencias se utilizaron seis termocuplas tipo K de diámetro exterior 1,5 mm, equiespaciadas (1,5 cm ó 2 cm) en toda la longitud de la probeta:

Tipo K: Cromel (+) – Alumel (-).

Rango de utilización:  $0 \text{ }^{\circ}\text{C}$  a  $1260 \text{ }^{\circ}\text{C} \cong 0,000$  a  $50,990 \text{ mV}$ .

Potencia termoeléctrica:  $4,04 \text{ mV} / 100 \text{ }^{\circ}\text{C}$ .

Límite de error:  $\pm 2,5 \text{ }^{\circ}\text{C}$ .

En la Figura III.7 se presenta una disposición esquemática de ambos tubos de vidrio (Moldes 1 y 2) y la disposición de las seis termocuplas tipo K en el centro.

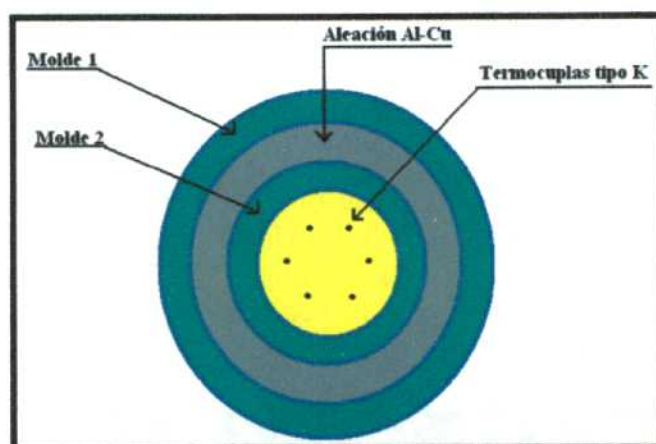


Figura III.7 - Esquema de la disposición de los tubos de vidrio y las termocupas tipo K.

### 3.4. Sistema de solidificación unidireccional

El sistema de solidificación unidireccional consta de cuatro partes principales [8]:

- 3.4.1. Sistema de calentamiento:** está compuesto por un horno eléctrico a resistencias, del tipo cilíndrico y de disposición vertical. El control de la temperatura del horno se logró con dos termocupas tipo K, que se conectaron a un multímetro (Marca: TES, Modelo: 2732) y a un controlador (Marca: DHACEL, Modelo: TD 101, con un rango de 0°C – 1200°C) respectivamente, la disposición del sistema se puede observar en el esquema de la Figura III.8.
- 3.4.2. Sistema de enfriamiento unidireccional:** el mismo es refrigerado con agua y se encuentra ubicado en la parte inferior del horno, con esto se logra la extracción calórica desde su base y se produce la solidificación unidireccional ascendente. Consta de un tubo de acero galvanizado (por el que se hace circular el agua de refrigeración) que se encuentra en la base del molde de vidrio. El tubo de acero galvanizado y el molde de vidrio están separados por una chapa de Aluminio a la cual se le cubre con grasa grafitada (formada con polvo de Grafito y grasa de Litio) para que se produzca una mejor transferencia de calor. El sistema de enfriamiento se puede observar en el esquema de la Figura III.8.

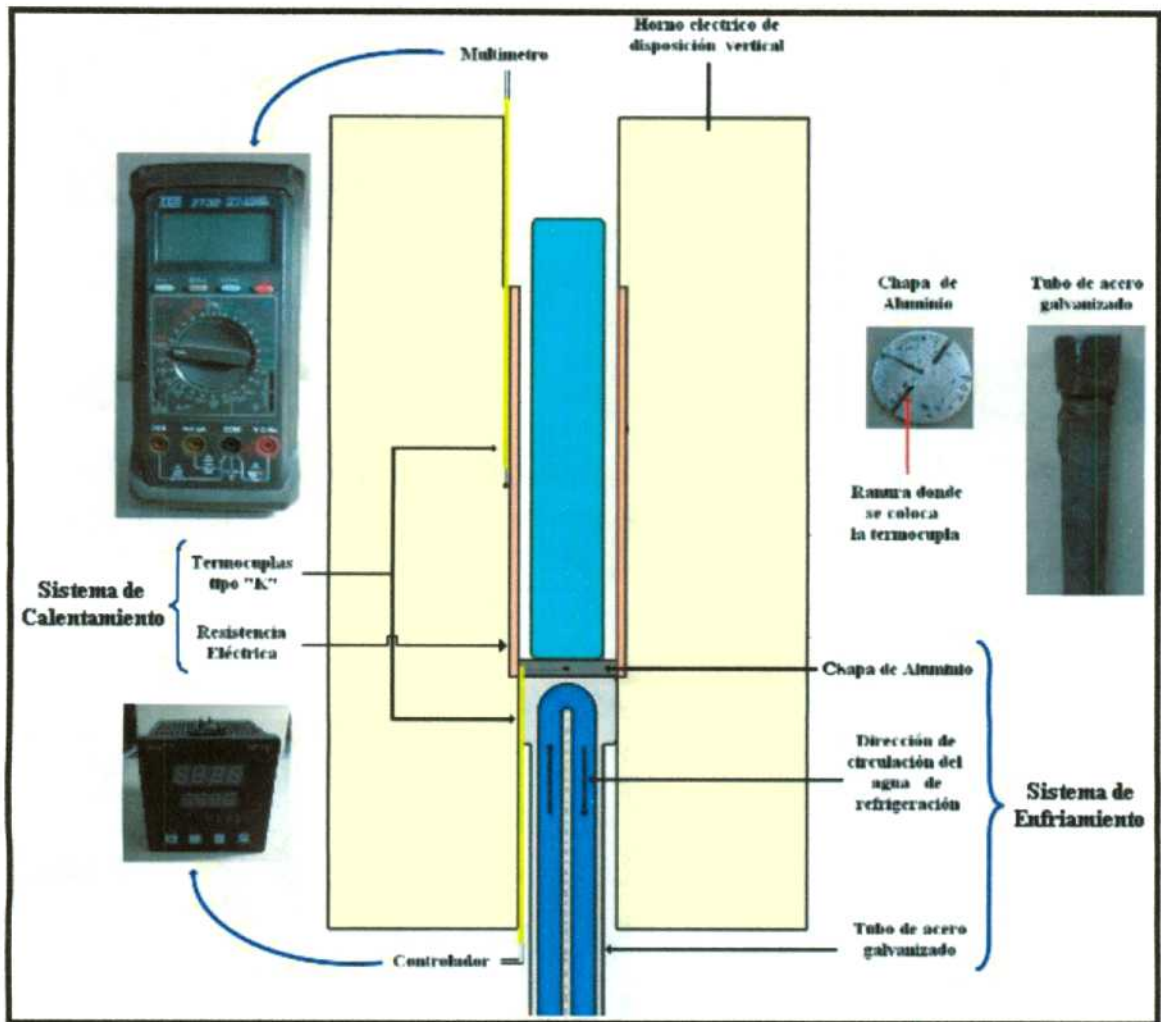


Figura III.8 - Sistema de calentamiento y enfriamiento.

- 3.4.3. Sistema de adquisición de datos:** se utiliza cuando se desea medir la temperatura en el interior de la aleación, y se compone de seis termocuplas tipo K dispuestas a aproximadamente 1,5 cm ( $15 \cdot 10^{-3} \text{m}$ ) ó 2 cm ( $20 \cdot 10^{-3} \text{m}$ ) de distancia entre sí (estas termocuplas se encuentran en el interior de un tubo de vidrio de Borosilicato, similar al utilizado anteriormente pero con un diámetro inferior, tal como se indica en la sección A-A de la Figura III.9), conectadas a un controlador de temperatura (CENTRAL DE MEDICIÓN TC 7003C ) de 8 canales (4mA a 20 mA). Este último a su vez es conectado a un registrador electrónico Field Logger (Marca: NOVUS, posee 8 canales de entrada digital y salida con relé).
- 3.4.4. Sistema de registro de las temperaturas:** las temperaturas se registraron a intervalos de 10 segundos utilizando una computadora PC, Modelo: AMD SEMPTRON de 1,79 GHz. Se utilizó un software (SENSOR WATCH 1.2) para registrar y almacenar los datos obtenidos por las termocuplas durante el proceso de solidificación, además de posibilitar el monitoreo en tiempo real de los datos medidos, obteniendo como resultado la curva de enfriamiento de la aleación. Todo el sistema de adquisición de datos y registro de las temperaturas puede ser observado en el esquema de la Figura III.10.

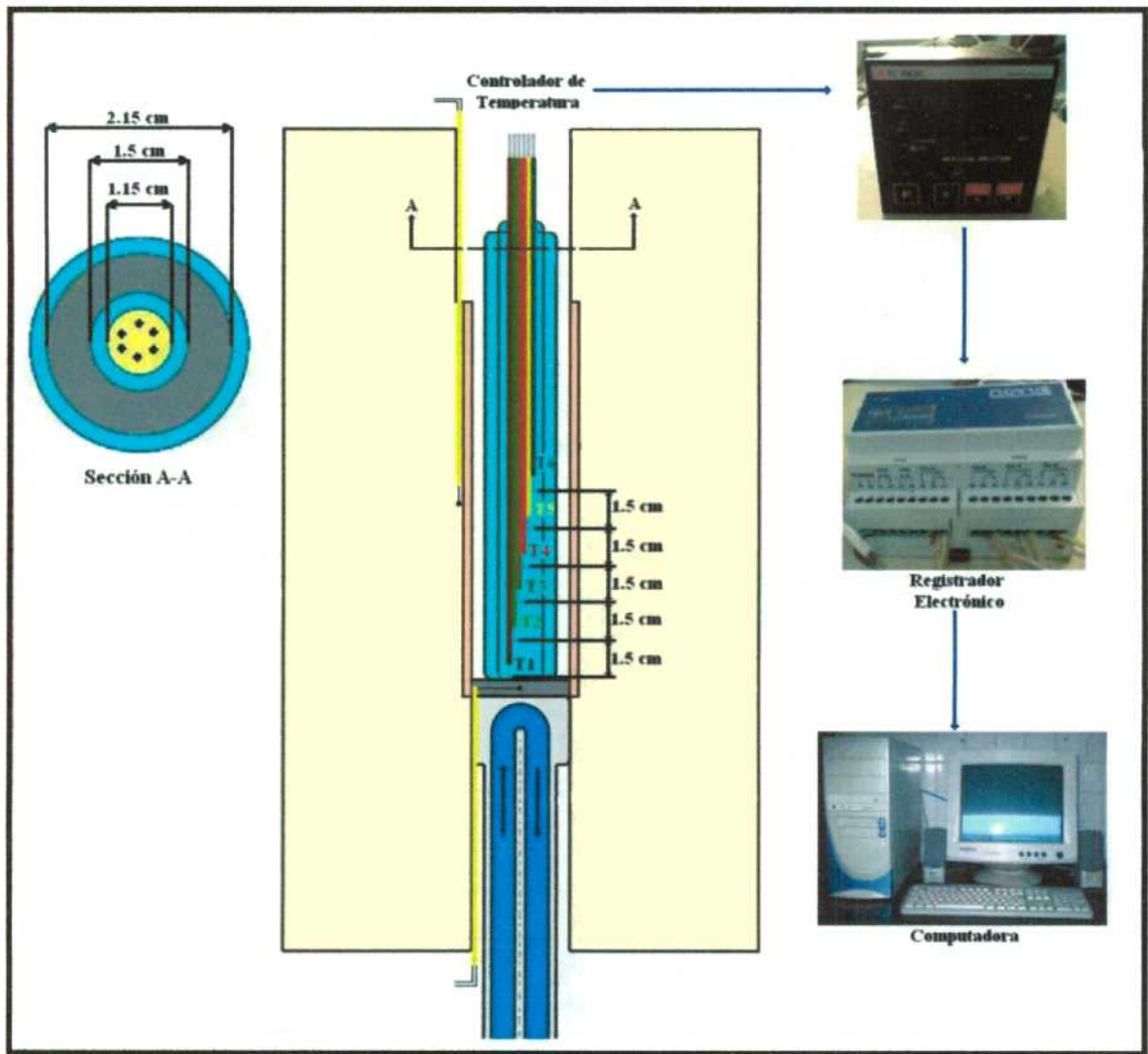


Figura III.9 - Sistema de adquisición de datos.

### 3.5. Experiencias de solidificación unidireccional

Las experiencias de solidificación unidireccional en aleaciones Al-Cu que se hicieron en el laboratorio son de dos tipos. El primero, con la finalidad de obtener aleaciones que presenten la TCE, medir los parámetros metalográficos y la microdureza. El segundo, para obtener los datos de temperatura en función del tiempo “curva de enfriamiento” a partir de los cuales se obtuvieron los parámetros térmicos de cada aleación solidificada unidireccionalmente. Ambos se describen a continuación.

#### 3.5.1. Experiencias para poder medir las propiedades mecánicas

Se procedió de la siguiente manera:

1. Se trozaron los materiales de manera que pudieran ser introducidos dentro del tubo de vidrio en las proporciones que se indican en la Tabla 3.1.
2. Se limpió el tubo de vidrio para iniciar la experiencia y se colocó el Aluminio previamente pesado dentro del mismo.
3. Una vez ubicado el tubo de vidrio dentro del horno se hizo circular el agua de refrigeración a través del tubo de acero galvanizado.
4. Luego se encendió el horno y cuando todo el Aluminio se encontraba completamente fundido se agregó la aleación eutéctica.

5. Cuando todo el material estuvo completamente fundido se mantuvo el sistema entre una y dos horas a alta temperatura para homogeneizar la composición en toda la aleación. Dependiendo del porcentaje de Cobre contenido en la aleación (a mayor cantidad de Cobre se requirió más tiempo de homogeneización) y a cada 10 minutos aproximadamente se mezcló el material con una varilla de acero recubierta con negro de humo.
6. Una vez transcurrido el tiempo de homogeneización se apagó el horno y se hizo circular el agua de refrigeración a su máximo caudal a través del tubo de acero galvanizado para comenzar el proceso de enfriamiento hasta una temperatura de 200°C (473,15 K).

### **3.5.2. Experiencias para poder medir los parámetros térmicos**

Para poder realizar la medición de temperaturas dentro de la aleación se utilizaron seis termocuplas tipo K y el sistema adquisidor de datos que fue mencionado anteriormente. Las termocuplas se colocaron dentro de la aleación preparada (una vez finalizado el tiempo de homogeneización), y se esperó unos minutos hasta que las temperaturas registradas por las termocuplas se estabilicen para luego proceder a apagar el horno y dejar circular el agua de refrigeración para comenzar el enfriamiento y el registro de temperaturas. Con los datos registrados se procedió a realizar la curva de enfriamiento (temperatura versus tiempo).

## **3.6. Preparación metalográfica de las probetas**

Una vez finalizado el proceso de solidificación se secciona la probeta con una sierra de mano. Primero se separa la zona de la probeta que contiene el rechupe y luego se secciona la parte restante longitudinalmente a fin de prepararla para obtener macrografías y micrografías.

### **3.6.1. Preparación para el análisis de la macroestructura**

Una vez seccionada la probeta se procedió a realizar el desbaste mecánico (lubricado con agua). Para el mismo se utilizaron papeles abrasivos de diferentes granulometrías, desde #60 hasta #1500 [9]. El procedimiento se llevó a cabo utilizando una pulidora (marca PULIMET) que posee una velocidad de 250 rpm.

Para concluir con el revelado de las macrografías se realizó el ataque químico a temperatura ambiente y por un tiempo aproximado que va de 5 a 20 segundos (dependiendo de la concentración de Cobre en la aleación) utilizando las siguientes soluciones [9], [10]:

- a- 15mlHF: 4,5mlHNO<sub>3</sub>: 9mlHCl: 271,5mlH<sub>2</sub>O: para aleaciones con menos del 10% de Cobre.
- b- 320mlHCl: 160mlHNO<sub>3</sub>: 20mlHF: para aleaciones con más del 10% de Cobre.

Una vez revelada la macroestructura se la observó por inspección visual y/o por medio de una lupa compuesta.

### **3.6.2. Preparación para el análisis de la microestructura**

A fin de analizar la microestructura, las probetas cortadas longitudinalmente se seccionaron en forma transversal usando una sierra de mano.

Luego se realizó el desbastado de los bordes hasta que las piezas sean lo más uniformes posible. Una vez uniformizado todos los trozos se incluyeron en un caño de PVC de 3cm de diámetro y 1,5 cm de altura en una resina acrílica.

Para finalizar con el curado de la resina acrílica se las dejó reposar durante al menos, una hora, a temperatura ambiente, obteniéndose como resultado las probetas incluidas.

Luego se procedió a realizar el pulido mecánico con papeles abrasivos que van desde #60 hasta #2500, terminando el pulido con pasta de diamante de  $0,25\mu\text{m}$  ( $0,25 \cdot 10^{-6}\text{m}$ ).

Por último, para revelar las micrografías se realizó el ataque químico con una solución Keller: 2,5 ml  $\text{HNO}_3$ ; 1,5 ml  $\text{HCl}$ ; 1 ml  $\text{HF}$ ; 95 ml  $\text{H}_2\text{O}$  (destilada) [9], [11]. Las microestructuras finales se observaron en un microscopio óptico (modelo: XJL-17, marca: ARCANO).

### **3.7. Ensayos de microdureza**

Todos los ensayos de microdureza que se detallan a continuación fueron realizados según la norma estándar ASTM E384-99 [12], a temperatura ambiente, utilizando el microdurómetro Vickers (Marca: LEITZ DURIMET, Laboratorio de Metalografía-CNEA). El tiempo de indentación en cada una de las probetas ensayadas fue de 15 segundos.

### **3.8. Parámetros metalográficos**

#### **3.8.1. Tamaño de grano**

Para medir el tamaño de los granos columnares y equiaxiales se utilizó la norma estándar ASTM E 112 [13].

#### **3.8.2. Medición de los espaciamientos dendríticos:**

Se midieron los espaciamientos dendríticos utilizando la técnica de intercepción lineal [4], [14], [15]. Mediante esta técnica se obtuvieron los tamaños de los espaciamientos dendríticos primarios " $\lambda_1$ ", secundarios " $\lambda_2$ " y terciarios " $\lambda_3$ ".

#### **3.8.3. Medición del espaciamiento eutéctico:**

Los espaciamientos eutécticos " $\lambda$ " se determinaron con el método de intercepción lineal [4], [14], [15] de la misma manera que los espaciamientos dendríticos.

### **3.9. Análisis de composición de los elementos**

Las medidas de composición del Aluminio y del Cobre se llevaron a cabo en un Microscopio Electrónico de Barrido (MEB, marca PHILIPS 515, equipado con un espectrómetro EDAXFALCÓN PV 8200 (Gerencia Química - CNEA) en el cual se determinó la variación de la composición de los elementos principales en la aleación, tanto a nivel macroscópico como microscópico.

### **3.10. Parámetros térmicos**

Se determinó la curva de enfriamiento (temperatura versus tiempo) de cada aleación, los parámetros térmicos que se obtuvieron de la curva de enfriamiento [4], [8], [16] son:

- Velocidad de enfriamiento " $\dot{T}$ ".
- Gradientes de temperatura en el líquido " $G_L$ ".
- Posición del frente de solidificación para la temperatura de solidus y liquidus.
- Velocidades de las interfases líquida " $V_L$ " y sólida " $V_S$ ".
- Velocidad de solidificación local " $V^*$ ".

### 3.11. Bibliografía

- [1] "ASM Metals Handbook, Metallography, Structures and Phase Diagrams, eighth edition," vol. 8.
- [2] W. D. Callister, *Materials Science and Engineering*, Seventh. 2007.
- [3] "ASM Handbook, Properties and selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials, ASM International Handbook Committee," vol. 2, 2004.
- [4] A. E. Ares, S. F. Gueijman, and C. E. Schvezov, "An experimental investigation of the columnar-to-equiaxed grain transition in aluminum-copper hypoeutectic and eutectic alloys," *Journal of Crystal Growth*, vol. 312, pp. 2154-2170, Jul. 2010.
- [5] J. M. V. Quaresma, C. A. Santos, and A. Garcia, "Correlation between Unsteady-State Solidification Condition, Dendrite Spacings, and Mechanical Properties of Al-Cu Alloys," *Metallurgical and Materials Transactions*, vol. 31, no. A, pp. 3167-3178, 2000.
- [6] M. Prates and G. J. Davies, *Solidificação e Fundição de Metais e suas Ligas*, Livros Téc. 1978.
- [7] E. Vicente, "Solidificación Direccional de Aleaciones Monofásicas de Interfaz Plana, Instituto de Tecnología," Instituto Sábito, CNEA- UNSaM, 1997.
- [8] A. E. Ares, "Transición columnar a equiaxial en aleaciones plomo estaño," Instituto Sábito, CNEA- UNSaM, 1997.
- [9] "ASM Handbook, Metallography and Microstructures, ASM International Handbook Committee," vol. 9, 2004.
- [10] *Metallographic Etching*. G. Petzow, Ed. ASM International, Second edi. USA: , 2008.
- [11] G. F. Vander Voort, *Metallography: Principles and Practice*. 1984, p. 121.
- [12] "Standard Test Methods for Microindentation Hardness of Materials," *ASTM E 384 - 99*, 2002.
- [13] "Standard Test Methods for Determining Average Grain Size," *ASTM E 112*, 2004.
- [14] R. N. Grugel, "Secondary and tertiary dendrite arm spacing relationships in directionally solidified Al-Si alloys," *J. Materials Science*, vol. 28, pp. 677-683, 1993.
- [15] H. E. Boyer and T. L. Gall, *Metals handbook, Desk Edition, American society for metals, printed in United States of America*. 1985, pp. 35-18 and 35-20.
- [16] S. F. Gueijman, C. E. Schvezov, and A. E. Ares, "Vertical and Horizontal Directional Solidification of Zn-Al and Zn-Ag Diluted Alloys," *Materials Transactions*, vol. 51, no. 10, pp. 1861-1870, 2010.



## CAPÍTULO IV

---

### Resultados y Discusión

*En este capítulo se presentan y discuten los resultados obtenidos referentes a:*

- c) la transición de estructura columnar a equiaxial "TCE";*
  - d) las microestructuras de las aleaciones Al-Cu solidificadas unidireccionalmente, de composiciones hipoeutécticas y eutéctica;*
  - e) los análisis de composición a nivel macroscópico y microscópico;*
  - f) la determinación de los parámetros metalográficos: los espaciamientos dendríticos, los espaciamientos eutécticos y el tamaño de los granos columnares y equiaxiales;*
  - g) la obtención de las curvas de enfriamiento y la determinación de los parámetros térmicos: el grado de sobrecalentamiento; la determinación de las temperaturas de liquidus, solidus y eutéctica, los gradientes de temperatura, las velocidades de enfriamiento, los tiempos de solidificación local, las velocidades de las interfases líquida y sólida;*
  - h) las velocidades críticas de las interfases líquidas;*
  - i) los valores de la microdureza en la longitud y el ancho de la probetas, así como, en las distintas fases presentes;*
  - j) la relación entre los valores de la microdureza con los parámetros metalográficos y el contenido de soluto de la aleación;*
  - k) la relación entre los espaciamientos dendríticos secundarios con el contenido de soluto en las probetas y con el tamaño de los granos;*
  - l) la relación entre los parámetros térmicos y metalográficos;*
  - m) la relación entre las velocidades de la interfase líquida y los gradientes de temperatura.*
-

Los resultados obtenidos se refieren a la solidificación unidireccional de un total de 19 probetas. En la Tabla 4.1 se mencionan las probetas obtenidas por solidificación unidireccional de cada composición de las aleaciones correspondientes al sistema Al-Cu y las determinaciones realizadas.

Las unidades utilizadas en el presente Capítulo en algunos casos no están expresadas en el Sistema Internacional de Unidades, sino que fueron seleccionadas a fin de poder realizar la comparación con valores de algunos parámetros obtenidos por otros autores. Sin embargo, en el texto que sigue a continuación la equivalencia de unidades con el Sistema Internacional se coloca entre paréntesis.

**Tabla 4.1** – Experiencias de solidificación unidireccional y determinaciones realizadas.

Experiencias	Aleación	Determinaciones
1	Al-1%Cu	TCE, determinación de los parámetros metalográficos, obtención de los valores de microdureza y análisis de la composición de los elementos en las aleaciones Al-Cu.
2		
3		
4		
5		
6	Al-4,5%Cu	TCE, determinación de los parámetros metalográficos, obtención de los valores de microdureza y análisis de la composición de los elementos en las aleaciones Al-Cu.
7		
8		
9		
10		
11		
12	Al-15%Cu	TCE, determinación de los parámetros metalográficos, obtención de los valores de microdureza y análisis de la composición de los elementos en las aleaciones Al-Cu.
13		
14		
15		
16	Al-33,2%Cu	TCE, determinación de los parámetros metalográficos, obtención de los valores de microdureza y análisis de la composición de los elementos en las aleaciones Al-Cu.
17		
18		
19		

#### 4.1. Transición de estructura columnar a equiaxial "TCE"

Como se mencionó en el Capítulo I, en el proceso de fundición de las aleaciones metálicas se puede esperar que la estructura de los granos sea completamente equiaxial, completamente columnar o una mezcla de ambos tipos de estructuras de granos. Esta zona donde coexisten los granos columnares y equiaxiales se denomina transición de estructura columnar a equiaxial "TCE". Como se vio en el Capítulo II el fenómeno de la TCE ocurre cuando los granos equiaxiales son capaces de nuclear y crecer en el líquido que se encuentra adelante del frente de crecimiento columnar [1], [2].

Los resultados de la TCE presentados aquí corresponden a 19 experiencias realizadas. Algunos resultados se muestran en las Figura IV.1 (las restantes macroestructuras se muestran en el Apéndice III). Para su análisis las probetas fueron separadas en 4 grupos según su composición, como se detalló en la Tabla 4.1.

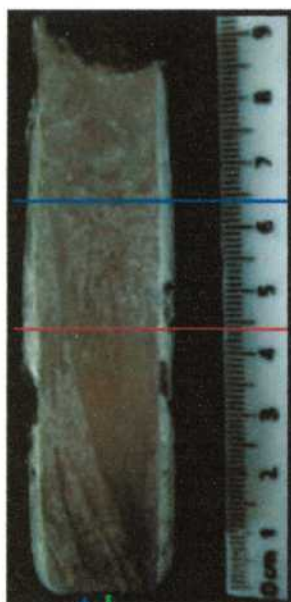
En la Figura IV.1 se puede observar que en la base de las probetas los granos son columnares (por debajo de la línea roja), la zona de TCE se ubica entre las líneas roja y azul y la zona de los granos equiaxiales se sitúa en la parte superior de las probetas (por encima de la línea azul). Con

flechas de color azul y color verde se representan las direcciones del crecimiento de la estructura y de la extracción de calor, respectivamente.

En la Figura IV.1 se puede observar que en las experiencias realizadas la zona de TCE se produce de manera gradual y no de manera abrupta.

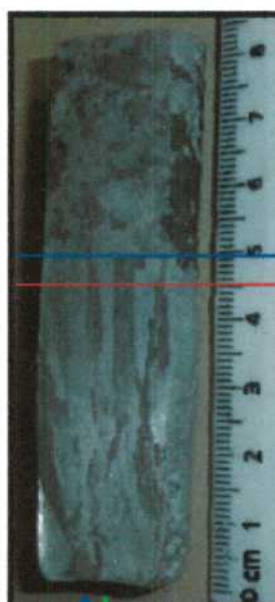
En el caso particular de la experiencia 12, en la macrografía se pueden ver poros distribuidos en toda la superficie de la probeta, se sabe que la porosidad con estas características se debe a la contracción y a la evolución de los gases que se produce durante la solidificación de la aleación.

**Experiencia 5**



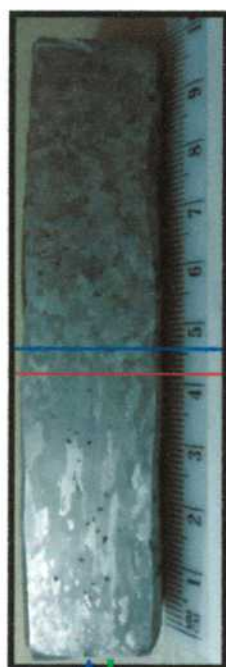
**Escala 0,8:1**  
a)

**Experiencia 7**



**Escala 0,8:1**  
b)

**Experiencia 12**



**Escala 0,8:1**  
c)

**Experiencia 16**



**Escala 0,7:1**  
d)

**Figura IV.1** – Macrografías de las aleaciones Al-Cu solidificadas unidireccionalmente, correspondientes a las composiciones: **a)** Al-1%Cu (experiencia 5). **b)** Al-4,5%Cu (experiencia 7). **c)** Al-15%Cu (experiencia 12). **d)** Al-33,2%Cu (experiencia 16).

En la Tabla 4.2 se muestran los resultados de la posición en la que se ubica la zona de TCE en cada una de las experiencias realizadas.

Las experiencias 4, 5, 9, 10, 11, 15 y 19 fueron realizadas, determinando la temperatura en el interior de la aleación y en las mismas se puede observar que las termocuplas ubicadas en el interior del molde de vidrio (que se introdujeron cuando la aleación se encontraba en la fase líquida), como se mencionó en el Capítulo III, no tienen ningún efecto en la posición de la TCE, ya que esta última se produjo de todas maneras y el molde de vidrio interior no actuó como agente nucleante de los granos equiaxiales (ver Figura IV.2).

En la experiencia 6 (ver Figura IV.3) se puede observar una zona de granos equiaxiales (círculo amarillo) que interrumpe el crecimiento de los granos columnares, pero rápidamente este crecimiento de los granos columnares se restituye hasta que aparece la verdadera zona de TCE a 2,5 cm de altura. Esta interrupción en el crecimiento de los granos columnares se debió a una breve detención del caudal del agua de refrigeración durante el enfriamiento de la probeta. Esto sirvió para evidenciar cómo el grado de extracción calórica afecta al crecimiento de la estructura de los granos.

En la Figura IV.4 se muestran dos probetas de composiciones Al-15%Cu y Al-33,2%Cu que corresponden a las experiencias 15 y 19, respectivamente. En ambas probetas se pueden observar fisuras. En la experiencia 15 la fisura se encuentra en la zona de granos columnares, mientras que en la experiencia 19 la fisura se produjo a la altura de la zona de TCE.

Las dos fisuras se propagaron durante la etapa de desbaste mecánico de las probetas. Lo que se observó es que en las regiones donde se produjeron las fisuras, el espesor de la aleación entre los moldes de vidrio es en algunos lugares inferior a 1 mm.

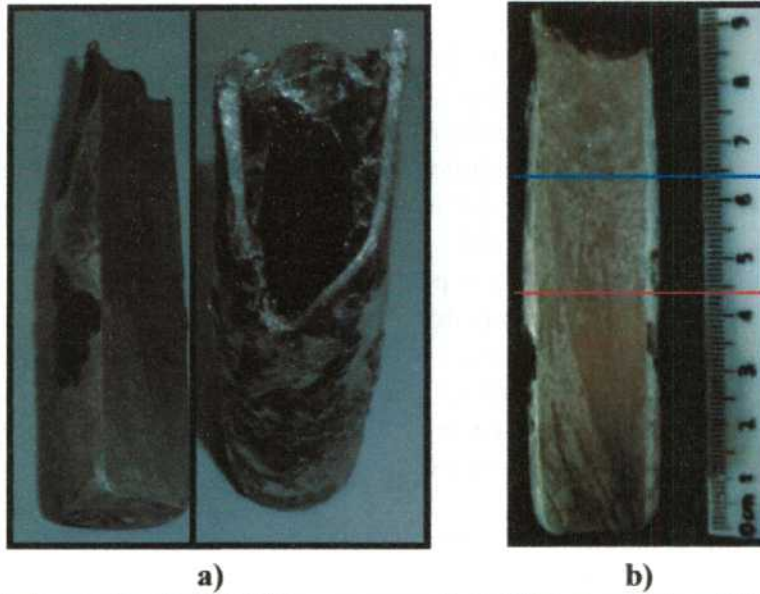
**Tabla 4.2** – TCE para las aleaciones Al-Cu solidificadas unidireccionalmente.

Experiencia	TCE <sub>MIN</sub> <sup>1</sup> (cm)	TCE <sub>MAX</sub> <sup>2</sup> (cm)	TCE <sub>PROM</sub> <sup>3</sup> (cm)	
Al-1%Cu	1	4,4	4,9	4,65
	2	1,6	2,6	2,1
	3	4	4,5	4,25
	4	5,4	6,5	5,95
	5	4,4	6,4	5,4
Al-4,5%Cu	6	2,5	4	3,25
	7	4,5	4,95	4,75
	8	3	4,7	3,85
	9	3,2	4	3,6
	10	5	5,9	5,45
	11	6,5	7,3	6,9
Al-15%Cu	12	4,15	4,6	4,4
	13	4	6,2	5,1
	14	3,45	3,6	3,5
	15	6,4	6,6	6,5
Al-33,2%Cu	16	3,15	4,2	3,7
	17	1,3	2,4	1,85
	18	5,9	6,9	6,4
	19	5,6	8,5	7,05

<sup>1</sup> Posición mínima de la TCE.

<sup>2</sup> Posición máxima de la TCE.

<sup>3</sup> Posición promedio de la TCE.



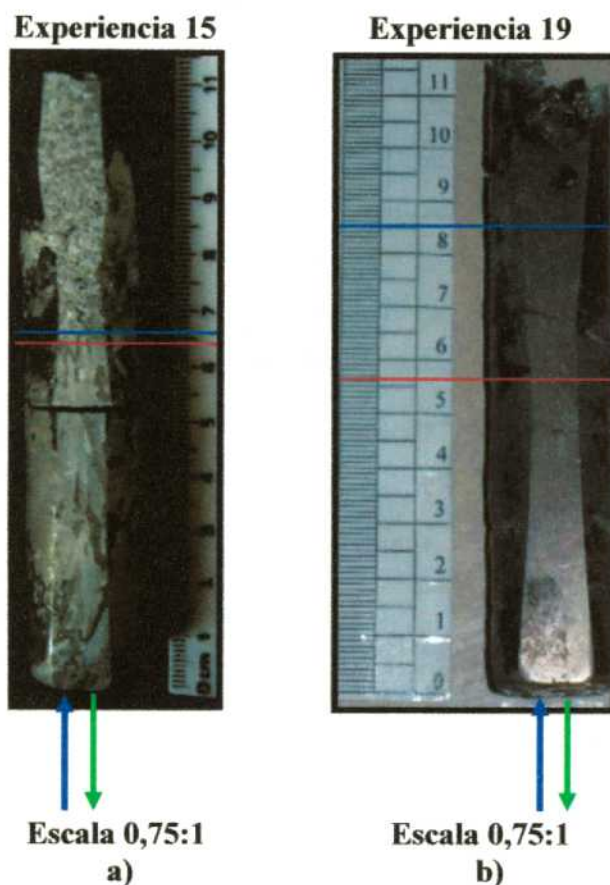
**Figura IV.2** – Probeta de una aleación Al-1%Cu con presencia de TCE. Durante la solidificación de la misma se realizó el registro de las temperaturas. **a)** vista lateral y superior de la probeta. **b)** vista anterior donde se indica la zona de TCE entre las líneas de color rojo y azul.

### Experiencia 6



**Escala 1,1:1**

**Figura IV.3** – Macrografía de una probeta solidificada unidireccionalmente de una aleación Al-4,5%Cu donde se interrumpe el crecimiento de los granos columnares (zona dentro del círculo amarillo).



**Figura IV.4** – Macrografías de las aleaciones Al-Cu solidificadas unidireccionalmente, correspondientes a las composiciones de: a) Al-15%Cu (experiencia 15). b) Al-33,2%Cu (experiencia 19).

De los estudios previos se sabe que la TCE se puede producir de manera abrupta o de manera gradual. El efecto de que la TCE se produzca de manera abrupta se debe al uso de partículas inoculantes ó no inoculantes en la aleación, con lo que se obtiene mejores condiciones de nucleación heterogénea y un mejor control de la estructura. Ares *et al.* en [2–6] y Siqueira *et al.* en [7] y [8] obtuvieron una zona de TCE en distintas aleaciones de Aluminio sin el uso de agentes inoculantes.

Los resultados obtenidos de la TCE en esta Tesis son similares a los encontrados por Ares *et al.* [2–6], [9] y Siqueira *et al.* [7], [8] en aleaciones Al-Cu y Pb-Sn, en cambio son diferentes a los expuestos por Gandin en aleaciones Al-Si [10], [11], Mahapatra *et al.* [12] en aleaciones Sn-Pb y Ziv *et al.* [13] en aleaciones Al-Cu. Estos autores encontraron que la TCE se produce de forma abrupta y casi horizontal.

## 4.2. Micrografías de las aleaciones Al-Cu hipoeutécticas

En esta sección se estudian 3 distintas composiciones de aleaciones hipoeutécticas Al-Cu (% en peso):

- Al-1%Cu.
- Al-4,5%Cu.
- Al-15%Cu.

En la Figura IV.5 se presentan tres micrografías de una aleación Al-15%Cu. Estas imágenes pertenecen a las zonas de estructura columnar, de TCE y equiaxial (las micrografías de las aleaciones Al-1%Cu y Al-4,5%Cu se presentan en el Apéndice IV).

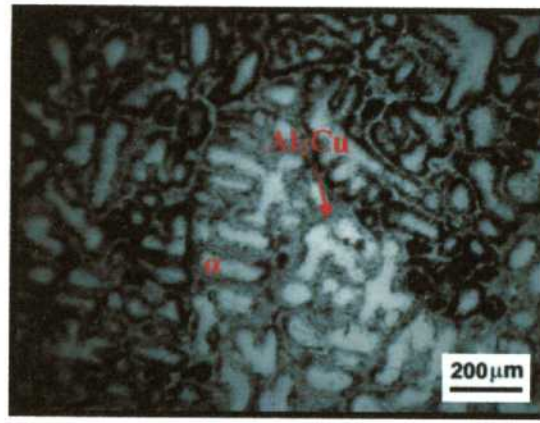
En las micrografías se pueden observar las fases presentes (la solución sólida  $\alpha$  y la fase intermetálica  $Al_2Cu$ ) y la dirección de crecimiento de la estructura (que se señala con una flecha

de color azul). Las dos fases características de la aleación Al-Cu son: la solución sólida  $\alpha$  rica en Aluminio (color blanco) y la fase intermetálica  $Al_2Cu$  (color gris que se sitúa en la zona interdendrítica).

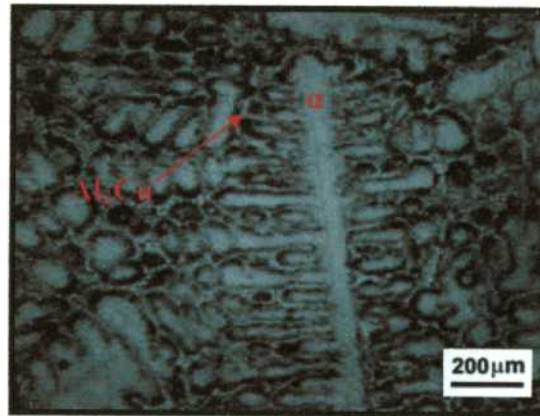
En la Figura IV.5-a se puede ver una estructura dendrítica columnar. En la imagen se ven dos dendritas con sus troncos principales creciendo paralelos a la dirección de crecimiento de la estructura. En las mismas se pueden observar espaciamentos dendríticos primarios " $\lambda_1$ ", secundarios " $\lambda_2$ " y terciarios " $\lambda_3$ " (indicados con color amarillo).

En la imagen de la micrografía perteneciente a la zona de TCE (Figura IV.5-b) se muestra una estructura dendrítica columnar rodeada por dendritas equiaxiales orientadas aleatoriamente y en la micrografía de la zona equiaxial (Figura IV.5-c) se pueden ver dendritas equiaxiales orientadas de manera aleatoria.

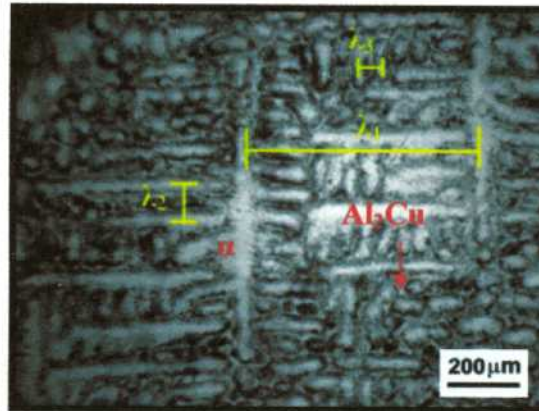
Se sabe que en las aleaciones de composición hipoeutécticas un incremento en el contenido de Cobre produce un aumento de la fase intermetálica (esto viene acompañado de una disminución en la cantidad de solución sólida  $\alpha$  en la zona interdendrítica, debido a que esta zona es la última zona en solidificar, y lo hace rica en Cobre).



c)



b)



a)

**Figura IV.5** – Las micrografías corresponden a una probeta de aleación Al-15%Cu (experiencia 12) en las zonas: a) Columnar. b) TCE. c) Equiaxial.

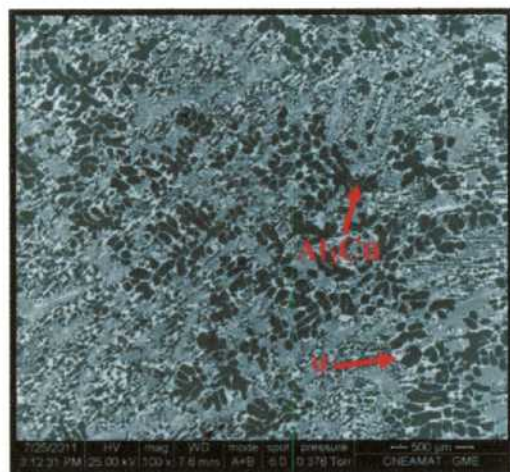
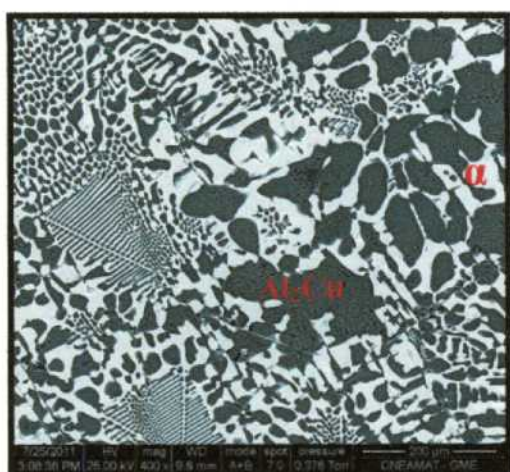
### 4.3. Micrografías de la aleación Al-Cu de composición eutéctica

En la Figura IV.6 se presentan seis micrografías de una aleación de composición eutéctica, dos en la zona de estructura columnar, dos en la zona de TCE y dos en la zona de granos equiaxiales. Además, se encuentra representada con una flecha de color azul la dirección de crecimiento de la estructura.

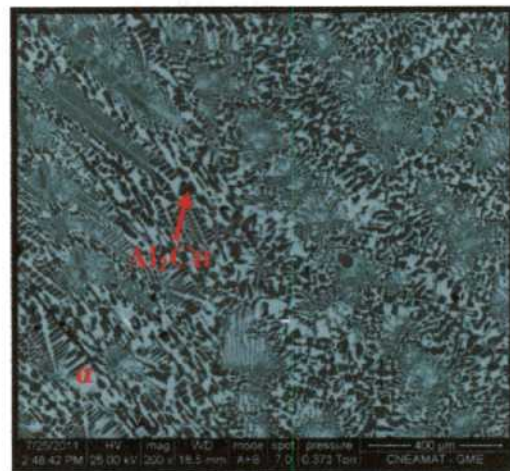
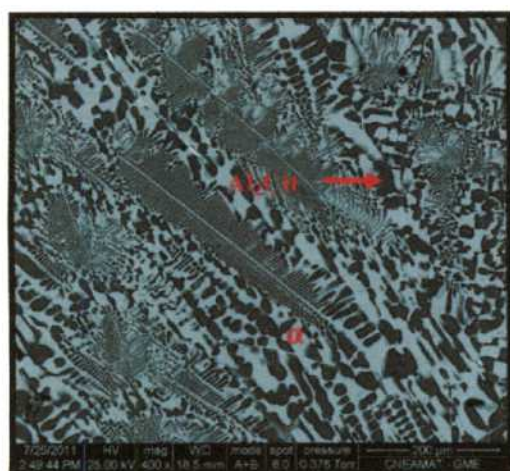
En la zona de estructura columnar se puede observar una aleación eutéctica compuesta por una estructura lamelar, en forma de finas láminas orientadas en la dirección de extracción de calor.

En la zona de TCE se puede observar que coexisten estructuras lamelares en forma de láminas (similares a las de la zona columnar) y de varillas, orientadas aleatoriamente. En la zona equiaxial se puede observar que nuevamente coexisten microestructuras en forma de láminas y de varillas.

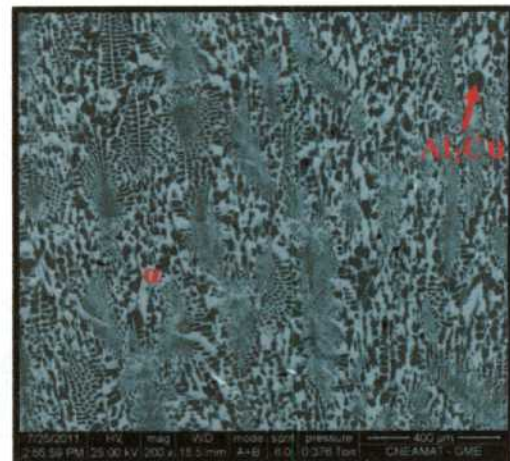
Este tipo de microestructura en forma de láminas y de varillas en aleaciones Al-Cu fue también determinado por otros autores, como ser: Cooksey *et al.* en [14], Chadwick en [15], Jordan *et al.* [16], Ares *et al.* [6], Srivastava *et al.* [17].



c)



b)



a)

Figura IV.6 – Las micrografías a), b), y c) corresponden a una aleación Al-33,2%Cu (experiencia 17) en las zonas columnar, de TCE y equiaxial, respectivamente.

#### 4.4. Análisis de la composición de los elementos en las aleaciones Al-Cu

La composición química de los lingotes de aleación eutéctica y del Aluminio grado comercial se presentan en la Tabla 4.3:

**Tabla 4.3** – Composición química de la aleación eutéctica y del Aluminio (MEB, marca PHILIPS 515, equipado con un espectrómetro EDAX FALCÓN PV 8200).

Materiales		
Aleantes	Aleación madre eutéctica (% en peso)	Aluminio (% en peso)
Aluminio (Al)	68,75	99,68
Cobre (Cu)	30,41	0,024
Magnesio (Mg)	0,16	0,001
Manganeso (Mn)	0,05	----
Hierro (Fe)	0,32	0,18
Silicio (Si)	0,31	0,10
Níquel (Ni)	----	0,015

- Las celdas vacías indican que los lingotes de aleación eutéctica y Aluminio no contenían Níquel y Manganeso.
- La aleación madre eutéctica recibe este nombre porque tiene una composición cercana a la eutéctica.

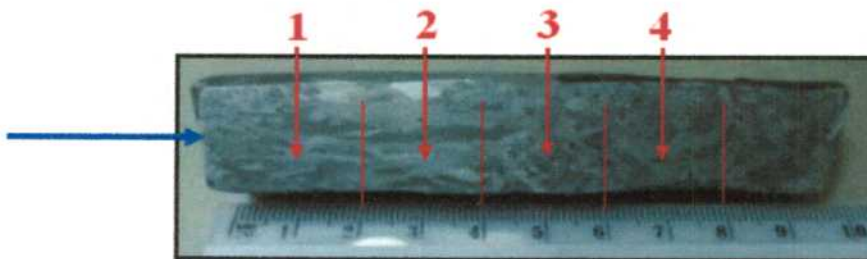
##### 4.4.1. Variación en la composición de la macroestructura (macrosegregación)

Las medidas de composición se realizaron en cuatro secciones de las probetas solidificadas unidireccionalmente, como se observa en la Figura IV.7.

Las medidas se realizaron en las zonas de estructura columnar, de TCE y equiaxial. En cada sección se efectuaron seis medidas de composición del Aluminio y del Cobre para un total de diez probetas:

- 2 de Al-1%Cu.
- 3 de Al-4,5%Cu.
- 2 de Al-15%Cu.
- 3 de Al-33,2%Cu.

Las medidas se determinaron en cuatro puntos distintos de las probetas: a 1 cm, 3 cm, 5 cm y 7 cm de su base (en las secciones antes mencionadas).



**Figura IV.7** - Probeta de Al-15%Cu, donde se pueden observar las cuatro regiones donde se midió la composición. La flecha azul indica la dirección de crecimiento de la estructura.

En las Tablas 4.4 a 4.7 se presenta la variación del porcentaje en peso de los elementos principales (Cobre y Aluminio) de las aleaciones, en la longitud de las probetas, y para las distintas composiciones.

En las Tablas 4.4 a 4.7 se puede observar que la variación del porcentaje en peso del Cobre (el Aluminio se comporta de manera totalmente opuesta) es aproximadamente igual ó mayor en la base de las probetas (zona columnar) que en la parte superior (zona equiaxial).

En las experiencias 7, 8, 13, 14 17 y 18 (que se encuentran en el Apéndice V) se puede ver que todos los valores de composición en peso de Cobre se encuentran por debajo del valor nominal de la aleación. Considerando las experiencias 7 y 8 (aleaciones Al-4,5%Cu), que fueron preparadas utilizando el mismo lingote de aleación madre, la variación en la composición de las aleaciones se puede deber a que la aleación madre no era de una composición homogénea en todo su volumen, o bien, que los trozos utilizados para la preparación de la aleación poseían menos del 33,2% en peso de Cobre. Los mismos resultados se pueden ver en la composición del Aluminio, ya que el mismo en todo momento supera el 95,5% en peso de Aluminio (95,5% corresponde a su valor nominal).

En todos los gráficos que se encuentran en el Apéndice V se calculó el error en la medición de los valores de composición, pero los mismos sólo son perceptibles para las aleaciones Al-1%Cu.

**Tabla 4.4 – Composición de las aleaciones Al-1%Cu.**

Distancia desde la base (cm)	Experiencia 1		Experiencia 2	
	Al (% en peso)	Cu (% en peso)	Al (% en peso)	Cu (% en peso)
1	98,65	1,35	98,76	1,24
3	99,2	0,8	99,29	0,71
5	99,42	0,58	99,1	0,9
7	99,05	0,95	99,17	0,83

**Tabla 4.5 – Composición de las aleaciones Al-4,5%Cu.**

Distancia desde la base (cm)	Experiencia 6		Experiencia 7		Experiencia 8	
	Al (% en peso)	Cu (% en peso)	Al (% en peso)	Cu (% en peso)	Al (% en peso)	Cu (% en peso)
1	94,4	5,6	96,86	3,14	96,86	3,14
3	94,17	5,83	96,45	3,55	96,46	3,54
5	95,34	4,66	96,83	3,17	96,21	3,79
7	95,85	4,15	96,86	3,14	96,8	3,2

**Tabla 4.6 – Composición de las aleaciones Al-15%Cu.**

Distancia Desde la base (cm)	Experiencia 13		Experiencia 14	
	Al (% en peso)	Cu (% en peso)	Al (% en peso)	Cu (% en peso)
1	86,92	13,08	87,56	12,44
3	87,37	12,63	87,98	12,02
5	87,54	12,46	88,2	11,8
7	87,32	12,68	88,42	11,58

**Tabla 4.7 – Composición de las aleaciones Al-33,2%Cu.**

Distancia desde la base (cm)	Experiencia 16		Experiencia 17		Experiencia 18	
	Al (% en peso)	Cu (% en peso)	Al (% en peso)	Cu (% en peso)	Al (% en peso)	Cu (% en peso)
1	69,98	30,02	76,11	23,89	73,65	26,35
3	65,24	34,76	79,23	20,77	73,88	26,12
5	71,29	28,71	79,36	20,64	72,77	27,23
7	73,82	26,18	77,94	22,06	80,8	19,2

En la Figura IV.8 se muestran las variaciones de la composición de los dos elementos principales de la aleación en función de la longitud de la probeta para tres aleaciones, cada una de composición eutéctica (los gráficos de las otras experiencias se encuentran en el Apéndice V).

En las aleaciones Al-Cu (Al-1%Cu, Al-4,5%Cu, Al-15%Cu y Al-33,2%Cu) que se analizaron se puede observar que los valores de las composiciones de Cobre en la base de las probetas son mayores o iguales que en la parte superior de las mismas. En la Figura IV.9 se puede ver que el contenido de Aluminio es inferior o aproximadamente igual en la base de las probetas que en su parte superior.

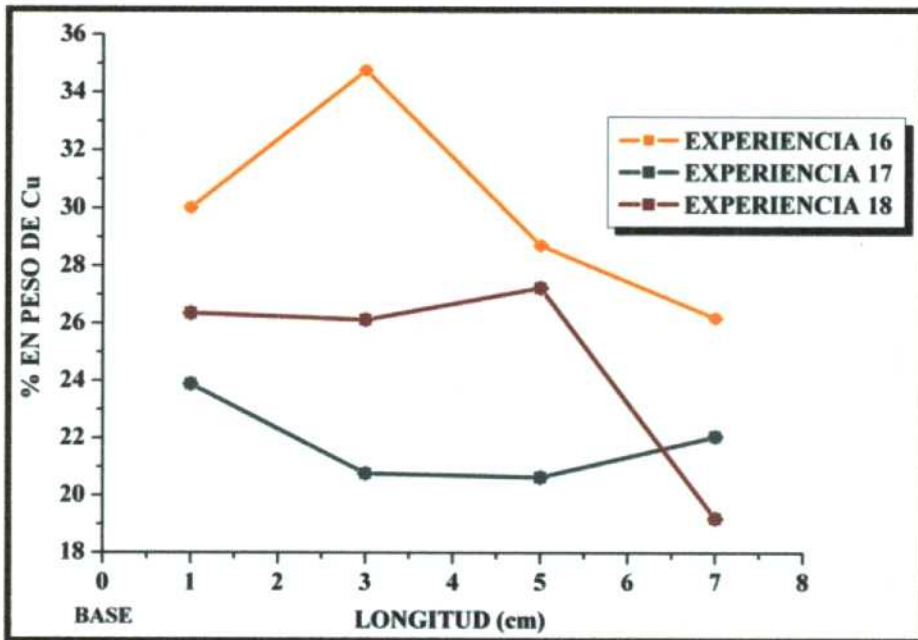


Figura IV.8 –Variación de la composición del Cobre en las aleaciones Al-33,2%Cu (con un error no mayor a 0,0084% en peso de Cobre).

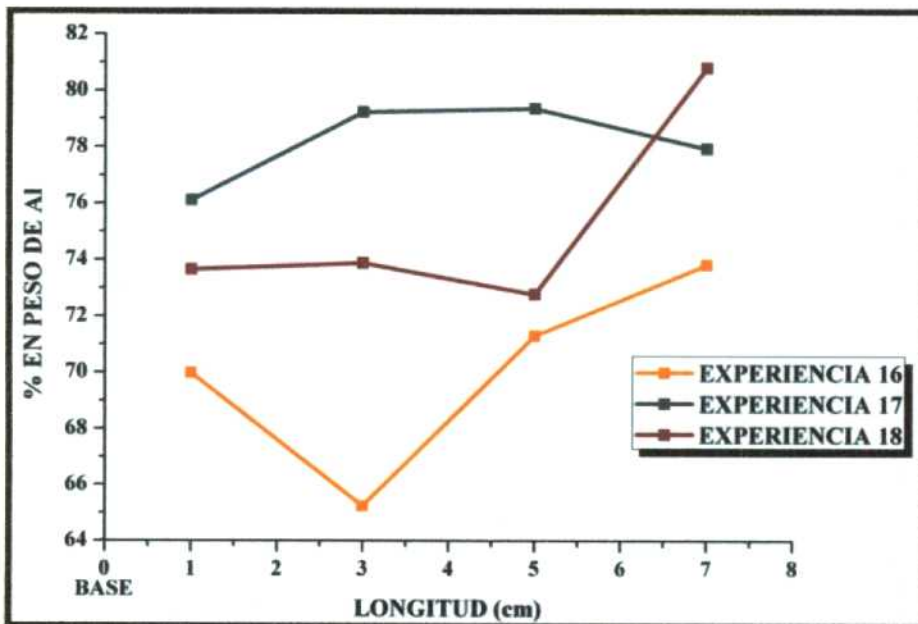
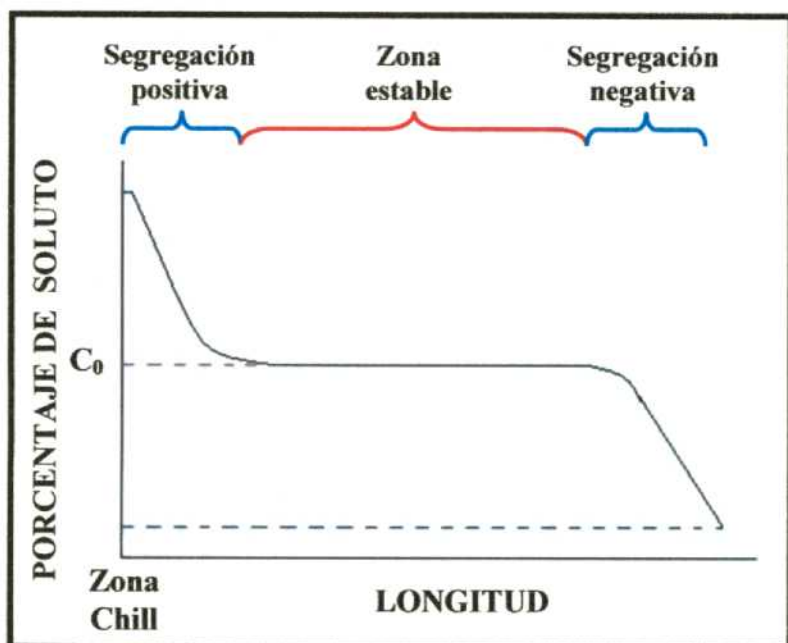


Figura IV.9 - Variación de la composición del Aluminio en las aleaciones Al-33,2%Cu (con un error no mayor a 0,001% en peso del Aluminio que no es apreciable en el gráfico).

Se sabe que durante el proceso de solidificación las contracciones que ocurren en la zona pastosa establecen un flujo interdendrítico en dirección a la base de la probeta. Este flujo interdendrítico redistribuido forma un tipo de macrosegregación conocida como segregación inversa.

Se define un perfil común de segregación inversa, el mismo cuenta con una segregación positiva en la zona cercana a la zona chill, una zona de estado estable en la sección media de la probeta y

una zona de segregación negativa en la parte superior de la probeta [18], [19], tal como se observa en la Figura IV.10.



**Figura IV.10** – Segregación inversa: perfil de concentraciones en una probeta solidificada unidireccionalmente ( $C_0$  representa la concentración inicial).

En las aleaciones Al-Cu como el soluto (Cobre) es más pesado que el solvente (Aluminio) y su coeficiente de partición es menor que uno, el comportamiento termo-solutal del sistema será estable. Por lo expuesto anteriormente y como se mencionó en el Capítulo II en condiciones de solidificación unidireccional se conoce que el efecto de que la composición de Cobre sea mayor en la base de las probetas que en su parte superior (zona de granos equiaxiales) puede ser a causa del fenómeno de segregación inversa. Resultados similares a estos obtuvieron Chalmers en [15], Flemings en [20], Prates *et al.* en [21], Ferreira *et al.* en [22], Voller *et al.* en [19] y Kleber *et al.* en [18].

#### 4.4.2. Variación de la composición en la microestructura (microsegregación)

Las medidas de composición del Aluminio y del Cobre se realizaron en ocho probetas (2 de Al-1%Cu, 2 de Al-4,5%Cu, 2 de Al-15%Cu y 2 de Al-33,2%Cu). Se efectuaron las medidas de composición en las zonas de estructura columnar, de TCE y equiaxial. Para cada uno de los tipos de estructuras se midió la composición en cinco puntos, de la siguiente manera (ver Figura IV.11):

- Puntos 1 y 2: fase  $\alpha$ .
- Punto 3: límite entre la fase  $\alpha$  y la fase intermetálica  $Al_2Cu$ .
- Puntos 4 y 5: fase  $Al_2Cu$ .

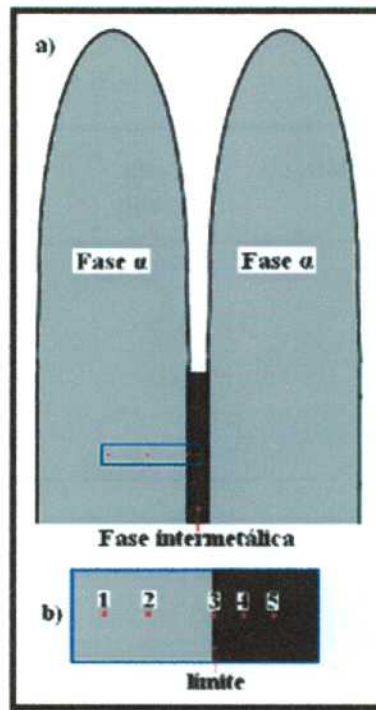


Figura IV.11 – Esquema de los puntos donde se determinó la composición de la aleación.

En la Tabla 4.8 (en el Apéndice VI se presentan las Tablas correspondientes a las variaciones de las composiciones para el resto de las aleaciones) se presentan las composiciones de los elementos principales (Cobre y Aluminio) en el interior de la aleación (a nivel microscópico), para una aleación Al-15%Cu.

Tabla 4.8 – Aleación Al-15%Cu (experiencia 13).

Zona	Material	Fase α	Fase α	Límite	Fase Al <sub>2</sub> Cu	Fase Al <sub>2</sub> Cu
Columnar	Aluminio (% en peso)	94,48	94,09	82,48	46,8	46,33
	Cobre (% en peso)	5,52	5,91	17,52	53,2	53,67
TCE-Equiaxial	Aluminio (% en peso)	94,32	94,16	93,2	45,81	46,51
	Cobre (% en peso)	5,68	5,84	6,8	54,19	53,49
Equiaxial	Aluminio (% en peso)	95,31	95,31	57,86	46,44	46,32
	Cobre (% en peso)	4,69	4,69	42,14	53,56	53,68

En la Figura IV.12 y IV.13 (los gráficos para las demás aleaciones se encuentran en el Apéndice VI) se presentan las variaciones de las composiciones del Cobre y del Aluminio indicados en la Tabla 4.8.

En la Figura IV.12 se puede observar que la composición del Cobre es muy superior en la zona interdendrítica (fase intermetálica), donde se encuentra la mayor cantidad del soluto (Cobre) segregado. Los valores de las composiciones del Cobre se encuentran entre 53,49% y 53,68%, los mismos corresponden a la fase intermetálica Al<sub>2</sub>Cu (también denominada fase θ) en el diagrama de equilibrio de fases.

En la Figura IV.13 se ve que la composición del Aluminio es mayor en el interior de la dendrita donde se forma la fase α, y disminuye en la zona interdendrítica. Comportándose de manera totalmente contraria a la variación del Cobre.

En el Apéndice VI se puede observar que los valores de composición del Cobre llegan a valores de 64,26% en peso de Cu para las aleaciones Al-4,5%Cu en la zona interdendrítica. Para estas composiciones en el diagrama de equilibrio de fases se indica una zona donde coexisten las fases intermetálicas Al<sub>2</sub>Cu y η<sub>2</sub>.

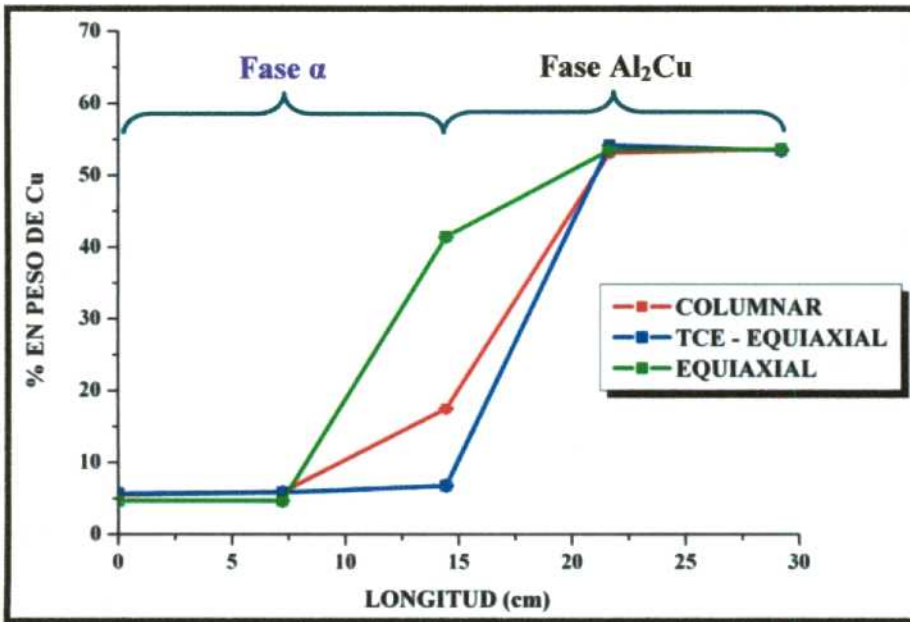


Figura IV.12 – Variación de la composición del Cobre en las aleaciones Al-15%Cu, con un error menor al 0,015 % en peso de Cobre (no apreciable en el gráfico).

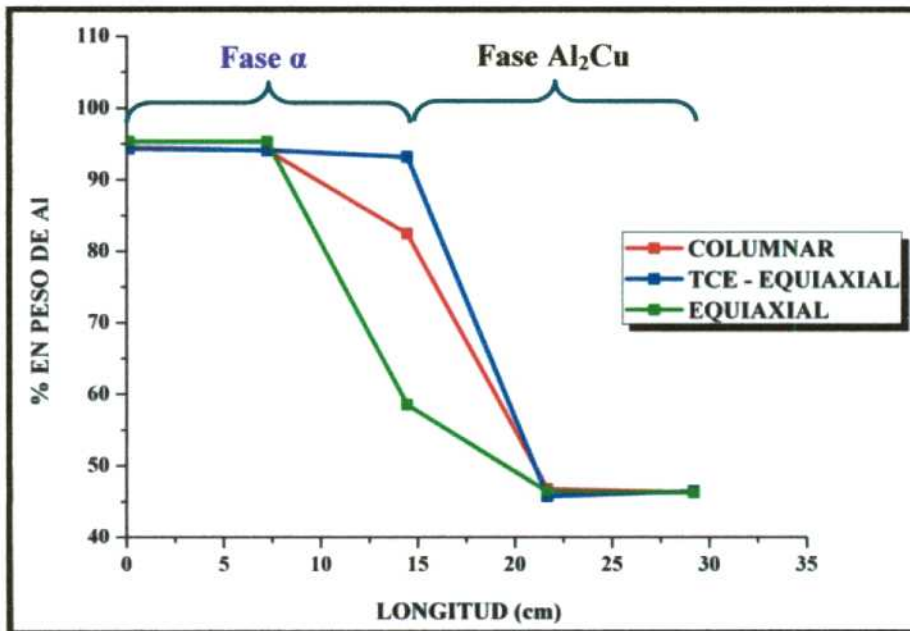


Figura IV.13 – Variación de la composición del Aluminio en las aleaciones Al-15%Cu, con un error no mayor al 0,001% en peso de Aluminio, que no es apreciable en el gráfico).

Como se mencionó en el Capítulo II, en la redistribución de soluto en una aleación solidificada unidireccionalmente; considerando una interface plana, se pueden presentar los siguientes casos según [15], [20], [21], [23–28] (ver Figura IV.14):

- Difusión total en el sólido y en el líquido (dada por la regla de la palanca [27], [29], [30]).
- Mezcla en el líquido solo por difusión y difusión nula en el sólido (Tiller [26]).
- Mezcla total en el líquido y nula en el sólido (ecuación de Scheil [15], [20], [21], [27], [31]).
- Difusión nula en el sólido y mezcla parcial en líquido (Burton [25]).

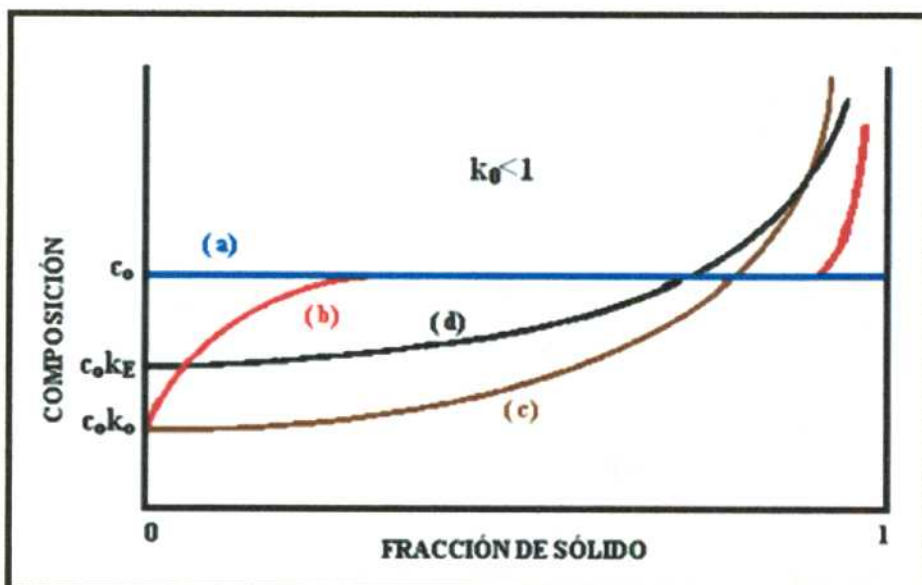


Figura IV.14 – Distribución de soluto en una barra sólida solidificada unidireccionalmente [21].

La hipótesis a) es prácticamente imposible de realizarla en la práctica y representa una situación ideal de interés teórico. El caso b) presenta etapas con un comportamiento estacionario, situación que no ocurre en las probetas.

En la Figura IV.15 se muestran las curvas de composición del Cobre para una aleación Al-1%Cu en la zona de estructura equiaxial y se la compara con las hipótesis de Scheil y Burton. El coeficiente de distribución de equilibrio “ $k_0$ ” para la ecuación de Scheil se determinó considerando a las líneas de solidus y liquidus como rectas (el cálculo completo se puede observar en el Apéndice II), mientras que para el coeficiente efectivo de partición de soluto propuesto en la ecuación de Burton se tomó un valor intermedio de:

$$k_E = \frac{1 + k_0}{2} = \frac{1 + 0,17}{2} = 0,585 \quad (\text{IV.1})$$

Lo que se puede destacar en las curvas de la Figura IV.16 es que no son muy aproximados los resultados, pero que la curva propuesta por Scheil es la que mejor representa a la curva real, ya que la última fracción de sólido que solidifica lo hace más enriquecida en soluto.

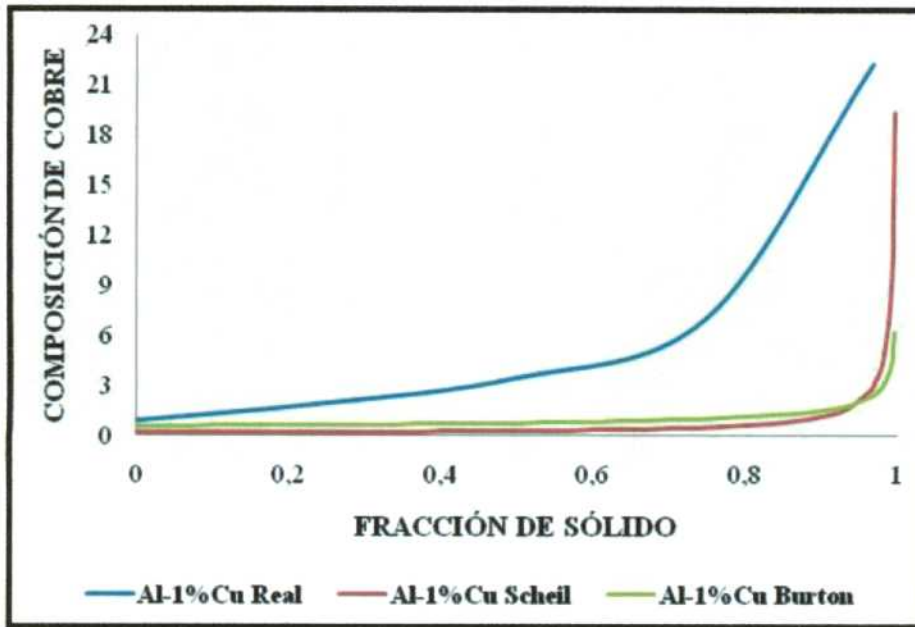


Figura IV.15 – Composición de soluto en función de la fracción de sólido.

#### 4.4.3. Variación de la composición con la microestructura (micrografías)

En la Figura IV.16 se presenta una micrografía para una aleación Al-1%Cu donde se pueden observar las fases presentes en la aleación. A partir de esta micrografía se realizó un mapeo con el MEB en donde se muestra la distribución del Cobre y del Aluminio en las fases.

En la Figura IV.17-a se puede observar la distribución del Cobre en las dos fases presentes en la aleación (indicado con color azul). Lo que se puede observar es una distribución homogénea en toda la micrografía.

En la Figura IV.17-b se muestra la distribución del Aluminio (señalado con color rojo) en ambas fases de la aleación. Se puede ver que el contenido de Aluminio es muy superior en la zona de la solución sólida  $\alpha$ , disminuyendo en la zona interdendrítica.

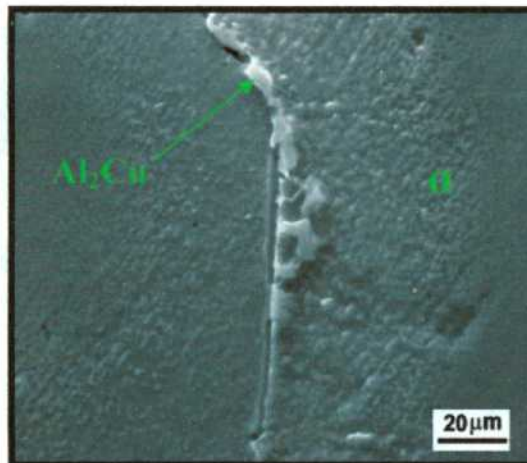
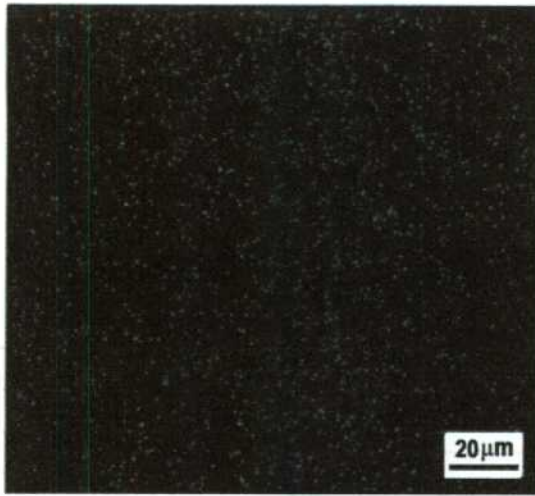
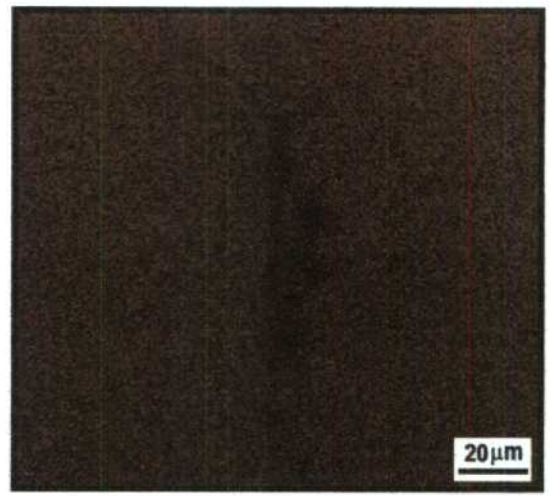


Figura IV.16 – Micrografía tomada del MEB de una aleación Al-1%Cu en la zona equiaxial (experiencia 2).



a)



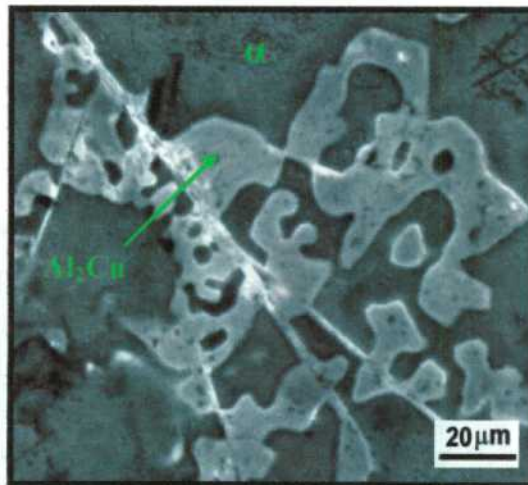
b)

**Figura IV.17** – Micrografías de MEB para las aleaciones Al-1%Cu (experiencia 2). **a)** distribución de Cobre. **b)** distribución de Aluminio.

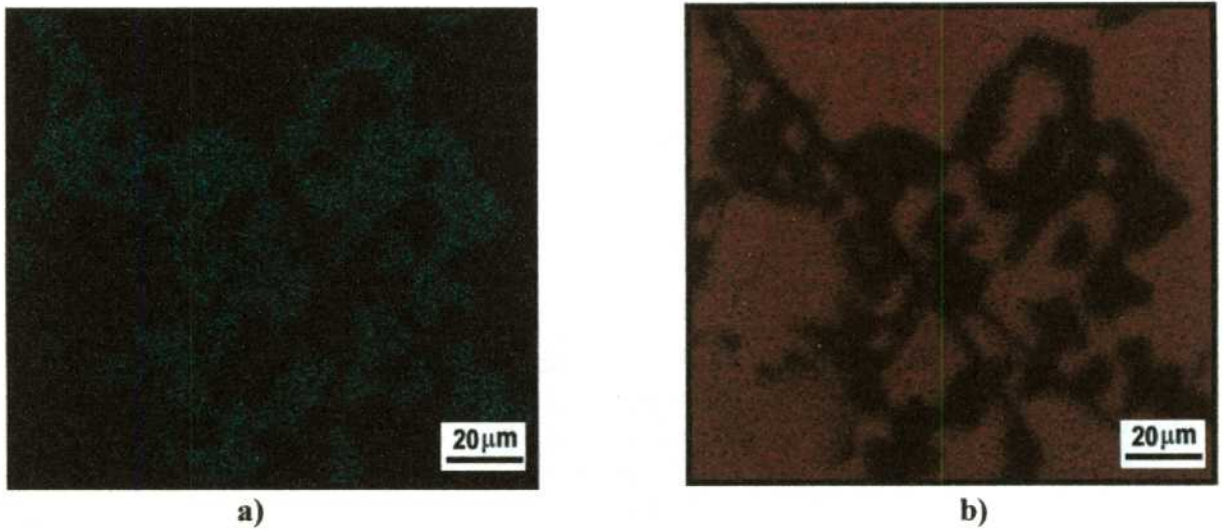
En la Figura IV.18 se observa una matriz de fase  $\alpha$  (en gris oscuro) y una zona interdendrítica  $Al_2Cu$  (gris claro) para una aleación Al-15%Cu. Se puede observar cómo se distribuyen los elementos principales de la aleación (el Aluminio y el Cobre) en ambas fases.

Se puede ver en la Figura IV.19 cómo se encuentran distribuidos el Cobre y el Aluminio en ambas fases de la aleación.

Se puede observar que la mayor cantidad de Cobre se encuentra en la zona interdendrítica, siendo menor en el interior de la fase  $\alpha$ . En cambio, el comportamiento del Aluminio es opuesto al del Cobre, siendo superior en la fase  $\alpha$  y disminuyendo en la zona interdendrítica.



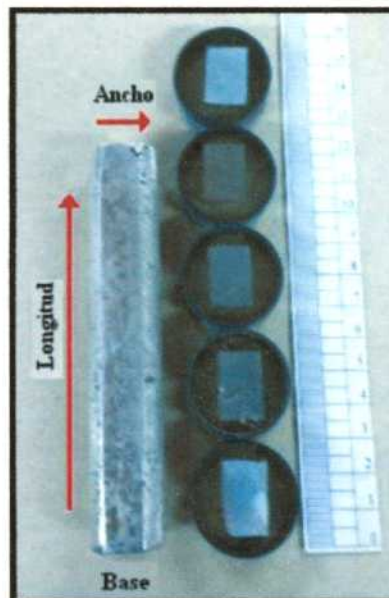
**Figura IV.18** – Micrografía tomada del MEB de una aleación Al-15%Cu en la zona de TCE (experiencia 13).



**Figura IV.19** – Micrografías de MEB para las aleaciones Al-15%Cu (experiencia 13). **a)** distribución de Cobre. **b)** distribución de Aluminio.

#### 4.5. Microdureza

Se han realizado medidas de microdureza Vickers “HV” tanto en el largo como en el ancho de las probetas solidificadas unidireccionalmente de, aleaciones Al-1%Cu, Al-4,5%Cu, Al-15%Cu y Al-33,2%Cu, siguiendo la norma estándar ASTM E-384-99 [32] (con una carga de 50gr, en un total de 11 probetas). Las medidas longitudinales se tomaron a partir de la base (zona puramente columnar) hasta finalizar en la parte superior (zona completamente equiaxial). Las medidas en cada zona se tomaron cada 4 mm aproximadamente. En cambio, en el ancho se efectuaron cinco medidas de microdureza, cada 4 mm aproximadamente. En la Figura IV.20 se pueden observar las secciones de una misma probeta en las que se realizaron las mediciones y las direcciones en que se efectuaron las mediciones de HV.



**Figura IV.20** - Algunas secciones ensayadas de una misma probeta.

En esta sección se presentan:

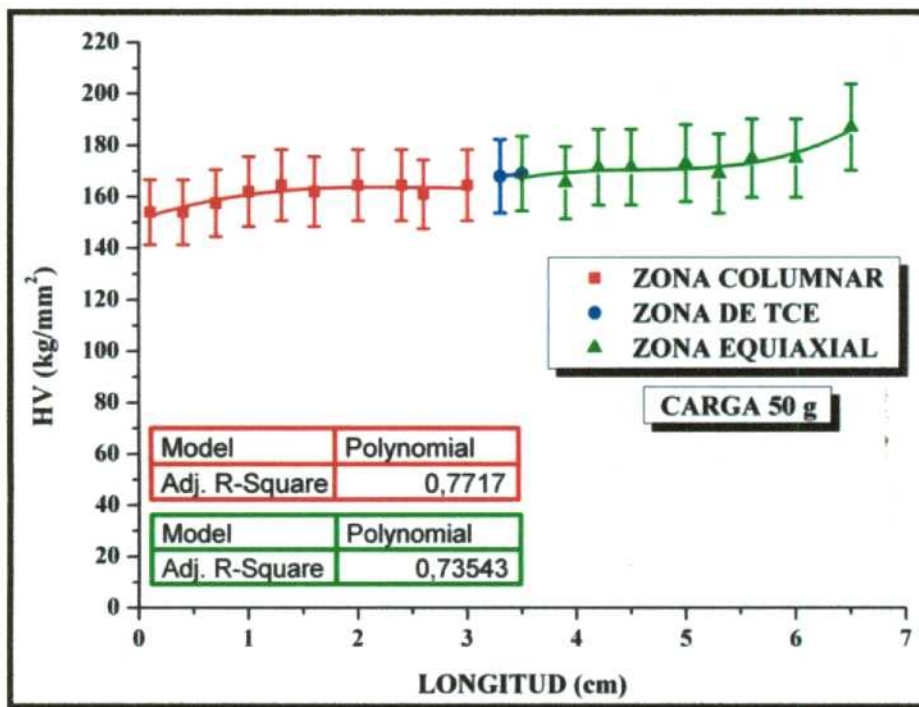
- los valores de HV en el largo y el ancho de las probetas para distintas composiciones de aleaciones Al-Cu.
- los valores de HV en las fases ( $\alpha$  y  $Al_2Cu$ ) para distintas composiciones de la aleación Al-Cu.

#### **4.5.1. Valores de microdureza “HV” en la longitud de las probetas**

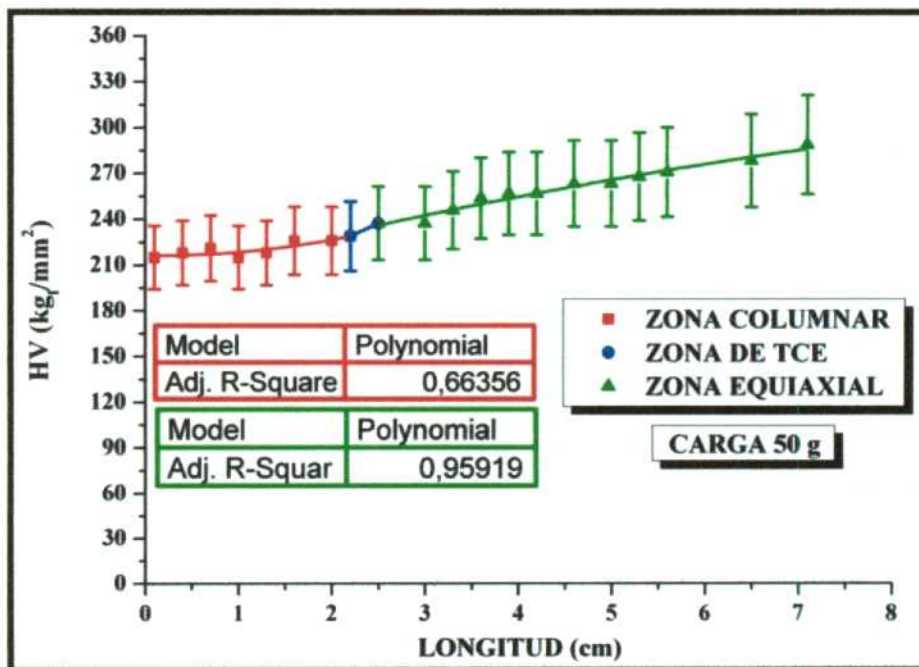
Los valores de HV longitudinales para las experiencias 14 y 17 se presentan en la Figura IV.21 (el resto de las Figuras se encuentran en el Apéndice VII), las medidas se realizaron en: 3 probetas de la aleación Al-1%Cu, 3 probetas de la aleación Al-4,5%Cu, 2 probetas de la aleación Al-15%Cu y 2 probetas de la aleación Al-33,2%Cu.

En los gráficos de la Figura IV.21 se puede observar cómo varían los valores de HV en las zonas de estructura columnar, de TCE y equiaxial en cada una de las experiencias. Lo que se puede destacar es que los valores medidos de HV en la zona columnar se incrementan desde la base hacia la zona de TCE, mientras que en la zona equiaxial los valores de HV pueden incrementarse, permanecer constantes o disminuir con respecto a la zona equiaxial.

También, se puede ver que los valores de microdureza son mayores a medida que se incrementa el porcentaje de Cobre en la aleación.



a)



b)

Figura IV.21 – Variación de la microdureza en la dirección longitudinal para aleaciones: a) Al-15%Cu (experiencia 14). b) Al-33,2%Cu (experiencia 17).

#### 4.5.2. Valores de microdureza “HV” en el ancho de las probetas

Las medidas de microdureza en el ancho de las probetas se realizaron en tres zonas distintas. En la Figura IV.22 se muestran los valores de las mediciones de la microdureza en las zonas de estructura columnar, equiaxial y de TCE para una aleación Al-4,5%Cu. Se puede observar que los valores de microdureza en el centro de las probetas son menores o aproximadamente iguales que en los extremos de las mismas (el resto de los gráficos se encuentran en el Apéndice VII).

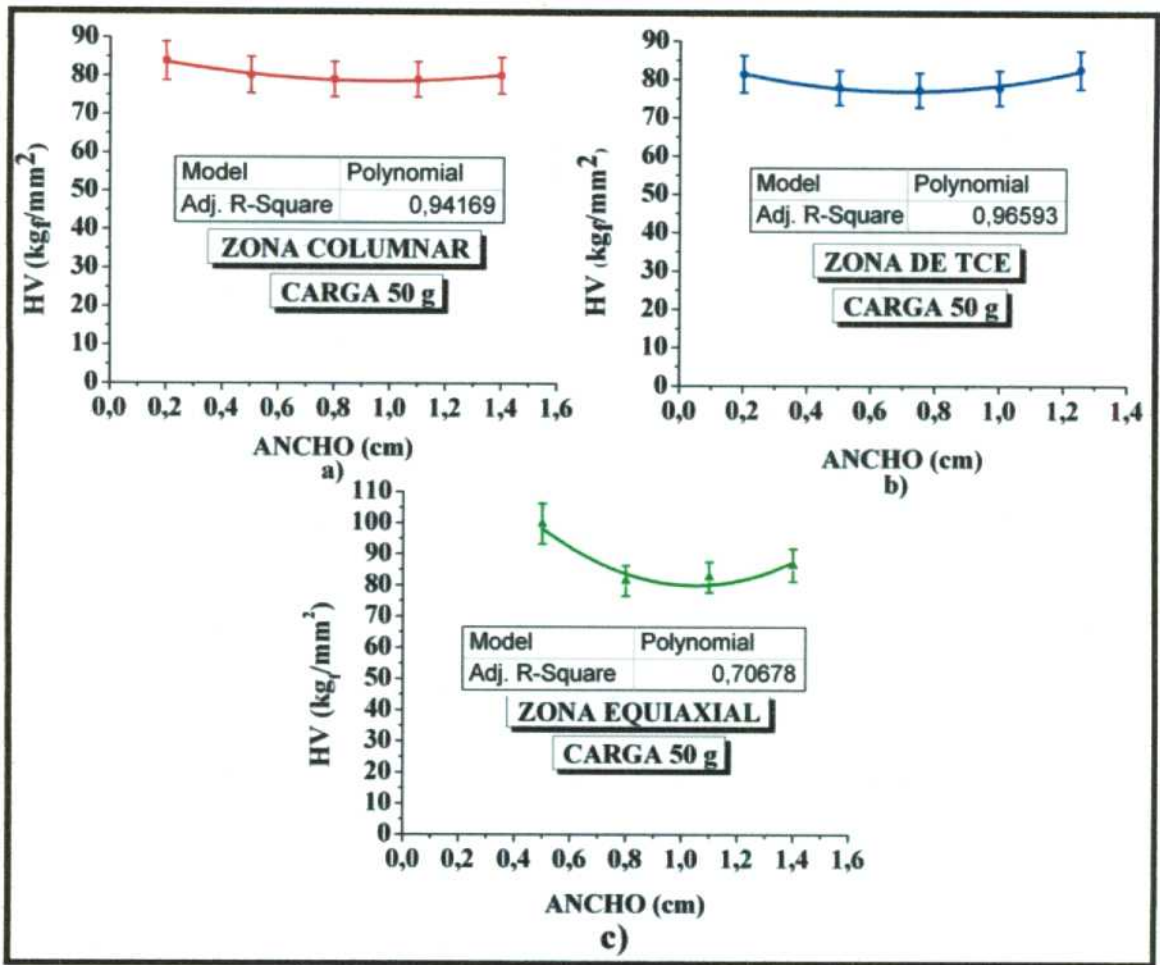


Figura IV.22 – Microdureza en el ancho de una probeta para una aleación Al-4,5%Cu (experiencia 8). a) a 1 cm de su base. b) a 3 cm de su base. c) a 5 cm de su base.

Ares *et al.* en [33–35] expusieron resultados similares en cuanto a la variación de la microdureza en la longitud y en el ancho de las probetas en aleaciones base Aluminio, base Cobre y base Zinc.

#### 4.5.3. Determinación de los valores de microdureza “HV” en las fases $\alpha$ y $Al_2Cu$

En la Figura IV.23 se pueden apreciar los valores de HV en ambas fases ( $\alpha$  y  $Al_2Cu$ ), para una aleación Al-4,5%Cu, en las zonas columnar, de TCE y equiaxial. Cada uno de los valores que se observan en los gráficos es un promedio de tres medidas (con una carga de 15 gf) que han sido realizadas en cada una de las zonas antes mencionadas.

Lo que se puede observar en los gráficos es que las medidas de microdureza son mayores en la fase  $Al_2Cu$  que en la fase  $\alpha$  (debido al mayor contenido de Cobre). También, se puede ver que para las distintas concentraciones de la aleación, la microdureza es mayor para las aleaciones con mayor contenido de Cobre, tanto en la fase  $\alpha$  como en la fase intermetálica  $Al_2Cu$ .

Los valores de microdureza en la fase  $\alpha$  son mayores en la zona de los granos columnares que en la zona de los granos equiaxiales. Los valores de microdureza en la fase  $Al_2Cu$  son mayores en la zona de los granos equiaxiales que en la zona de los granos columnares.

Asimismo se realizó la medición de los valores de microdureza en las probetas de Al-15%Cu y Al-33,2%Cu (sus gráficos se encuentran en el Apéndice VII).

En la aleación Al-33,2%Cu (Apéndice VII: Figura VII.15) los valores de la zona equiaxial fueron medidos para una carga de 50 gf, ya que la longitud de las diagonales Vickers eran muy pequeñas, con una carga de 15gf, y el error cometido en la medición fue muy grande.

En la Tabla 4.9 se muestra un resumen de los valores de microdureza Vickers medidos en las fases  $\alpha$  y  $Al_2Cu$  en las zonas de estructura columnar, de TCE y equiaxial en aleaciones Al-Cu de distintas composiciones.

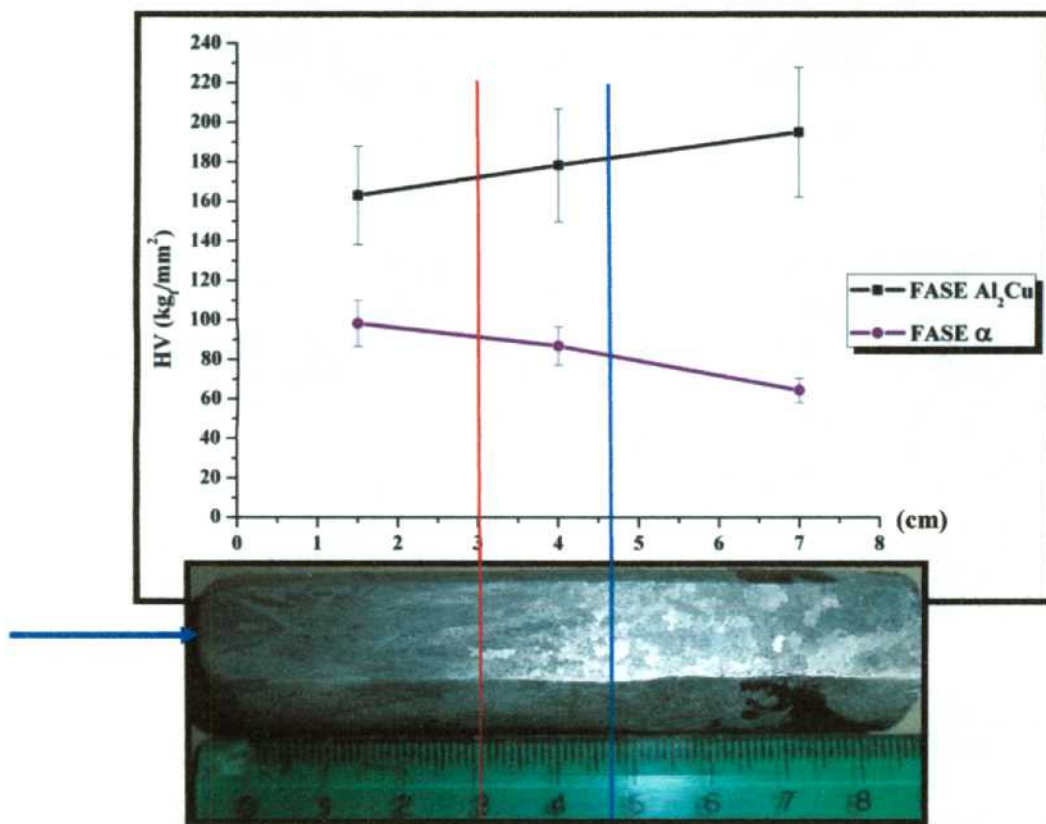


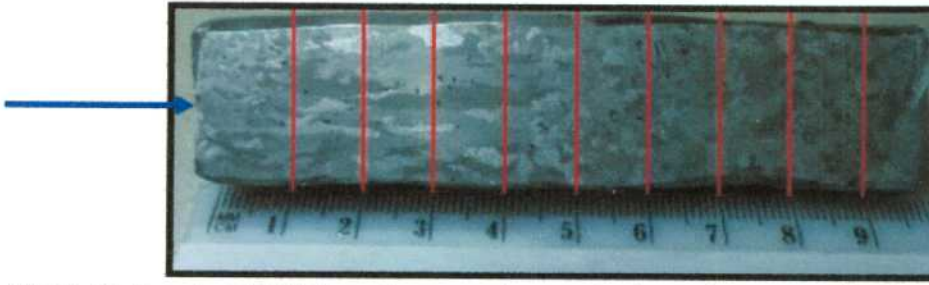
Figura IV.23 – Microdureza Vickers en función de la longitud para una aleación Al-4,5%Cu (experiencia 8) y una carga de 15 gr. La flecha indica la dirección de crecimiento de la estructura.

Tabla 4.9 – Valores de microdureza en las distintas fases de la aleación Al-Cu.

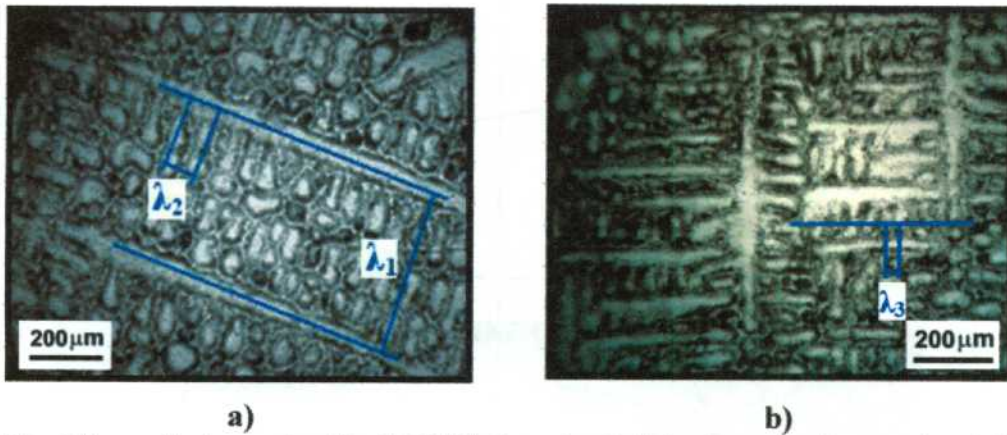
Zona	Microdureza Vickers ( $kg/mm^2$ )					
	fase $Al_2Cu$			fase $\alpha$		
	Al-4,5%Cu	Al-15%Cu	Al-33,2%Cu	Al-4,5%Cu	Al-15%Cu	Al-33,2%Cu
Columnar	163	229	422	98	134	232
TCE	178	308	460	87	141	149
Equiaxial	195	318	516	64	108	130

#### 4.6. Espaciamiento dendrítico

Los espaciamientos dendríticos primarios " $\lambda_1$ ", secundarios " $\lambda_2$ " y terciarios " $\lambda_3$ " se determinaron en 15 aleaciones hipoeutécticas (5 de Al-1%Cu, 6 de Al-4,5%Cu, 4 de Al-15%Cu). Cada una de las medidas corresponden a un promedio de diez mediciones efectuadas a distancias equiespaciadas de 1cm, en la longitud de la probeta (Figura IV.24). En la Figura IV.25a) y b) se puede observar cómo fueron medidos los espaciamientos  $\lambda_1$ ,  $\lambda_2$  y  $\lambda_3$  en las micrografías utilizando el método de intercepción lineal [36].



**Figura IV.24**– Probeta de Al-15%Cu en la que se observan los intervalos para medir el espaciamiento dendrítico. La flecha azul indica la dirección de crecimiento de la estructura.



**Figura IV.25** – Micrografía de una aleación Al-15%Cu (experiencia 12) en la zona columnar. a) se indica cómo se midieron los tamaños de los espaciamientos dendríticos primarios “ $\lambda_1$ ” y secundarios “ $\lambda_2$ ”. b) se indica cómo se determinaron los espaciamientos dendríticos terciarios “ $\lambda_3$ ”.

#### 4.6.1. Espaciamientos dendríticos primarios “ $\lambda_1$ ”, secundarios “ $\lambda_2$ ” y terciarios “ $\lambda_3$ ”

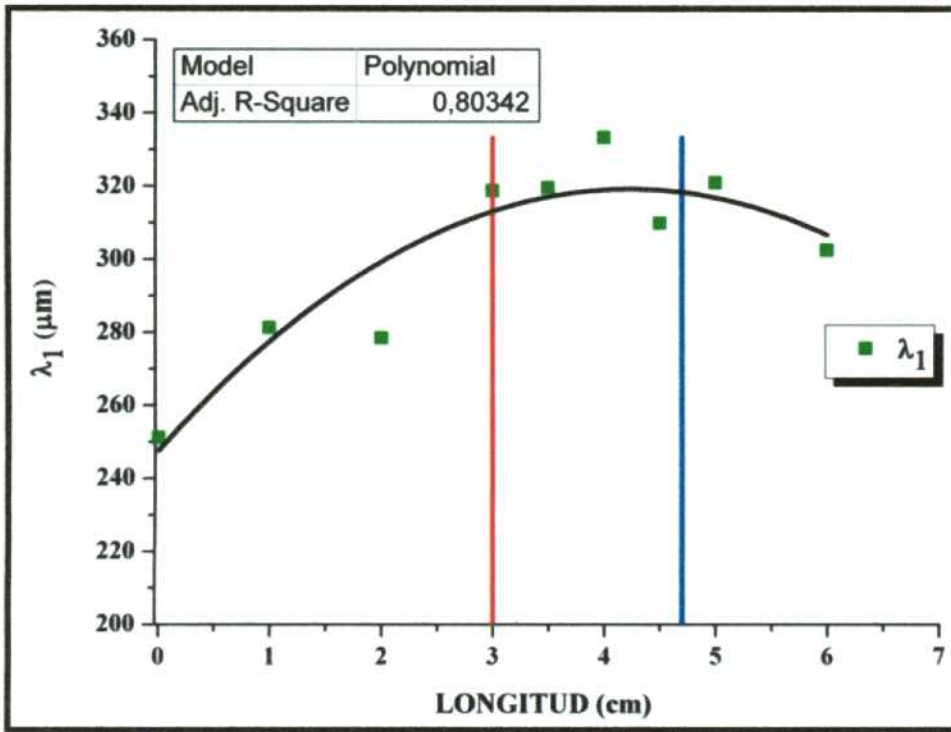
Los espaciamientos dendríticos  $\lambda_1$  se obtuvieron en las aleaciones Al-1%Cu y Al-4,5%Cu. Se observó que los valores de  $\lambda_1$  son mayores en la zona de TCE que en la zona columnar. En la zona equiaxial los valores de  $\lambda_1$  pueden ser mayores, menores o iguales que en la zona de TCE. Los espaciamientos dendríticos  $\lambda_2$  se obtuvieron en todas las aleaciones hipoeutéticas mientras que los espaciamientos dendríticos  $\lambda_3$  se pudieron medir solamente en las aleaciones Al-15%Cu. Los  $\lambda_2$  en la zona de los granos equiaxiales son mayores que en la zona de estructura columnar. En la zona de TCE toman valores intermedios o aproximadamente iguales a los de la zona equiaxial.

Los  $\lambda_3$  son mayores en la zona de TCE y de estructura columnar, que en la zona de granos equiaxiales.

A continuación se presentan en los gráficos de las Figuras IV.26 y IV.27 los espaciamientos dendríticos en función de las longitudes de las probetas para dos aleaciones de composición hipoeutéticas, con concentraciones Al-4,5%Cu y Al-15%Cu (el resto de los gráficos se presentan en el Apéndice VIII) donde se puede apreciar cómo varían los mismos.

En los gráficos de la Figuras IV.26 y IV.27 la línea de color rojo corresponde al final de la zona de estructura columnar, la línea de color azul corresponde al inicio de la zona de granos equiaxiales y la zona de TCE se encuentra entre las líneas roja y azul.

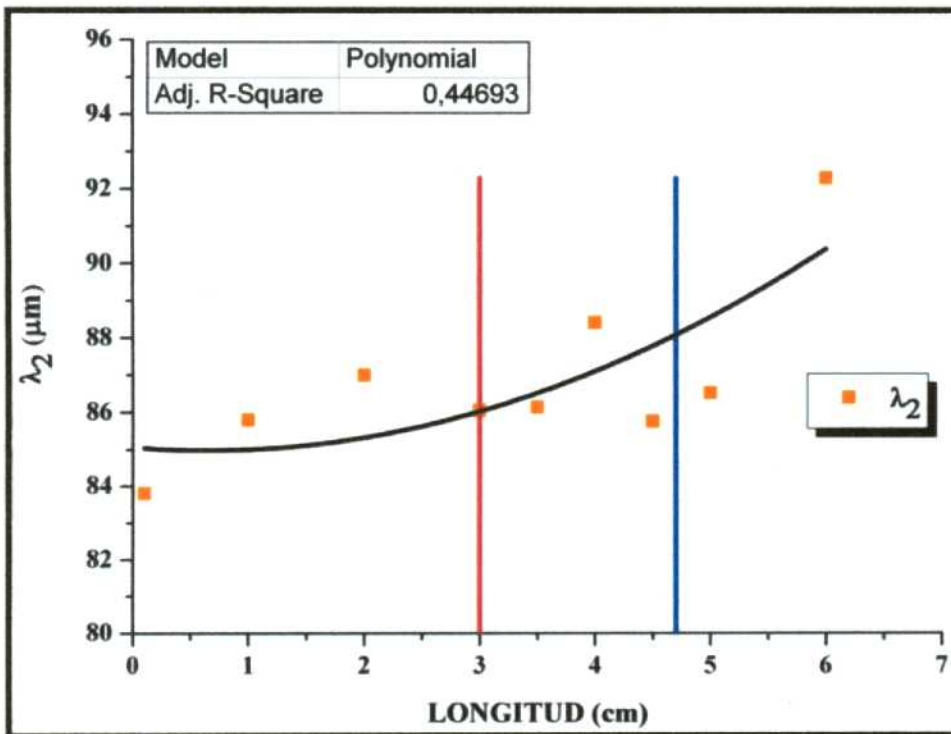
En las Figuras IV.26 a y b se puede observar la variación de los espaciamientos  $\lambda_1$  y  $\lambda_2$  en función de la longitud de una probeta Al-4,5%Cu. En las Tablas 4.10 y 4.11 se representan los valores de las dispersiones “ $\sigma$ ” naturales de los valores medidos  $\lambda_1$  y  $\lambda_2$  en cada punto. El error máximo en la medición de los espaciamientos dendríticos es igual a 2,6%.



a)

Tabla 4.10

$\lambda_1$ ( $\mu\text{m}$ )	$\sigma$ ( $\mu\text{m}$ )
251,2	61
281,3	75,8
278,5	101,3
318,8	78,3
319,6	81,2
333,3	94,3
310	96,4
320,9	94,4
302,5	185,8



b)

Tabla 4.11

$\lambda_2$ ( $\mu\text{m}$ )	$\sigma$ ( $\mu\text{m}$ )
83,8	12,6
85,8	9,4
87	12,2
86	20
86,1	9,5
88,4	16,3
85,8	13,4
86,5	7,5
92,3	1,8

Figura IV.26 – Espaciamientos dendríticos primarios y secundarios medidos en una aleación Al-4,5%Cu, en función de la longitud de una probeta (experiencia 8).

En la Figura IV.27 se muestran los valores de los espaciamientos  $\lambda_3$  en una probeta de aleación Al-15%Cu. En la Tabla 4.12(a la derecha de la Figura IV.28) se indican los valores de las dispersiones naturales en la medida de los espaciamientos  $\lambda_3$ .

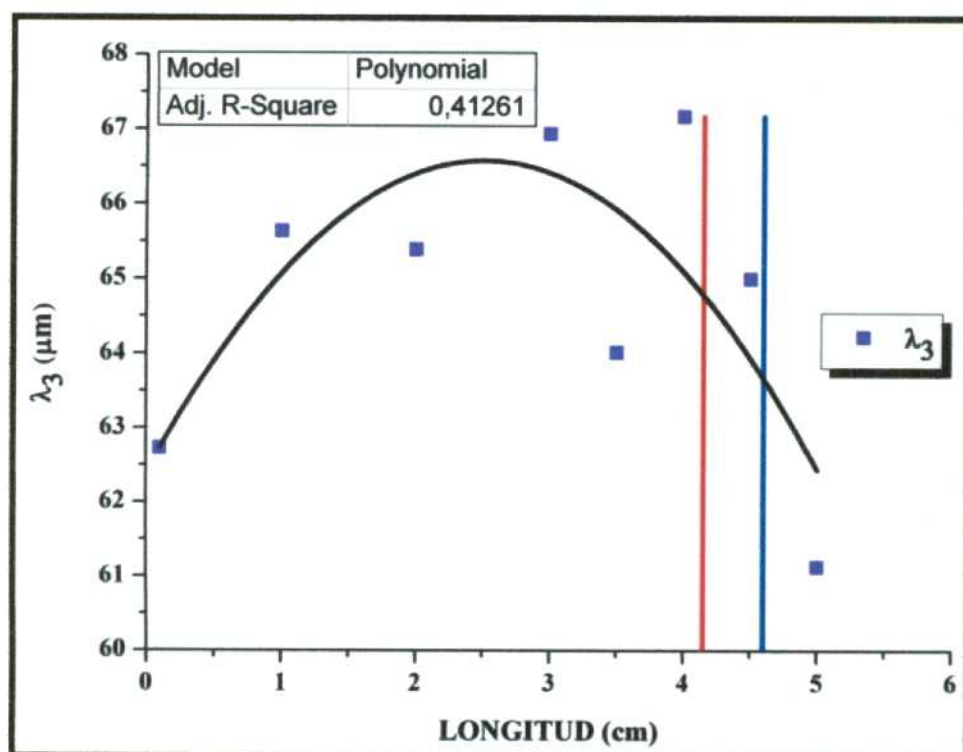


Tabla 4.12

$\lambda_3$ ( $\mu\text{m}$ )	$\sigma$ ( $\mu\text{m}$ )
62,7	15
65,6	4
65,4	5,1
66,9	6,6
64	5,7
67,2	12,4
65	7,5
61,1	5

Figura IV.27 – Espaciamientos dendríticos terciarios en una aleación Al-15%Cu, en función de la longitud de la probeta (experiencia 12).

En la Tabla 4.13 se presentan los valores de los espaciamientos dendríticos  $\lambda_1$ ,  $\lambda_2$  y  $\lambda_3$  para cada una de las experiencias realizadas.

Tabla 4.13 – Valores de espaciamientos dendríticos  $\lambda_1$ ,  $\lambda_2$  y  $\lambda_3$  para distintas estructuras de granos.

Aleación		$\lambda_1$ ( $\mu\text{m}$ )			$\lambda_2$ ( $\mu\text{m}$ )			$\lambda_3$ ( $\mu\text{m}$ )		
		Columnar	TCE	Equiaxial	Columnar	TCE	Equiaxial	Columnar	TCE	Equiaxial
Al-1%Cu	1	376,91	388,75	---	100,41	106,34	109,52	---	---	---
	2	382,78	419,11	415,49	102,87	107,37	105,87	---	---	---
	3	433,80	533,16	---	100,88	101,38	107,20	---	---	---
	4	---	---	---	90,9825	75,68	72,76	---	---	---
	5	341,68	363,34	400,03	82	77,36	74,55	---	---	---
Al-4,5%Cu	6	335,97	357,88	345,35	89,56	91,23	91,56	---	---	---
	7	308,69	453,37	346,35	88,36	89,77	90,31	---	---	---
	8	270,36	320,41	311,70	85,53	86,59	89,41	---	---	---
	9	---	---	---	75,97	79,57	83,75	---	---	---
	10	329,79	328,83	---	80,82	84,3	81,96	---	---	---
	11	328,77	384,05	---	81,676	80,43	---	---	---	---
Al-15%Cu	12	---	---	---	68,55	69,65	70,32	65,31	65,00	61,13
	13	---	---	---	55,20	62,68	---	59,80	63,21	---
	14	---	---	---	56,49	58,17	57,98	60,10	62,38	62,02
	15	---	---	---	55,606	---	56,56	53,66	---	---

- Las celdas vacías indican que no se determinaron los espaciamientos  $\lambda_1$ ,  $\lambda_2$  ó  $\lambda_3$  en la correspondiente experiencia.

En la Tabla 4.14 se indican los espaciamientos promedios  $\lambda_1$ ,  $\lambda_2$  y  $\lambda_3$  en las zonas columnar, de TCE y equiaxial para las aleaciones hipoeutécticas.

**Tabla 4.14** – Espaciamientos  $\lambda_1$ ,  $\lambda_2$ ,  $\lambda_3$  en aleaciones hipoeutécticas Al-Cu.

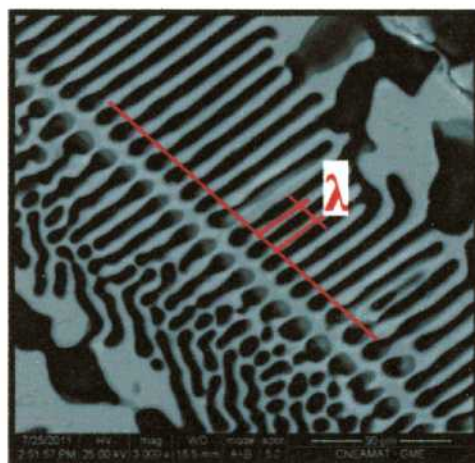
Aleación	$\lambda_1$ promedio ( $\mu\text{m}$ )			$\lambda_2$ promedio ( $\mu\text{m}$ )			$\lambda_3$ promedio ( $\mu\text{m}$ )		
	Columnar	TCE	Equiaxial	Columnar	TCE	Equiaxial	Columnar	TCE	Equiaxial
Al-1%Cu	383,79	426,09	407,76	95,43	93,63	93,98	----	----	----
Al-4,5%Cu	314,71	368,91	334,47	83,65	85,32	87,40	----	----	----
Al-15%Cu	----	----	----	58,96	63,50	61,62	59,72	63,53	61,57

- Las celdas vacías indican que no se determinaron los espaciamientos  $\lambda_1$ ,  $\lambda_2$  ó  $\lambda_3$  en la correspondiente experiencia.

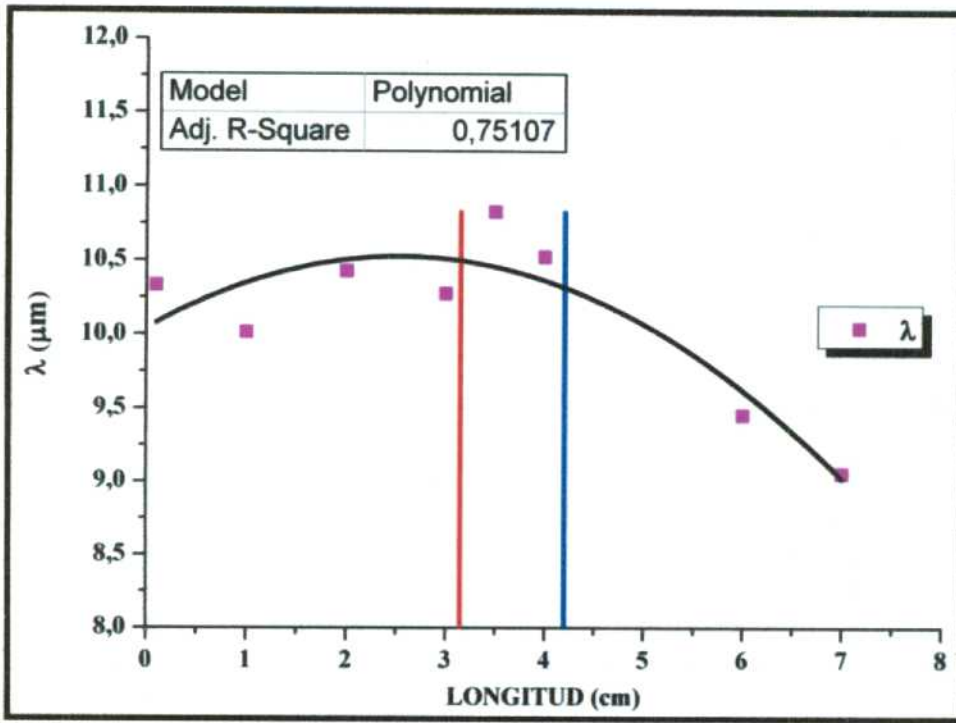
#### 4.7. Espaciamiento eutéctico “ $\lambda$ ”

En la Figura IV.28 se indica cómo se realizó la medida de los espaciamientos eutécticos “ $\lambda$ ” utilizando el método de intercepción lineal [36]. En las aleaciones de composición eutéctica (Al-33,2%Cu) se obtuvo la variación del tamaño de los espaciamientos  $\lambda$  en función de la longitud de la probeta (ver Figura IV.29).

En las Figura IV.30 a, b y c se puede observar que los valores de los espaciamientos  $\lambda$  son menores en la zona de los granos equiaxiales que en las regiones de TCE y columnar. Por otro lado, en las Tablas 4.15, 4.16 y 4.17 (que se adjuntan a cada una de las Figuras) se muestran las dispersiones “ $\sigma$ ” en las medidas de los valores de los espaciamientos  $\lambda$  en cada uno de los puntos determinados. El error máximo en la determinación de los espaciamientos  $\lambda$  es igual a 2,6%.



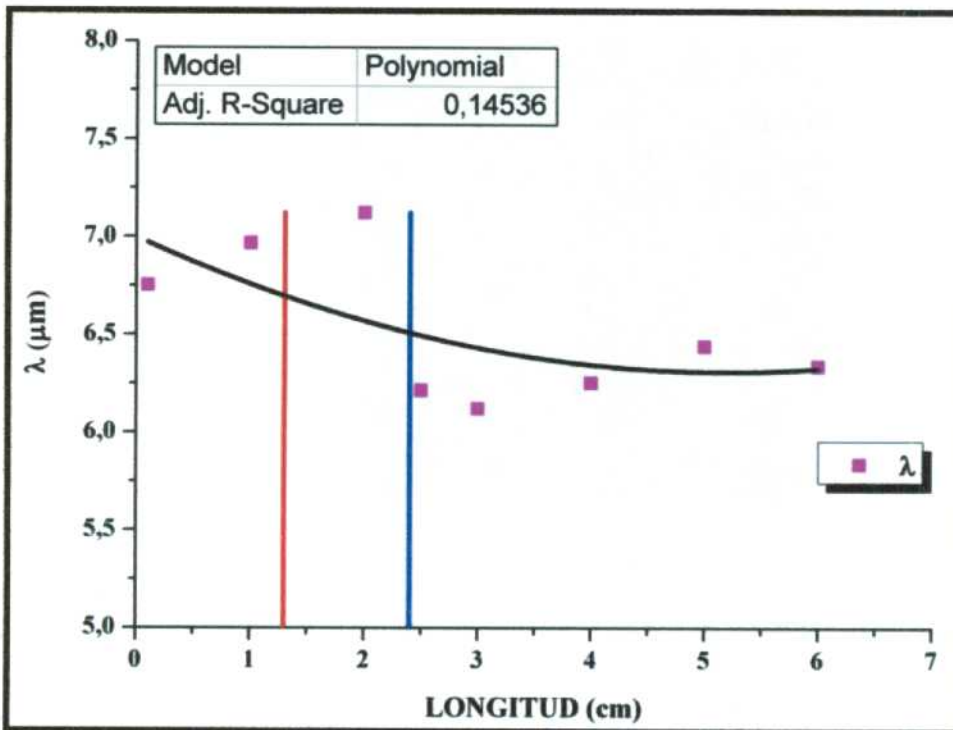
**Figura IV.28** – Micrografía de una aleación Al-33,2%Cu en la que se indica cómo se midió el espaciamiento eutéctico “ $\lambda$ ”. La flecha indica la dirección de la extracción calórica.



a)

Tabla 4.15

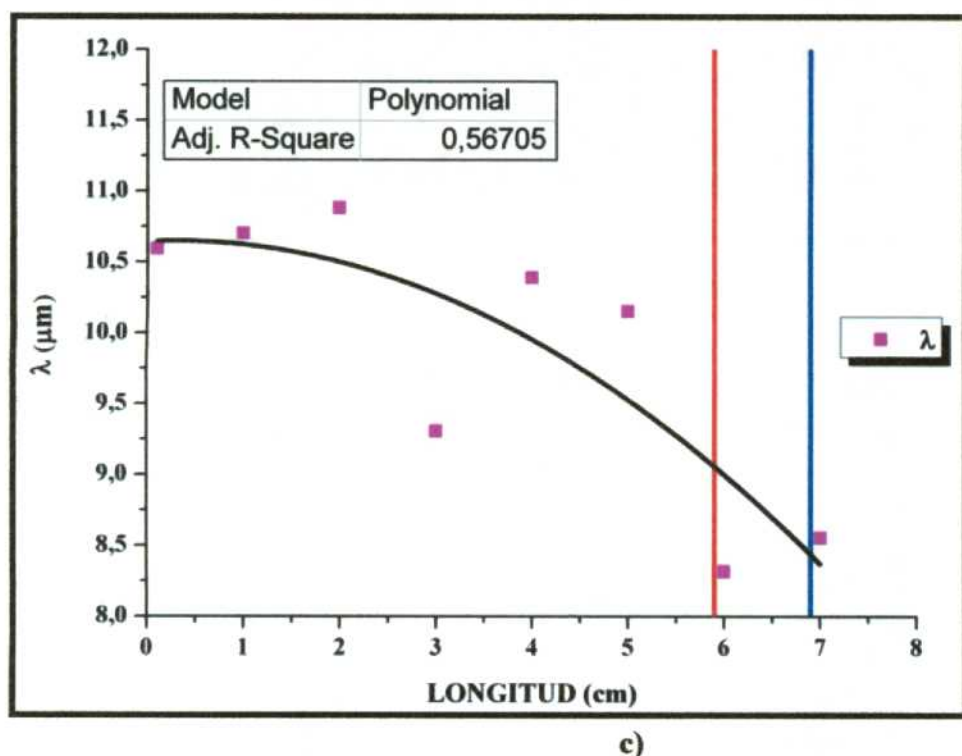
$\lambda$ ( $\mu\text{m}$ )	$\sigma$ ( $\mu\text{m}$ )
10,3	7,9
10	6
10,4	6
10,3	4,5
10,8	3,1
10,5	5,3
9,5	2,7
9	4,7



b)

Tabla 4.16

$\lambda$ ( $\mu\text{m}$ )	$\sigma$ ( $\mu\text{m}$ )
6,7	2,2
7	1,3
7,1	1,3
6,2	1,2
6,1	2,2
6,2	0,7
6,4	1,4
6,3	1,3



**Tabla 4.17**

$\lambda$ ( $\mu\text{m}$ )	$\sigma$ ( $\mu\text{m}$ )
10,6	3,2
10,7	4,9
10,9	4,4
9,3	3,2
10,4	6,4
10,1	5,3
8,3	1,7
8,5	2,1

**Figura IV.29** – Variación de los espaciamientos eutécticos “ $\lambda$ ” en función de la longitud de la probeta, para aleaciones de composición eutéctica. **a)** experiencia 16. **b)** experiencia 17. **c)** experiencia 18.

En la Tabla 4.18 se muestran los espaciamientos  $\lambda$  promedios en las zonas de granos columnares, de TCE y equiaxial.

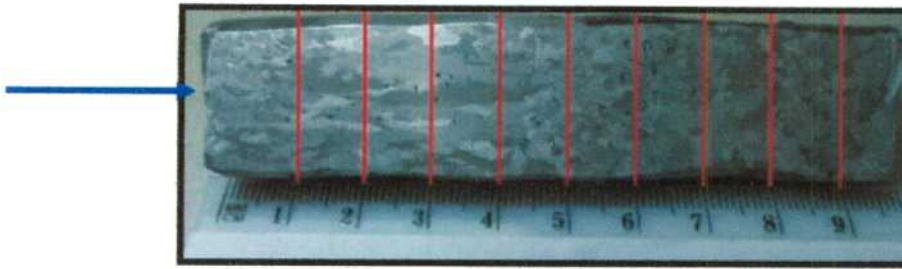
**Tabla 4.18** – Valores de espaciamientos eutécticos en aleaciones Al-33,2%Cu.

Aleación	Espaciamiento zona	$\lambda$ ( $\mu\text{m}$ )		
		COLUMNAR	TCE	EQUIAXIAL
Al-33,2%Cu	Experiencia 16	10,26	10,68	9,25
	Experiencia 17	6,86	7,12	6,27
	Experiencia 18	10,34	8,32	8,55

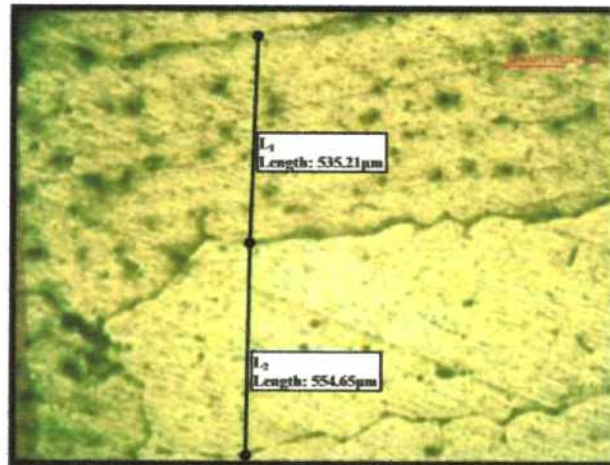
## 4.8. Tamaño de grano “g”

La metodología utilizada [36] es la siguiente:

1. Primero, se divide cada probeta en intervalos iguales (de 1 cm) en toda su longitud, como se puede apreciar en la Figura IV.30.
2. Para medir los tamaños de los granos equiaxiales, en cada uno de los intervalos se determina el diámetro medio de los granos equiaxiales.
3. Para medir el tamaño de los granos columnares, en cada uno de los intervalos se determina el ancho de las columnas (Figura IV.31).
4. Por último se realiza el gráfico de los tamaños de los granos columnares y equiaxiales en función de la longitud de las probetas, para cada una de las aleaciones.



**Figura IV.30** – Probeta de Al-15%Cu en la que se observan los intervalos para medir el tamaño de grano y el espaciamiento dendrítico. La flecha indica la dirección de crecimiento de la estructura.



**Figura IV.31** - Medidas del ancho de dos granos columnares para una aleación Al-1%Cu.

Las medidas de los tamaños de los granos “g” fueron realizados en 11 probetas (3 de Al-1%Cu, 3 de Al-4,5%Cu, 3 de Al-15%Cu, y 2 de Al-33,2%Cu).

En las Figuras IV.32 y IV.33 se puede observar el g en función de la longitud de la probeta para aleaciones Al-4,5%Cu y Al-15%Cu (los gráficos para las otras composiciones de los g en función de las longitudes de las probetas se encuentran en el Apéndice IX). La línea roja indica el final de la zona columnar, mientras que la línea azul el comienzo de la zona puramente equiaxial.

En los dos gráficos se puede observar que el g es mayor en la zona equiaxial que en la zona columnar y de TCE.

Mientras que en la zona columnar el tamaño de los granos puede ser mayor, menor o igual que en la zona de TCE. En las Tabla 4.19 y 4.20 se muestran los valores de las dispersiones naturales en la medida de los g para cada una de las aleaciones. El error máximo en la medición del g es igual a 13%.

Resultados similares obtuvieron Siqueira *et al.* en [7] en aleaciones Al-Cu de composición hipoeutéctica. También, expusieron resultados parecidos Ares *et al.* en [6] en aleaciones Al-2%Cu, Al-4%Cu, Al-10%Cu, Al-20%Cu y Al-33,2%Cu.

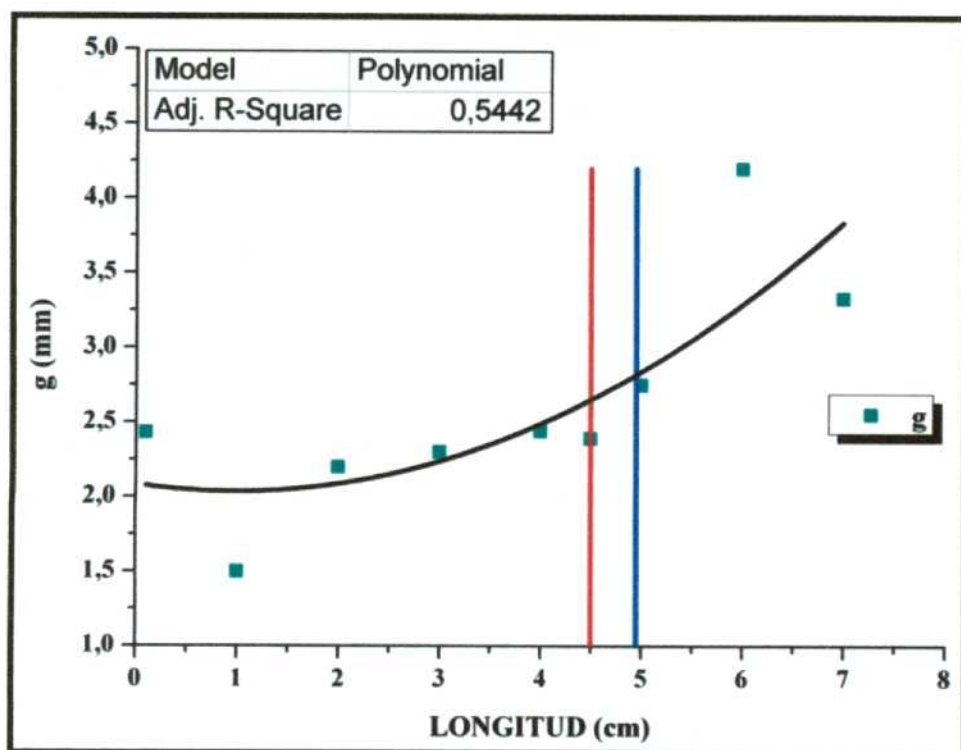


Tabla 19

g (mm)	$\sigma$ (mm)
2,4	1,5
1,5	0,7
2,2	1,5
2,3	0,8
2,4	1,6
2,4	1,5
2,7	1,8
4,2	2,2
3,3	2,1

Figura IV.32 – Tamaño de grano versus longitud de una probeta de aleación Al-4,5%Cu (experiencia 7).

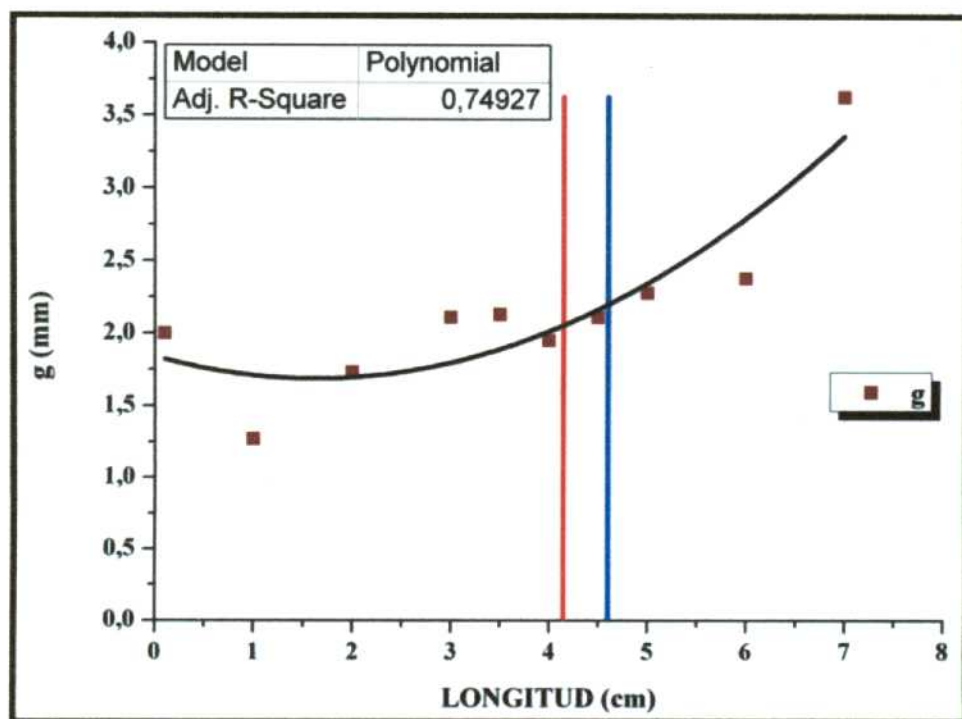


Tabla 20

g (mm)	$\sigma$ (mm)
2	1
1,3	0,4
1,7	0,9
2,1	0,6
2,1	1
1,9	0,9
2,1	0,8
2,3	0,8
2,4	1
3,6	2,9

Figura IV.33 – Tamaño de grano en función de la longitud de la probeta para una aleación Al-15%Cu (experiencia 12).

#### 4.9. Curvas de enfriamiento

La determinación de los parámetros térmicos se realizó en 7 aleaciones (2 de Al-1%Cu, 3 de Al-4,5%Cu, 1 de Al-15%Cu y 1 de Al-33,2%Cu), con los datos almacenados, y procesados utilizando intervalos de un minuto (a fin de poder reducir el volumen total de la información a analizar).

Una vez que todos los datos de medición de temperatura se encuentran registrados se procede a graficar las curvas de enfriamiento (curvas de temperatura versus tiempo) como la que se muestra en la Figura IV.34 (los gráficos de la curva de enfriamiento para el resto de las probetas se encuentran en el Apéndice X).

En las curvas de enfriamiento se puede observar cómo varía la temperatura a lo largo del tiempo en la posición de cada una de las termocupas ( $T_1$ ,  $T_2$ ,  $T_3$ ,  $T_4$ ,  $T_5$  Y  $T_6$ ).  $T_1$  es la termocupla ubicada en la base de la probeta y  $T_6$  se ubicó en la parte superior (ver Figura IV.34).

Las curvas de enfriamiento se pueden dividir en tres zonas:

- 1- Enfriamiento del líquido: desde la temperatura de apagado del horno hasta la temperatura de liquidus.
- 2- Período de solidificación: entre la temperatura de liquidus y solidus.
- 3- Enfriamiento del sólido: entre la temperatura de solidus y la temperatura ambiente.

La evolución de la temperatura en la curva de enfriamiento (temperatura versus tiempo) se puede relacionar con la evolución de la estructura de grano que está siendo formado.

Durante el proceso de solidificación (ver Figura IV.34) de la estructura columnar la curva de enfriamiento disminuye continuamente (curvas  $T_1$ ,  $T_2$ ,  $T_3$ ), mientras que en la zona equiaxial no solo cambia su forma sino que las temperaturas alcanzadas son muy cercanas entre sí, lo que produce bajos gradientes de temperatura (curvas  $T_5$  y  $T_6$  es la zona de TCE, donde el gradiente es mínimo y comienzan a nuclear los primeros granos equiaxiales).

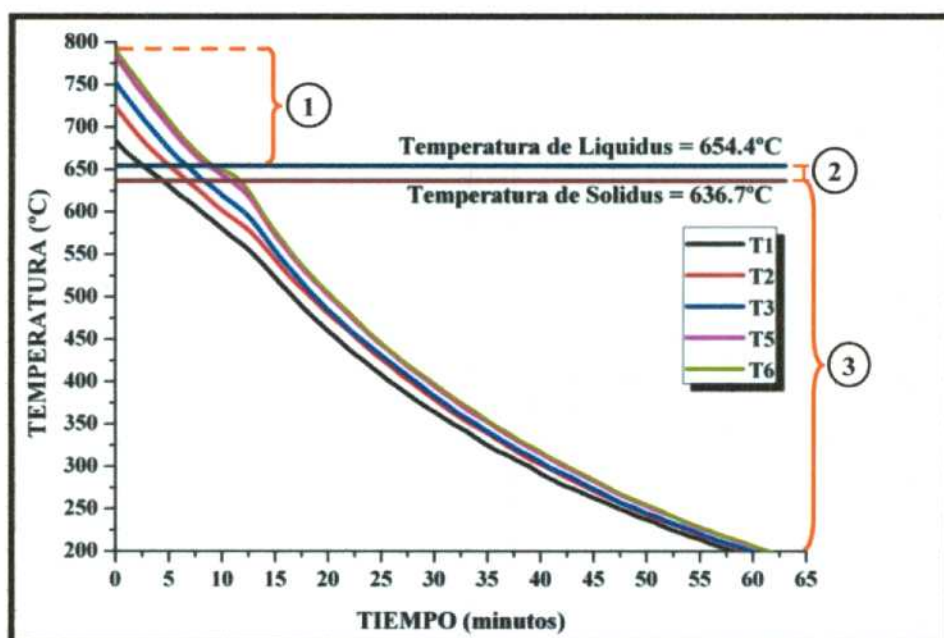


Figura IV.34 – Curvas de enfriamiento (ó de temperatura versus tiempo) para una aleación Al-1%Cu (experiencia 4).

#### 4.10. Sobrecalentamientos

En la Tabla 4.21 se presentan los valores de temperatura máxima " $T_m$ " de cada una de las termocupas al apagar el horno para comenzar la solidificación, y valores de sobrecalentamiento obtenidos durante el enfriamiento para cada una de las experiencias en cada una de las termocupas.

En la Tabla 4.21 se puede observar que los valores de sobrecalentamiento en las aleaciones hipoeutéticas tienen como máximo una diferencia de temperatura de 30°C (303,15 K), mientras que la temperatura más alta de sobrecalentamiento se da en la aleación de composición eutéctica de 203,8°C (476,95 K). Además, se puede observar que los sobrecalentamientos son mucho

menores en la termocupla  $T_1$  (base de la probeta) y son más grandes en la parte superior de las probetas (termocupla  $T_6$ ), formando así un gradiente de temperatura en el horno de aproximadamente  $100^\circ\text{C}$  ( $373,15\text{ K}$ ) entre las termocuplas uno y seis.

**Tabla 4.21** – Temperaturas máximas y sobrecalentamientos.

Experiencia			Termocuplas					
			$T_1$	$T_2$	$T_3$	$T_4$	$T_5$	$T_6$
Al-1%Cu	4	$T_m$ ( $^\circ\text{C}$ )	683,9	723,4	751,9	---	782,1	789,1
		$T_m - T_L$ ( $^\circ\text{C}$ )	29,5	69,0	97,5	---	127,7	134,7
	5	$T_m$ ( $^\circ\text{C}$ )	676,1	707,4	---	741,4	765,1	764,3
		$T_m - T_L$ ( $^\circ\text{C}$ )	16,4	47,7	---	81,7	105,4	104,6
Al-4,5%Cu	9	$T_m$ ( $^\circ\text{C}$ )	687,7	713,0	740,1	752,1	772,3	784,3
		$T_m - T_L$ ( $^\circ\text{C}$ )	35,5	60,8	87,9	99,9	120,1	132,1
	10	$T_m$ ( $^\circ\text{C}$ )	678,1	713,3	737,4	---	759,4	770,9
		$T_m - T_L$ ( $^\circ\text{C}$ )	33,1	68,3	92,4	---	114,4	125,9
	11	$T_m$ ( $^\circ\text{C}$ )	668,9	709,6	737,0	739,4	771,1	775,4
		$T_m - T_L$ ( $^\circ\text{C}$ )	13,1	53,8	81,2	83,6	115,3	119,6
Al-15%Cu	15	$T_m$ ( $^\circ\text{C}$ )	663,6	705,6	729,9	---	766,9	771,3
		$T_m - T_L$ ( $^\circ\text{C}$ )	41,9	83,9	108,2	---	145,2	149,6
Al-33,2%Cu	19	$T_m$ ( $^\circ\text{C}$ )	---	---	719,7	741,9	747,6	---
		$T_m - T_L$ ( $^\circ\text{C}$ )	---	---	175,9	198,1	203,8	---

$T_m$  – Temperatura máxima antes de desconectar el horno.

$(T_m - T_L)$  – sobrecalentamiento.

- Las celdas que se encuentran vacías indican que esos valores no pudieron ser registrados porque las termocuplas resultaron inconvenientes al momento de la medición.

$T_e$  – Temperatura eutéctica.

$T_L$  – Temperatura de liquidus.

#### 4.11. Tiempo de solidificación local “ $t_{SL}$ ”

En la Tabla 4.22 se muestran los valores del tiempo de solidificación local “ $t_{SL}$ ”, para cada una de las termocuplas.

Lo que se puede observar en la Tabla 4.22 es que los tiempos de solidificación locales son mayores en las aleaciones hipoeutécticas, con composiciones Al-4,5%Cu y Al-15%Cu (que en las aleaciones Al-1%Cu y Al-33,2%Cu), esto se puede deber a que la zona pastosa tiene una mayor extensión y, por lo tanto, tarda más tiempo en solidificar.

**Tabla 4.22** – Tiempo de solidificación local para cada termocupla en aleaciones Al-Cu solidificadas unidireccionalmente.

Experiencia	Tiempo de solidificación local "t <sub>SL</sub> "												
	T <sub>1</sub>		T <sub>2</sub>		T <sub>3</sub>		T <sub>4</sub>		T <sub>5</sub>		T <sub>6</sub>		
	s	min	s	min	s	min	s	min	s	min	s	min	
Al-1%Cu	4	118	1,97	103	1,72	98	1,63	----	----	127	2,12	151	2,52
	5	66	1,10	63	1,05	----	----	63	1,05	72	1,20	83	1,38
Al-4,5%Cu	9	128	2,13	128	2,13	139	2,32	137	2,28	119	1,98	125	2,08
	10	140	2,33	119	1,98	124	2,07	----	----	132	2,20	156	2,60
	11	228	3,80	196	3,27	212	3,53	210	3,50	234	3,90	246	4,10
Al-15%Cu	15	176	2,93	172	2,87	176	2,93	----	----	212	3,53	230	3,83
Al-33,2%Cu	19	----	----	----	----	77	1,28	90	1,50	154	2,57	----	----

- Las celdas que se encuentran vacías indican que esos valores no pudieron ser registrados porque las termocuplas resultaron inconvenientes al momento de la medición.

#### 4.12. Temperaturas de liquidus "T<sub>L</sub>", solidus "T<sub>S</sub>" y eutéctica "T<sub>e</sub>"

En la Tabla 4.23 se presentan los valores de las temperaturas de liquidus "T<sub>L</sub>", solidus "T<sub>S</sub>" y eutéctica "T<sub>e</sub>" medidos en cada una de las experiencias.

**Tabla 4.23** – Temperaturas de liquidus, solidus y eutéctica.

Experiencia		T <sub>L</sub> (°C)	T <sub>S</sub> (°C)
Al-1%Cu	4	654,5	636,7
	5	659,7	649,4
Al-4,5%Cu	9	652,2	628,8
	10	645	621,7
	11	655,8	616,7
Al-15%Cu	15	621,7	589
Al-33,2%Cu	19	543,8	543,8

#### 4.13. Gradientes de temperatura "G<sub>L</sub>"

Los gradientes de temperatura en el líquido "G<sub>L</sub>" delante de la interfase líquida ó (L)/(S+L) para cada par de termocuplas contiguas se calcula mediante la siguiente ecuación:

$$G_i = \frac{T_i - T_{i-1}}{\Delta x} \quad (IV.2)$$

donde:

G<sub>i</sub>- Es el gradiente promedio en el intervalo considerado en °C/cm.

T<sub>i</sub>- Es la temperatura que registra la termocupla en la posición i, en °C.

T<sub>i-1</sub>- Es la temperatura que registra la termocupla en la posición i-1, en °C.

En la Figura IV.35 se presenta la curva de gradientes de temperaturas en función del tiempo para una aleación Al-1%Cu (las curvas de gradientes para las aleaciones restantes se encuentran en el Apéndice XI). En la Figura IV.36 se realizó una ampliación de los primeros 12 minutos (720 s) del proceso de solidificación, en donde se pueden observar cinco rectas verticales (T<sub>1</sub>, T<sub>2</sub>, T<sub>3</sub>, T<sub>5</sub> y T<sub>6</sub>) que representan la disposición de las termocuplas en el interior del molde de vidrio (como

se puede observar en el esquema que se adjunta en la Figura IV.36) durante la etapa de enfriamiento.

Las termocuplas  $T_1$ ,  $T_2$ ,  $T_3$ ,  $T_5$  y  $T_6$  en la gráfica de los gradientes de temperatura (Figura IV.36) indican los momentos en que el frente líquido pasa por cada una de las termocuplas (en el Apéndice XI se observan los gráficos restantes para las demás aleaciones).

El gradiente de temperatura  $G_{3,4}$  indica que la termocupla  $T_4$  falló al momento de medición y el gradiente de temperatura fue medido entre las termocuplas  $T_3$  y  $T_5$  (en el Apéndice XI se utilizó la misma forma de nomenclatura en las Figuras).

Se puede observar que después de dos minutos y medios (150 s) de comenzado el enfriamiento, el frente de solidificación líquido pasa por la posición de la termocupla  $T_1$ , manteniendo una velocidad aproximadamente constante, y tarda otros dos minutos y medios en llegar a la posición de la termocupla  $T_2$ . Como la termocupla  $T_3$  falló no se registraron valores de gradientes en esa posición. Se puede ver que el frente de solidificación sufre una aceleración ya que recorre el doble de la distancia (3 cm desde  $T_3$  hasta  $T_5$ ) en un minuto y treinta y seis segundos (96 segundos en total), pero la mayor aceleración se produce al momento de la TCE (entre las termocuplas  $T_5$  y  $T_6$ ) en que recorre 1,5 cm en treinta y seis segundos, produciéndose un gradiente en el líquido mínimo y crítico de  $2,22\text{ }^\circ\text{C/cm}$  ( $222\text{ K/m}$ ) al momento de la TCE.

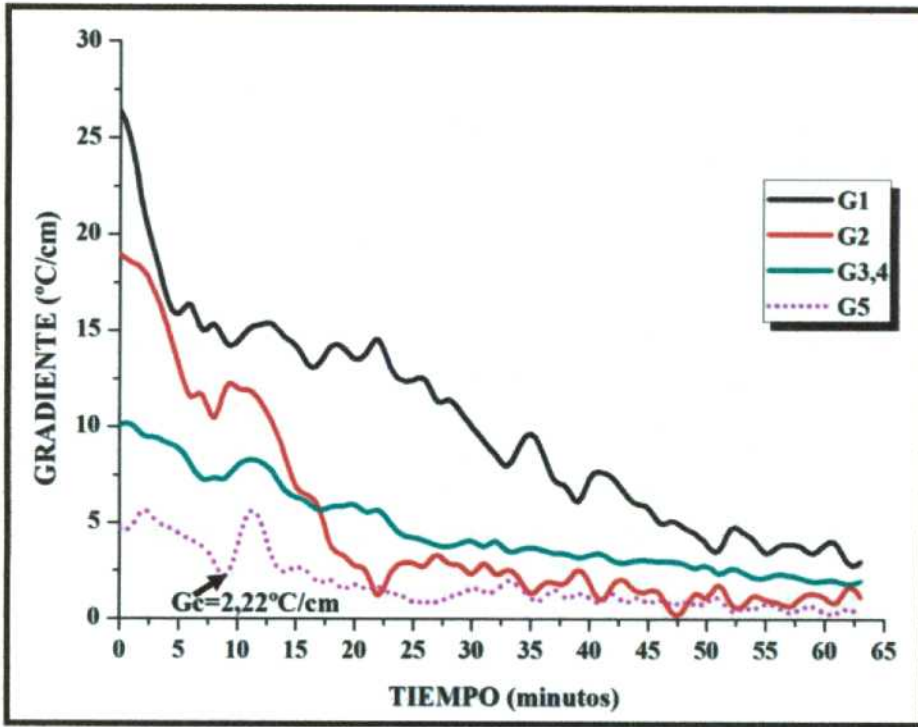


Figura IV.35 – Curva de gradientes de temperatura para una aleación Al-1%Cu.

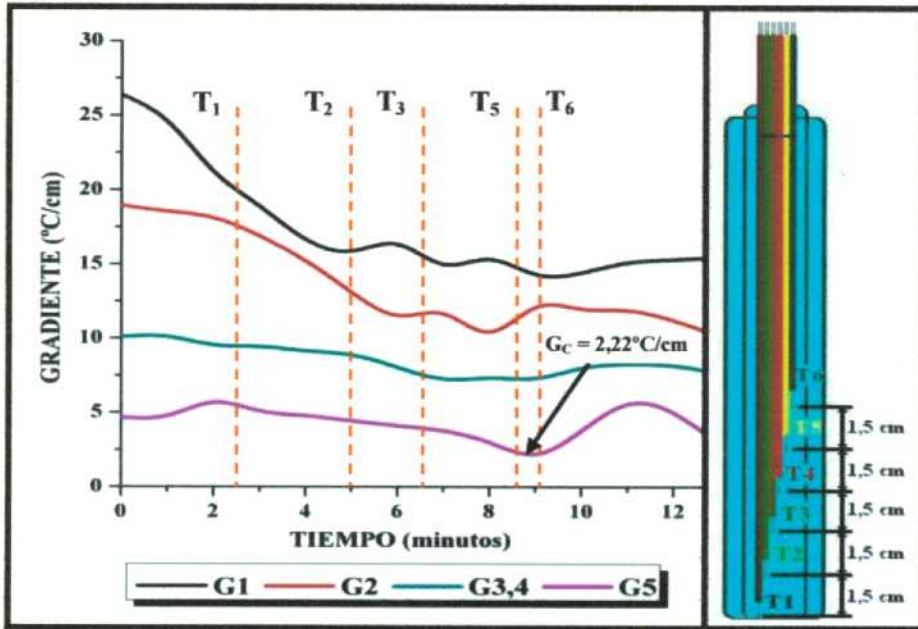


Figura IV.36 – Gradientes de temperatura en función del tiempo. Las líneas  $T_1$ ,  $T_2$ ,  $T_3$ ,  $T_5$  y  $T_6$  indican el momento en que el frente líquido pasa por la posición de cada una de las termoplas.

En la Tabla 4.24 se presentan los valores de gradientes críticos " $G_C$ " para todas las experiencias realizadas, en la misma se puede observar que los valores de  $G_C$  varían desde  $0,99 \text{ }^\circ\text{C/cm}$  ( $99 \text{ K/m}$ ) (experiencia 5) hasta el valor de  $5,11 \text{ }^\circ\text{C/cm}$  ( $511 \text{ K/m}$ ) correspondientes a la experiencia 11.

En cambio, en observaciones realizadas por Ziv *et al.* la TCE ocurre cuando el gradiente de temperatura mínimo y crítico toma un valor de  $0,6 \text{ }^\circ\text{C/cm}$  ( $60 \text{ K/m}$ ) en aleaciones Al-3%Cu [13], mientras que lo expuesto por Ares *et al.* en aleaciones Al-Cu de concentraciones hipoeutéticas (Al-2%Cu, Al-4%Cu, Al-10%Cu, Al-20%Cu) y eutética (Al-33,2%Cu) los valores de gradiente de temperatura se encuentran entre valores negativos de  $-0,1 \text{ }^\circ\text{C/cm}$  ( $-10 \text{ K/m}$ ) para Al-4%Cu hasta valores de  $-1,56 \text{ }^\circ\text{C/cm}$  ( $-156 \text{ K/m}$ ) para la aleación de composición eutética [6].

**Tabla 4.24 – Gradientes de temperatura crítico.**

Experiencia		Gradiente de temperatura crítico (°C/cm)
Al-1%Cu	4	2,22
	5	0,99
Al-4,5%Cu	9	3,4
	10	3,8
	11	3,4
Al-15%Cu	15	5,11
Al-33,2%Cu	19	3,33

#### 4.14. Velocidades de enfriamiento "T"

La velocidad de enfriamiento para cada una de las termocupas se calculó a partir de la siguiente ecuación (ver Apéndice XIII):

$$\frac{\Delta T}{\Delta t} = \frac{T_{X_T}^t - T_{X_T}^{t-n}}{t - t-n} \quad (\text{IV.3})$$

donde:

$X_T$  – Posición de la termocupa en la probeta (cm).

$T^t$  – Temperatura medida por la termocupa en el instante t (°C).

$T^{t-n}$  – Temperatura medida por la termocupa en el instante t – n (°C).

$t$  – Instante t (min).

$t-n$  – Instante t-n (min).

n – Es igual a un minuto.

En la Tabla 4.25 se muestran las velocidades de enfriamiento para el frente líquido y el frente sólido correspondientes a todas las experiencias.

**Tabla 4.25 – Velocidades de enfriamiento medidas.**

Experiencia		Velocidad de enfriamiento (°C/min)	
		Velocidad de enfriamiento en el líquido	Velocidad de enfriamiento en el sólido
Al-1%Cu	4	14,3	12,8
	5	14	14,6
Al-4,5%Cu	9	14,4	11
	10	16,2	14
	11	17,3	14,9
Al-15%Cu	15	13,2	9,2
Al-33,2%Cu	19	9,5	8,1

#### 4.15. Velocidades de las interfaces líquida, sólida y velocidad de solidificación local

##### 4.15.1. Posición de las interfaces

La posición de cada interfase es detectada por el cambio de pendiente de las curvas de enfriamiento, tanto para el inicio de la solidificación como para el fin de la solidificación. En el

momento en que la pendiente de la curva de enfriamiento tiene su primera inflexión para cada termocupla considerada, el primer frente de solidificación o interfase (líquido)/(sólido + líquido) ó  $(L)/(S+L)$ , pasa por la posición de dicha termocupla y en el momento en que la curva de enfriamiento vuelve a cambiar su pendiente a la temperatura de solidus de la aleación para cada termocupla considerada, el segundo frente de solidificación o interfase (sólido + líquido)/(sólido) ó  $(S+L)/(S)$ , pasa por la posición de esa termocupla.

Partiendo de la curva de enfriamiento  $T$  vs.  $t$  (Figura IV.34) y teniendo en cuenta la posición de las termocuplas y los tiempos de inicio y finalización de la solidificación de cada una de estas, se determinaron las posiciones de las interfases  $(L)/(S + L)$  y  $(S + L)/(S)$ , en la Figura IV.37 se pueden observar los tiempos de inicio ( $t_1, t_2, t_3, t_4, t_5, t_6$ ) y final ( $t'_1, t'_2, t'_3, t'_4, t'_5, t'_6$ ) de la solidificación para cada una de las termocuplas  $T_1, T_2, T_3, T_4, T_5$  y  $T_6$ , respectivamente.

La Figura IV.37 (el resto de las Figuras se pueden ver en el Apéndice XII) muestra las posiciones de las interfases líquida y sólida como una función del tiempo. El tiempo  $t_1$  corresponde al momento en que el frente líquido atraviesa la ubicación de la termocupla  $T_1$  (ubicada en la base de la probeta) mientras que el tiempo  $t'_1$  corresponde al momento en que el frente sólido pasa por la posición de la termocupla  $T_1$ . Es decir que, las distancias horizontales  $t_1-t'_1, t_2-t'_2, t_3-t'_3, t_4-t'_4, t_5-t'_5$  y  $t_6-t'_6$  corresponden a los tiempos de solidificación locales en las termocuplas  $T_1, T_2, T_3, T_4, T_5$  y  $T_6$ , respectivamente.

La interfase líquida pasa por la  $T_1$  en el origen de coordenadas (en el instante  $t_1$ ) que representa el inicio de la solidificación, luego pasa por la posición de la  $T_2$  (a 1,5 cm de la base) en 1 minuto y 30 segundos, a los 3 minutos y 20 segundos atraviesa la posición de la  $T_3$  (ubicada a 3 cm de la base). Posteriormente, cruza la posición de la  $T_4$  (a 4,5 cm de la base) a los 3 minutos y 50 segundos, se ubica en la posición de la  $T_5$  (a 6 cm de la base) a los 5 minutos y 15 segundos y por último pasa la posición de la  $T_6$  (a 7,5 cm de la base) a los 6 minutos y 30 segundos. La interfase sólida realiza el mismo recorrido de las posiciones de las termocuplas  $T_1, T_2, T_3, T_4, T_5$  y  $T_6$  que la interfase líquida, en los tiempos  $t'_1, t'_2, t'_3, t'_4, t'_5, t'_6$ , respectivamente. El tiempo final de solidificación es igual a 8 minutos y 20 segundos.

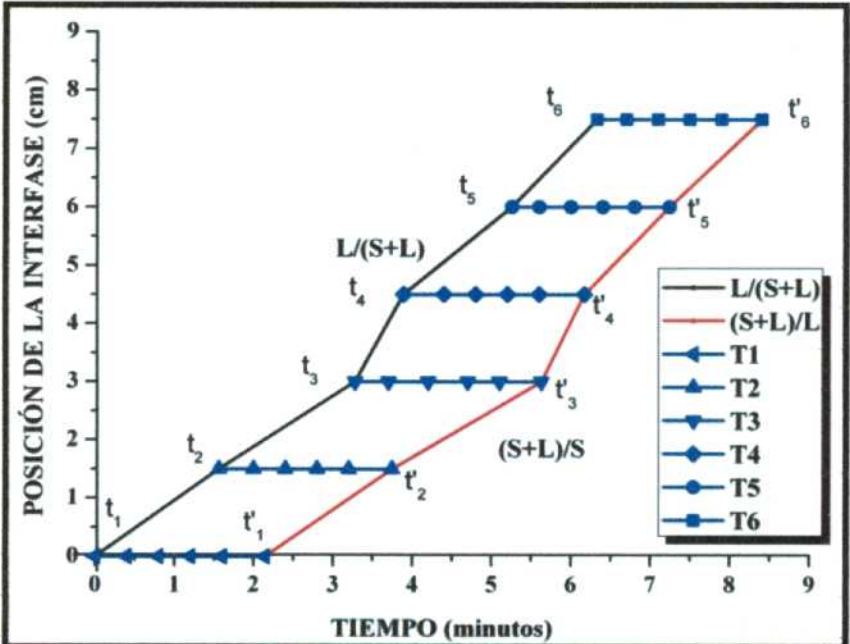


Figura IV.37 – Gráfica de las posición de las interfases  $L/(L+S)$  y  $(L+S)/S$  durante la solidificación en función del tiempo en que se encuentran en cada termocupla para una aleación Al-1%Cu (experiencia 9).

#### 4.15.2. Velocidades de las interfases

Como se mencionó en el Capítulo II el movimiento de las interfases se determinó mediante los valores de las temperaturas registrados por las termocuplas y no siguiendo las velocidades de las puntas de las dendritas. Es decir que, la medición de las temperaturas se realizó a partir de un pequeño volumen y no a partir de una superficie.

Las medidas de las temperaturas se utilizaron para determinar el seguimiento de las interfases, esto es: la interfase líquida [L/(S+L)], la interfase sólida [(S+L)/S] y la interfase eutéctica [(S+L)/(E+L)] (ver Figura II.2 en el Capítulo II).

La velocidad de la interfase líquida “ $V_L$ ” entre las termocuplas  $T_1$  y  $T_2$  se define como la pendiente de la curva de la posición de la interfase en función del tiempo (Figura IV.37). La misma puede determinarse mediante la siguiente ecuación [2].

$$V_L = \frac{\Delta x}{t_2 - t_1} \quad (\text{IV.4})$$

De la misma forma la velocidad promedio de la interfase sólida entre las termocuplas  $T_1$  y  $T_2$  se puede determinar mediante la ecuación.

$$V_S = \frac{\Delta x}{t'_2 - t'_1} \quad (\text{IV.5})$$

donde:

- $V_L$ - Velocidad de la interfase líquida (cm/min).
- $V_S$  – Velocidad de la interfase sólida (cm/min).
- $\Delta x$  - Distancia entre termocuplas (cm).
- $t_2-t_1$ - Intervalo de tiempo en el cual la interfase líquida pasa entre dos termocuplas adyacentes.
- $t'_2-t'_1$ - Intervalo de tiempo en el cual la interfase líquida pasa entre dos termocuplas adyacentes.

#### 4.15.3. Velocidad de solidificación local “ $V^*$ ”

La velocidad de solidificación local “ $V^*$ ” se obtiene a partir de la siguiente ecuación (ver Apéndice XIII):

$$\frac{V_S \cdot V_L}{V_L - V_S} = V^* \quad (\text{IV.6})$$

A continuación en la Tabla 4.26 se presentan los valores obtenidos de las velocidades de las interfases líquida y sólida.

En la Tabla 4.26 se puede observar en rojo las celdas que indican los valores de las  $V_L$  y en verde los valores de las  $V_S$  en la zona donde se produce la TCE.

En la Tabla 4.26 se puede observar que los valores de  $V_L$  y  $V_S$  en la zona columnar son más bajos mientras que en la zona de granos equiaxiales las velocidades son más altas, como era de esperarse ya que la zona de los granos columnares se forma a partir de elevados gradientes de temperatura y bajas velocidades de las interfases, mientras que la zona de granos equiaxiales se forma a partir de gradientes de temperatura mínimos y elevadas velocidades de las interfases (como se desarrollara en la sección 4.20).

**Tabla 4.26 – Velocidades de las interfases líquida y sólida.**

Experiencias	$V_L$ (cm/min)					$V_S$ (cm/min)				
	$V_1$	$V_2$	$V_3$	$V_4$	$V_5$	$V_1$	$V_2$	$V_3$	$V_4$	$V_5$
4	0,6	0,9	1,4	3,3	0,7	1,0	1,2	1,7		
5	0,7	1,7	0,7	6,8	0,7	1,7	0,7	3,7		
9	0,9	0,9	2,5	1,3	1,3	0,9	0,8	2,2	1,3	1,3
10	0,6	0,9	3,0	1,4	0,7	0,8	2,6	1,0		
11	0,6	1,0	2,8	0,7	2,5	0,7	0,9	3,0	0,6	1,9
15	0,4	0,8	1,2	1,6	0,5	0,8	0,9	1,4		
19	----	----	0,9	1,4	----	----	----	0,1	1	----

-Las celdas que se encuentran vacías indican que esos valores no pudieron ser registrados porque las termocuplas presentaron inconvenientes al momento de la medición.

A continuación se presentan las velocidades de solidificación local que se determinaron a partir de los valores obtenidos en la Tabla 4.26 mediante la ecuación IV.5.

En la Tabla 4.27 se indican los valores de las velocidades de solidificación local para las siete experiencias realizadas con registro de las temperaturas. Las celdas en color azul indican las velocidades en la zona de TCE.

En las aleaciones de composiciones hipoeutécticas (experiencias 4, 5, 9, 10, 11 y 15) se puede ver que en la zona columnar, al inicio del proceso de solidificación, las velocidades de solidificación, local son negativas indicando que las  $V_S > V_L$ . A medida que nos acercamos a la zona de TCE la velocidad de la interfase líquida comienza a crecer tomando un valor máximo al momento de la TCE y generalmente disminuyen levemente en la zona equiaxial.

En la aleación de composición eutéctica sólo se pudieron determinar dos valores de las velocidades de solidificación local, se puede observar que ambos valores son positivos indicando que al momento de la TCE ocurre que  $V_L > V_S$ .

**Tabla 4.27 – Velocidades de solidificación local.**

Experiencias	Velocidad de solidificación local (cm/min)				
	$V_1^*$	$V_2^*$	$V_3^*$	$V_4^*$	$V_5^*$
4	-6,0	-21,4	6,4		3,7
5	-28,3	250,0	10,4		8,3
9	-150	8,3	21,4	75	150
10	-4,3	18,8	23,1		3,8
11	-2,8	5,6	-37,5	3,8	7,5
15	-19,7	20,5	5,0		5,2
19	----	----	10	1,3	----

-Las celdas que se encuentran vacías indican que esos valores no pudieron ser registrados porque las termocuplas presentaron inconvenientes al momento de la medición.

#### 4.16. Velocidad de la interfase líquida crítica " $V_{L(CRITICA)}$ "

En la Figura IV.38 se gráfica en el eje de las abscisas la longitud de la probeta y en el eje de las ordenadas los valores de las velocidades de las interfases líquida " $V_L$ " y sólida " $V_S$ ", para una aleación Al-1%Cu (el resto de los gráficos para las aleaciones Al-4,5%Cu, Al-15%Cu y Al-33,2%Cu se encuentran en el Apéndice XIV).

Lo primero que se resalta es que ambas fases parten desde la base de la probeta y que se dirigen hacia la parte superior de la misma, pero la interfase sólida lo hace con un cierto tiempo de retraso (tiempo de solidificación local) de la interfase líquida. Lo que se puede observar en el gráfico es que la interfase líquida se mueve con mayor velocidad que la interfase sólida. Esta diferencia de velocidades se comienza a notar a partir de los dos centímetros desde la base, pero la diferencia se incrementa gradualmente a lo largo de toda la probeta.

Se sabe que cuanto mayor sea la diferencia de velocidades entre la interfase líquida y sólida, mayor será el tamaño de la zona pastosa.

En la Tabla 4.28 se muestran los valores de la velocidad de la interfase líquida crítica " $V_{L(CRITICA)}$ ", que representa el valor de la velocidad de la interfase líquida al momento en que se produce la TCE, para cada una de las probetas.

Ares *et al.* en [3–6] determinaron que al momento de la TCE las velocidades de las interfaces se incrementan, en distintos sistemas de aleaciones binarios en base Aluminio y en base Zinc. Gandin en [10], [11] observó que si la estructura del lingote es completamente columnar, la velocidad de la interface primero se incrementa durante la etapa de la pérdida del sobrecalentamiento, cuando se hace cero el gradiente de temperatura en el líquido. Este gradiente de temperatura se convierte luego lentamente en negativo y poco tiempo después, el valor máximo de la velocidad del frente dendrítico columnar es alcanzado. Siqueira *et al.* en [7] determinaron la velocidad de la interface al momento de la TCE en aleaciones hipoeutécticas Al-Cu y señalaron que se encuentra en el rango de de 1,68 cm/min ( $0,28 \cdot 10^{-3}$  m/s) a 5,28 cm/min ( $0,88 \cdot 10^{-3}$  m/s).

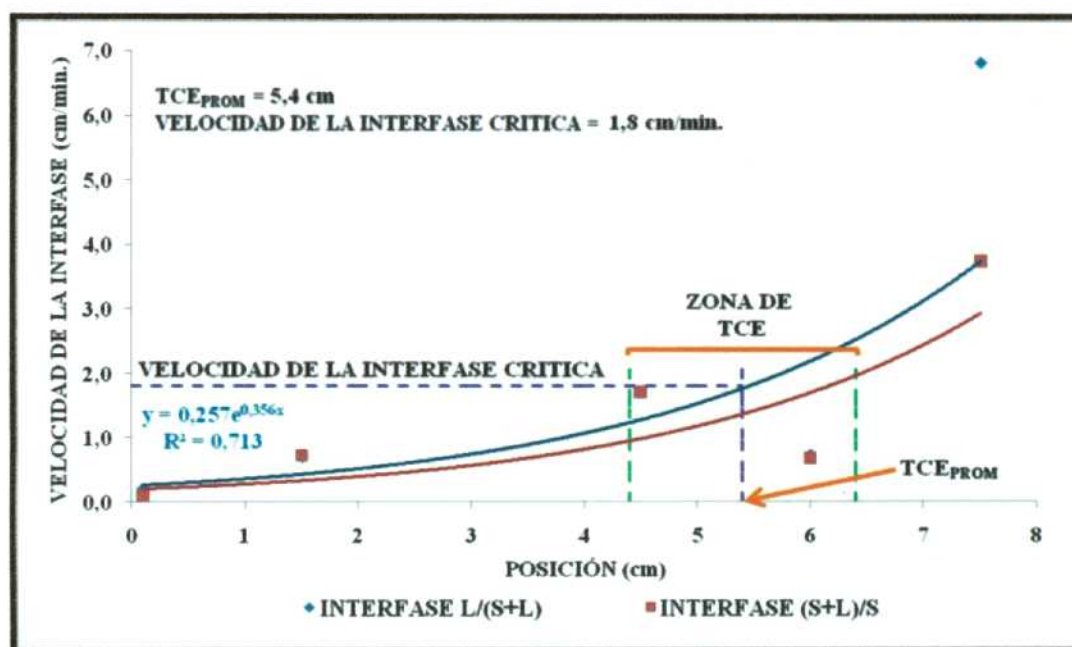


Figura IV. 38 – Velocidades de las interfaces líquida y sólida versus la posición en la probeta para una aleación Al-4,5%Cu.

Tabla 4.28 – Velocidades de las interfaces liquidus críticas.

Experiencia	Velocidad de la Interfase crítica (cm/min)	TCE <sub>MIN</sub> (cm)
Al-1%Cu	4	1,9
	5	1,8
Al-4,5%Cu	9	1,2
	10	1,5
	11	1,7
Al-15%Cu	15	1,4
Al-33,2%Cu	19	1,2

## 4.17. Relación entre los valores de microdureza, los parámetros metalográficos y el contenido de soluto

Un ensayo muy importante en los materiales es el ensayo de microdureza, el mismo nos da una idea de la resistencia de un material a la deformación plástica localizada; esto es, la habilidad de un material a resistir una indentación permanente o deformación cuando se encuentra en contacto con un indentador bajo carga.

De estudios previos se sabe que los defectos presentes en la microestructura, (a nivel intergranular e interdendrítico); como así también, los parámetros estructurales afectan directamente a las propiedades mecánicas de los materiales.

En esta sección se presenta, la relación entre:

- la microdureza y el tamaño del espaciamiento  $\lambda_2$ .
- la microdureza y el tamaño del espaciamiento  $\lambda$ .
- la microdureza y el tamaño de los granos "g".
- la microdureza y el porcentaje en peso de soluto (Cobre).

### 4.17.1. Microdureza "HV" versus tamaño del espaciamiento dendrítico secundario " $\lambda_2$ "

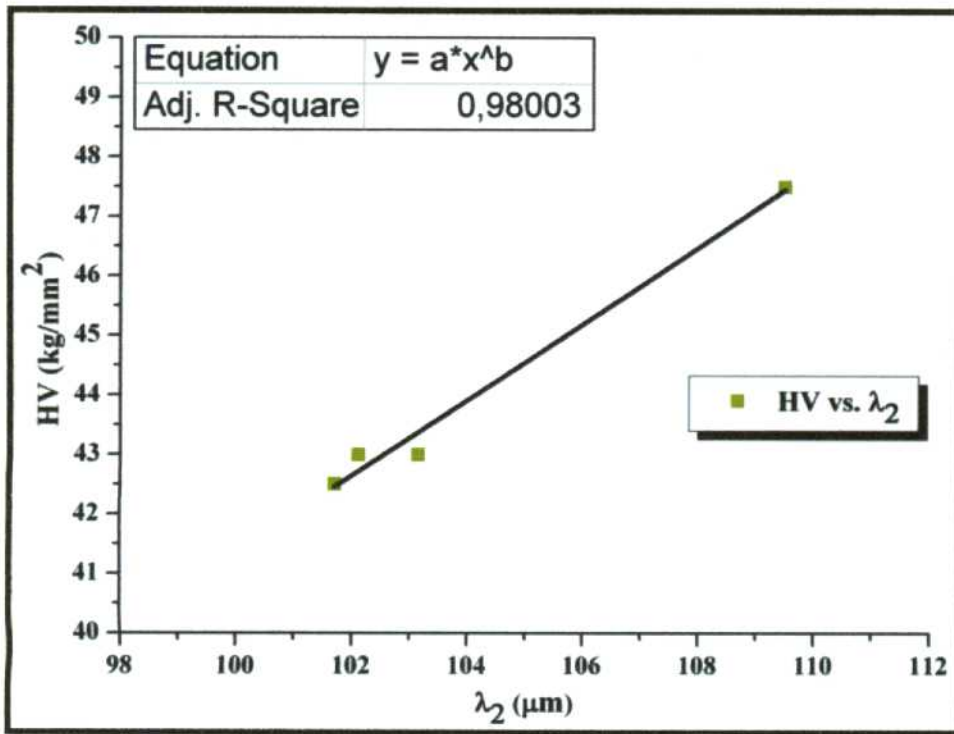
El análisis de la relación entre el tamaño de los espaciamentos dendríticos " $\lambda_2$ " y los valores de microdureza se realizaron para un total de 9 probetas:

- 3 de composición Al-1%Cu.
- 3 de composición Al-4,5%Cu.
- 3 de composición Al-15%Cu.

La relación entre los espaciamentos dendríticos  $\lambda_2$  y los valores de microdureza se pueden observar para dos probetas de distintas composiciones (Al-4,5%Cu y Al-15%Cu) en la Figura IV.39 (los demás gráficos se encuentran en el Apéndice XV). A las Figuras IV.39 a y b se les adjuntan las Tablas 29 y 30, en donde se puede observar el error cometido en la medida de los valores de HV " $e_{HV}$ " para cada una de las aleaciones.

Se puede ver que para todas las aleaciones de composiciones hipoeutécticas los valores de HV se incrementan a medida que aumentan los valores de los espaciamentos dendríticos  $\lambda_2$ .

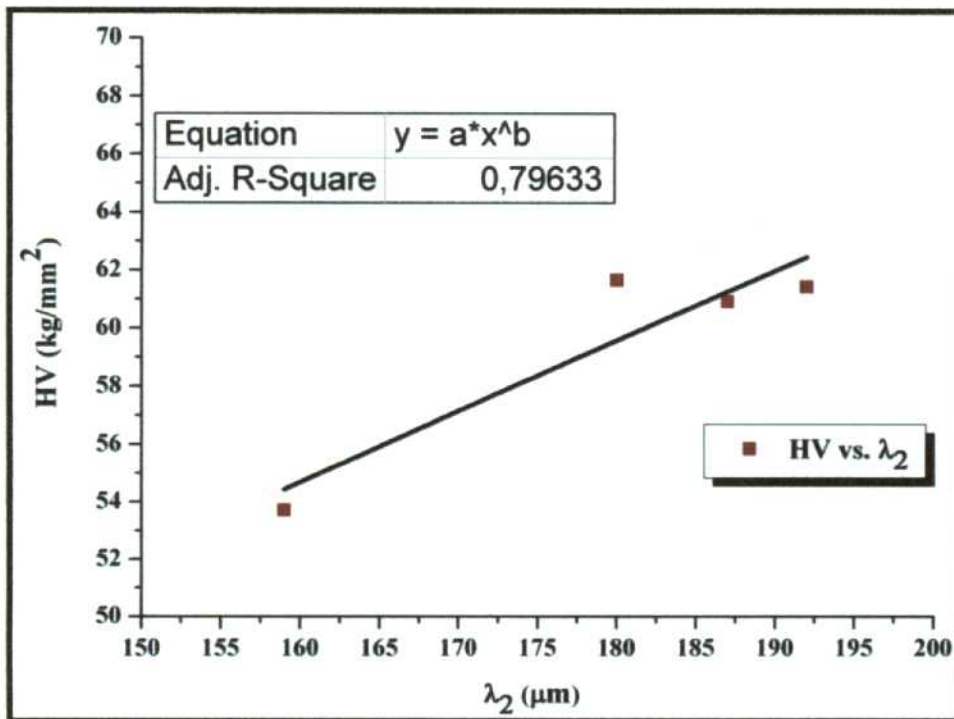
Resultados similares a los expuestos fueron determinados por Ares *et al.* [34], [35] en aleaciones Zn-Al y Zn-Ag solidificadas unidireccionalmente.



a)

Tabla 4.29

HV (kg/mm <sup>2</sup> )	e <sub>HV</sub> (kg/mm <sup>2</sup> )
42,4	1,8
42,9	1,8
42,9	1,8
47,3	2,1



b)

Tabla 4.30

HV (kg/mm <sup>2</sup> )	e <sub>HV</sub> (kg/mm <sup>2</sup> )
159	13
180	16
187	16,8
192	17,4

Figura IV.39 – Microdureza versus los espaciamientos dendríticos  $\lambda_2$  para aleaciones: a) Al-1%Cu (experiencia 1). b) Al-15%Cu (experiencia 13).

#### 4.17.2. Microdureza “HV” versus el tamaño de los espaciamientos eutécticos “ $\lambda$ ”:

La relación entre los valores de HV y los espaciamientos  $\lambda$  fue obtenida en dos probetas de composiciones eutécticas.

En la Figura IV.40 se presenta la variación de la HV como una función de la longitud de  $\lambda$  para las dos probetas ensayadas. Se puede observar que el valor de  $\lambda$  se incrementa a medida que

disminuye el valor de la HV. Al costado derecho de cada una de las Figuras se presentan las Tablas 4.31 y 4.32 en donde se puede observar los  $e_{HV}$ .

Anteriormente, se realizaron estudios de las medidas de HV en aleaciones de composiciones eutécticas (binarias y ternarias) solidificadas unidireccionalmente manteniendo los gradientes de temperaturas constantes o manteniendo las velocidades de crecimiento de la estructura constantes [37–40].

En trabajos anteriores [37–40] se encontró que la relación entre los  $\lambda$  y la HV es una función exponencial del tipo:

$$HV = a \cdot \lambda^{-b} \quad (\text{IV.7})$$

donde:

HV – Microdureza Vickers ( $\text{kg/mm}^2$ ).

$\lambda$  – Espaciamiento eutéctico ( $\mu\text{m}$ ).

a y b – Constantes.

El exponente “b” toma un valor promedio de 0,18 en el trabajo realizado por Böyük *et al.* [38] en aleaciones ternarias Sn–3.5%Ag–0.9%Cu. También Böyük *et al.* [37] determinaron que los valores del exponente se encuentran entre 0,2 y 0,25 para una aleación ternaria Al-Cu-Ag de composición eutéctica. Kaya *et al.* [39] encontraron que el exponente b varía entre 0,23 y 0,2 en aleaciones Al-Ni de composición eutéctica. Hu *et al.* analizaron aleaciones ternarias Sn–40.5%Pb–2.6%Sb donde hallaron que b toma un valor de 0,2. En general b es un exponente que varía entre 0,18 y 0,28 para diferentes autores según lo expuesto en [39].

En el presente trabajo se obtuvieron resultados similares a los expuestos en [37–40], ya que la relación entre HV y  $\lambda$  es una función exponencial, pero los exponentes “b” obtenidos en el presente trabajo son muy superiores ( $b_1 = 2,72$  y  $b_2 = 2,26$ ).

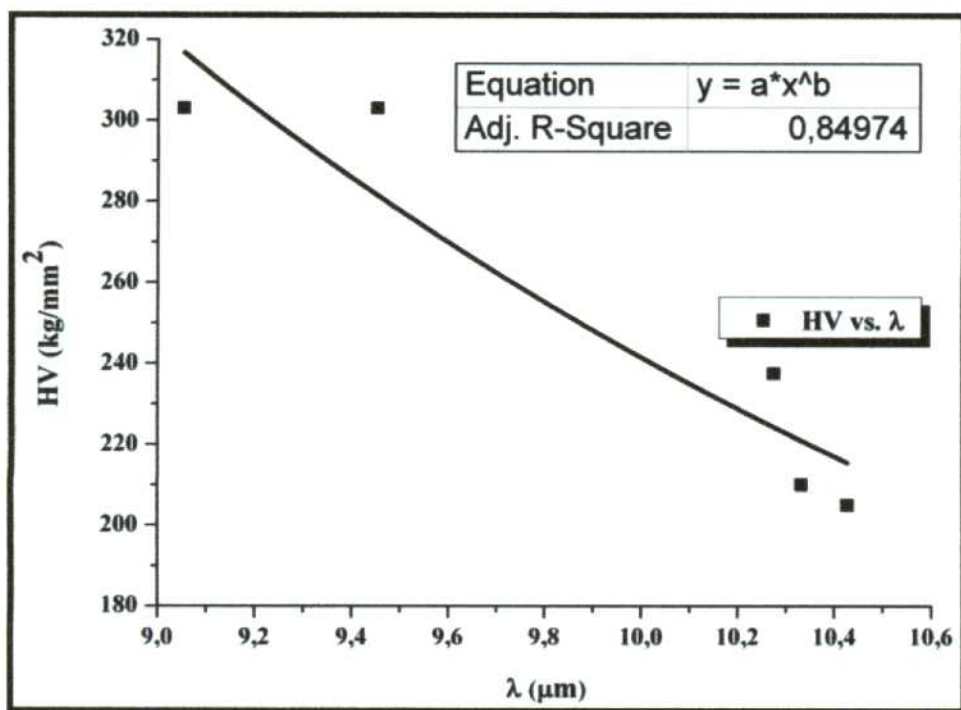


Tabla 4.31

HV ( $\text{kg}/\text{mm}^2$ )	$\epsilon_{\text{HV}}$ ( $\text{kg}/\text{mm}^2$ )
210	20
205	19,3
237,5	24
303	34,6
303	34,6

a)

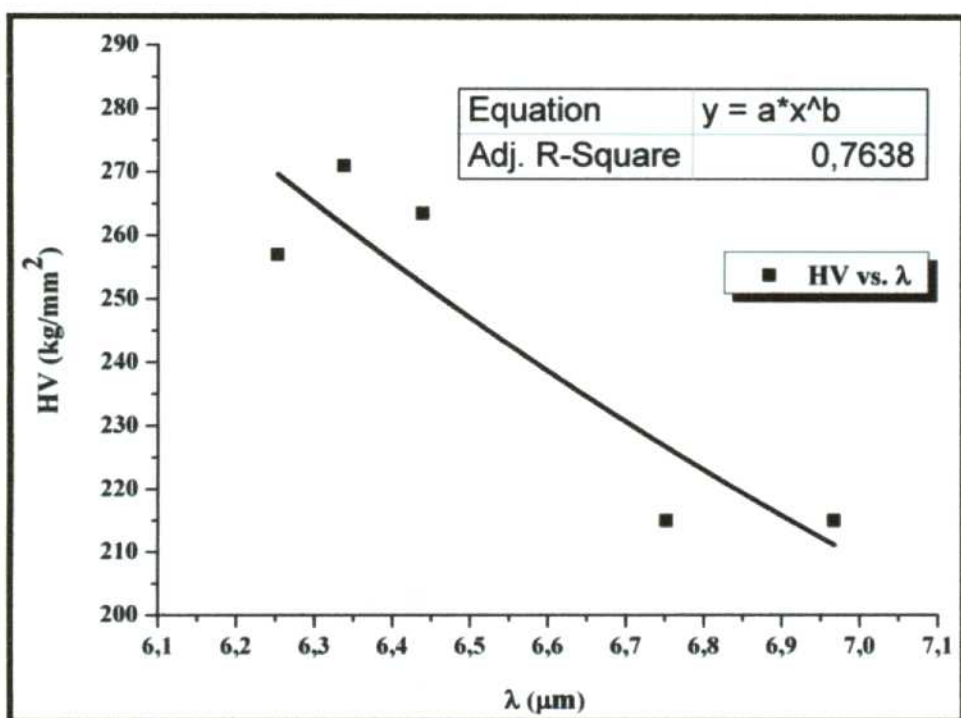


Tabla 4.32

HV ( $\text{kg}/\text{mm}^2$ )	$\epsilon_{\text{HV}}$ ( $\text{kg}/\text{mm}^2$ )
215	20,7
215	20,7
257	27
263,5	28,1
271	29,3

b)

Figura IV.40 – Microdureza en función del espaciamiento eutéctico para dos probetas de composiciones eutécticas. a) Experiencia 16. b) Experiencia 17.

#### 4.17.3. Microdureza “HV” versus el tamaño de los granos “g”

Se determinó la correlación entre los valores de microdureza medidos y los tamaños de granos en las estructuras columnar y equiaxial para un total de 11 probetas.

- 3 de aleación Al-1%Cu.
- 3 de aleación Al-4,5%Cu.
- 3 de aleación Al-15%Cu.
- 2 de aleación eutéctica (Al-33,2%Cu).

En la Figura IV.41 se pueden ver dos gráficos de microdureza en función del tamaño de grano, el primero (Figura IV.41-a) corresponde a una aleación Al- 4,5%Cu y el segundo (Figura IV.41-b) a una aleación de composición eutéctica (el resto de los gráficos se encuentra en el Apéndice XVI).

Se puede observar en la Figura IV.41 a y b que los valores de HV se incrementan a medida que aumentan los valores del g (este comportamiento no es general en las probetas obtenidas, ver Apéndice XVI). Asimismo, en la Figura IV.41 se puede ver que la correlación entre los valores de la HV y el g dependen del tipo de estructura de grano (sea columnar o equiaxial).

Esto sugiere que el espaciamiento dendrítico  $\lambda_2$  es un parámetro más importante para la determinación de las propiedades mecánicas que el g, tal como lo expusiera Osório *et al.* en [41] o Ares *et al.* en [34].

Ares *et al.* efectuaron trabajos con aleaciones Zn-Al, Zn-Ag y Zn-Al-Ag en [34], [35] y determinaron que existe una correlación entre los espaciamientos dendríticos secundarios “ $\lambda_2$ ”, eutécticos “ $\lambda$ ” y el tamaño de grano “g” con los valores de la microdureza “HV”. Estos autores determinaron que la relación entre los espaciamientos  $\lambda_2$  y  $\lambda$  son independientes de los tipos de estructuras de granos, ya sean estos columnares o equiaxiales.

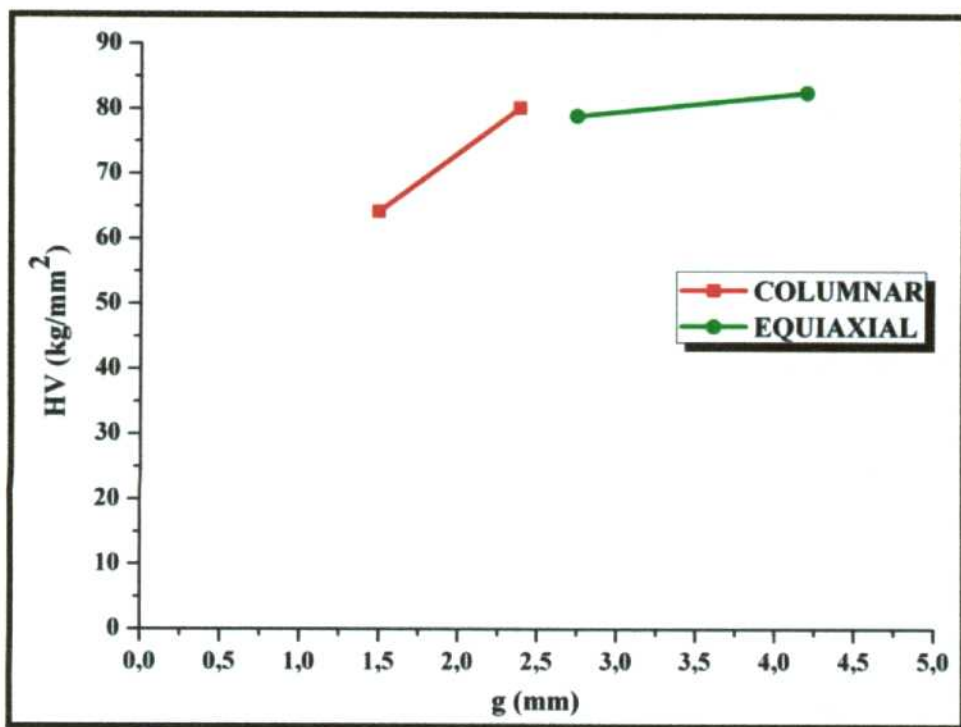


Tabla 4.33

HV (kg/mm <sup>2</sup> )	$e_{HV}$ (kg/mm <sup>2</sup> )
64,2	3,4
80,2	4,7
79	4,6
82,6	4,9

a)

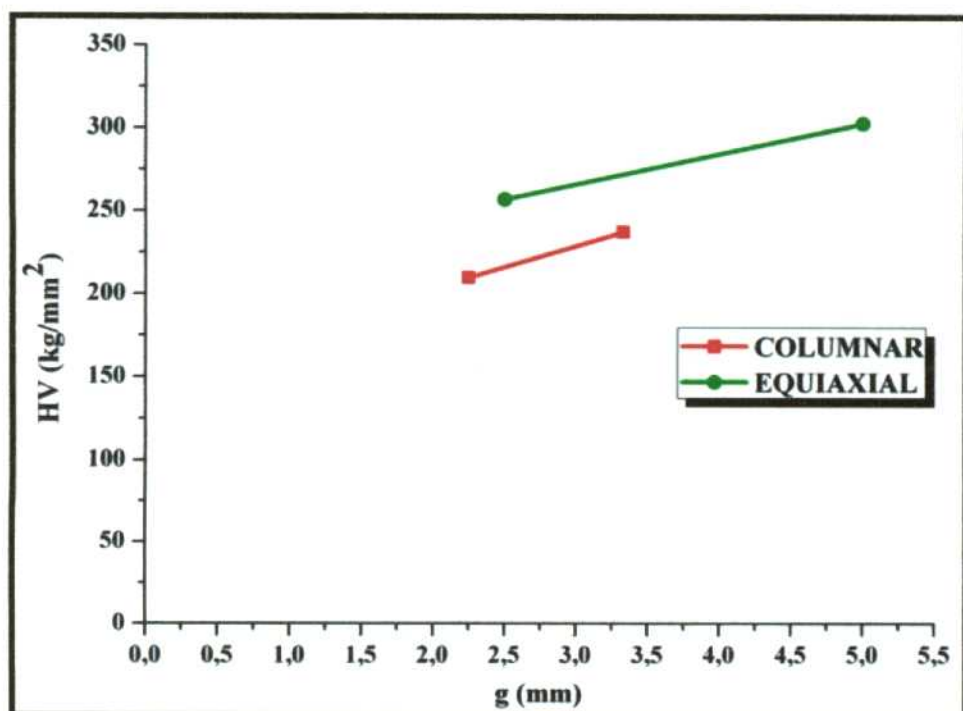


Tabla 4.34

HV (kg/mm <sup>2</sup> )	$e_{HV}$ (kg/mm <sup>2</sup> )
210	20
237,5	24
257	27
303	34,6

b)

Figura IV.41 – a) y b) Variación de la microdureza en función del tamaño y el tipo de estructura de los granos para aleaciones Al-4,5%Cu (experiencia 7) y Al-33,2%Cu (experiencia 16).

#### 4.17.4. Microdureza “HV” versus el porcentaje en peso de Cobre

En la Figura IV.42 se presenta un gráfico de los valores de HV como una función del porcentaje en peso de Cobre en el interior de la aleación. Los valores de HV fueron determinados en las zonas de estructura columnar, de TCE y equiaxial. Se puede observar que al aumentar el contenido de Cobre en las aleaciones Al-Cu, se incrementan los valores de HV.

El aumento de la HV con el contenido de Cobre también lo obtuvieron Ares *et al.* en [33] para aleaciones base Aluminio y base Cobre. Al-Rawajfeh *et al.* en [42] determinaron que los valores de HV en aleaciones Al-Cu de composiciones hipoeutécticas (Al-3%Cu, Al-6%Cu, Al-9%Cu) aumentan linealmente con el contenido de Cobre, estos resultados son similares a los que se observan en la Figura IV.42 donde inicialmente la curva se incrementa de manera lineal.

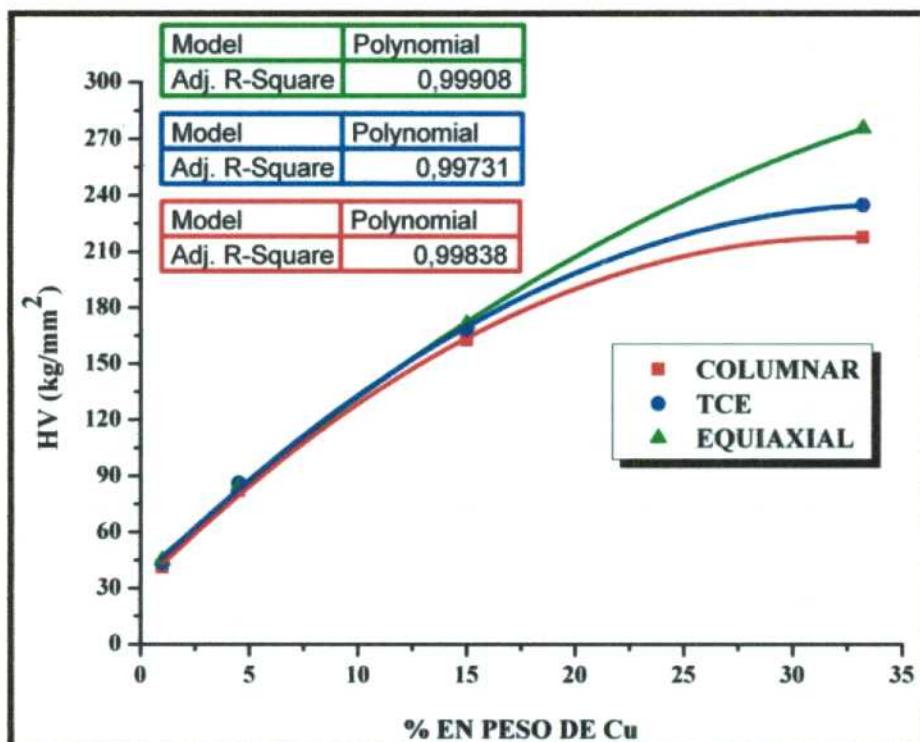


Figura IV.42 – Microdureza en función del porcentaje en peso de Cobre para los distintos tipos de estructuras de granos en aleaciones Al-Cu.

#### 4.18. Relación entre el espaciamiento dendrítico secundario con el contenido de soluto y con el tamaño de los granos

##### 4.18.1. Relación entre el espaciamiento dendrítico secundario “ $\lambda_2$ ” y el contenido de Cobre

En la Figura IV.43 se presenta la variación del espaciamiento  $\lambda_2$  promedio en función del porcentaje en peso de soluto (Cobre) para seis probetas (2 de Al-1%Cu, 3 de Al-4,5%Cu y 1 de Al-15%Cu). Entre paréntesis (en el cuadro de referencia) se indica la  $\dot{T}$  promedio con que solidificó cada una de las probetas.

En el gráfico se puede observar que para una misma composición de Cobre, a mayor  $\dot{T}$  menor es el espaciamiento  $\lambda_2$ .

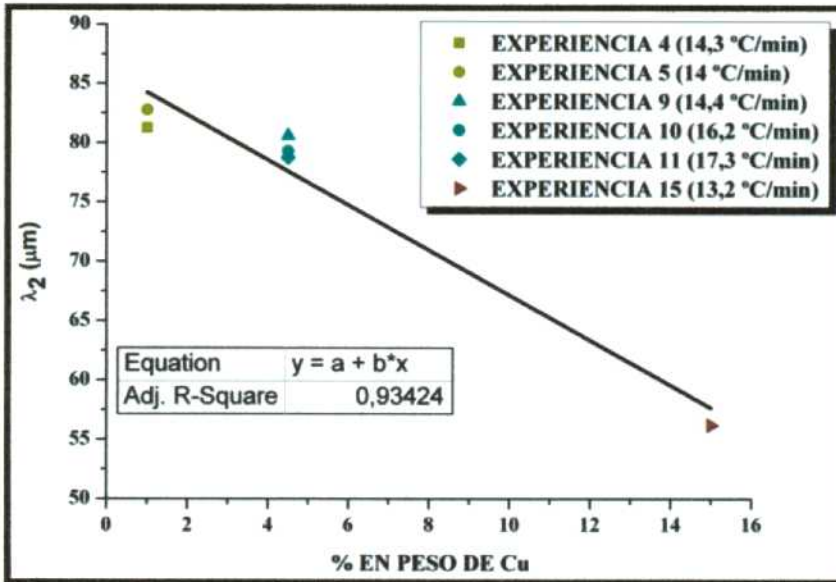
Resultados similares a estos obtuvieron Ares *et al.* en [6] trabajando con aleaciones Al-Cu solidificadas unidireccionalmente.

En la Figura IV.44 se representa en el eje de las ordenadas los espaciamientos  $\lambda_2$  promedios y en el eje de las abscisas el porcentaje en peso de soluto (Cobre) para los distintos tipos de estructuras de granos (columnar, de TCE y equiaxial) para aleaciones Al-Cu de composiciones hipoeutécticas, con 1, 4,5 y 15 por ciento en peso de Cobre. Las  $\dot{T}$  de cada una de las experiencias se observan en la Tabla 4.35.

**Tabla 4.35** – Velocidad de enfriamiento en aleaciones Al-Cu de composiciones hipoeutécticas.

Experiencia		$\dot{T}$ en el líquido (°C/min)
Al-1%Cu	4	14,3
Al-4,5%Cu	9	14,4
Al-15%Cu	15	13,2

Lo que se observó es que para los tres tipos de estructura los valores de los espaciamientos  $\lambda_2$  tienden a disminuir a medida que aumenta el contenido de Cobre. En forma particular para cada una de las probetas se puede observar que los espaciamientos en la zona de estructura columnar pueden ser menores, mayores o iguales a los de la zona de TCE, mientras que los espaciamientos secundarios en la zona de los granos equiaxiales es mayor en los tres casos expuestos.



**Figura IV.43** – Espaciamiento  $\lambda_2$  en función del % en peso de Cobre para probetas de aleaciones Al-1%Cu, Al-4,5%Cu y Al-15%Cu para distintas velocidades de enfriamiento.

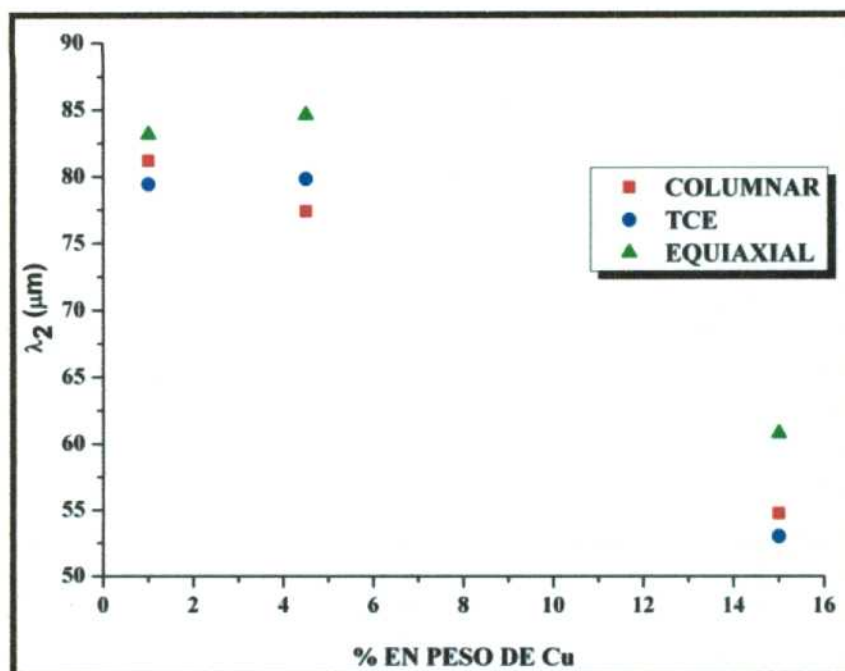


Figura IV.44 – Espaciamiento dendrítico  $\lambda_2$  en función del porcentaje en peso de Cobre para las estructuras columnar, de TCE y equiaxial.

#### 4.18.2. Espaciamiento dendrítico secundario “ $\lambda_2$ ” en función del tamaño de los granos “g”

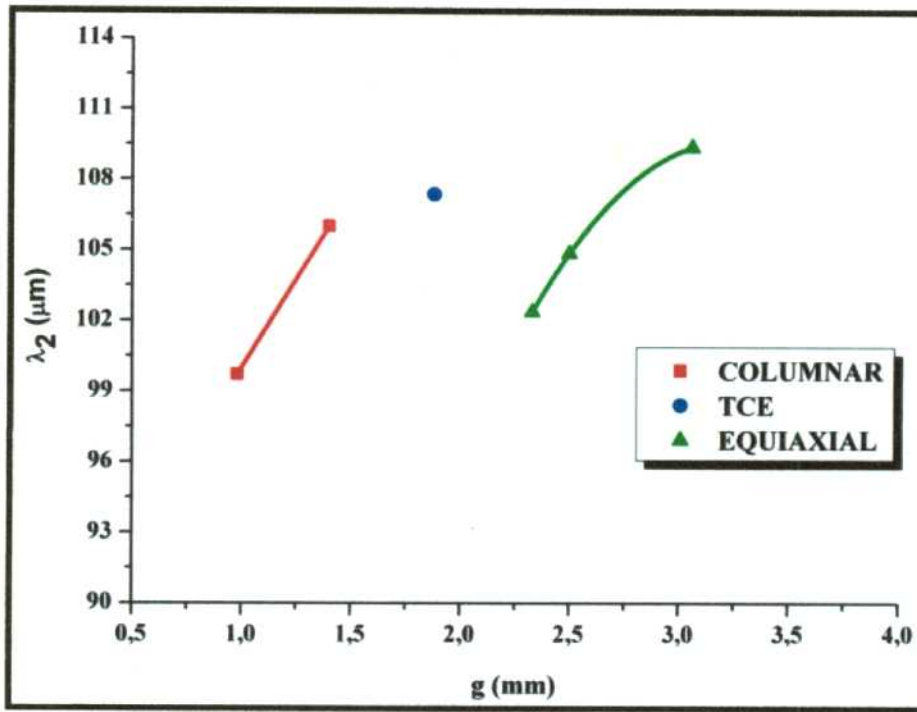
Las medidas de los espaciamientos  $\lambda_2$  en función del g se determinaron para un total de diez probetas, esto es, para aleaciones Al-1%Cu, Al-4,5%Cu y Al-15%Cu.

En la Figura IV.45 a) y b) se presentan dos gráficos de las medidas de los espaciamientos  $\lambda_2$  como una función de los valores de los g para dos aleaciones de composiciones hipoeutécticas (Al-1%Cu y Al-4,5%Cu) en las zonas de estructura columnar, de TCE y equiaxial.

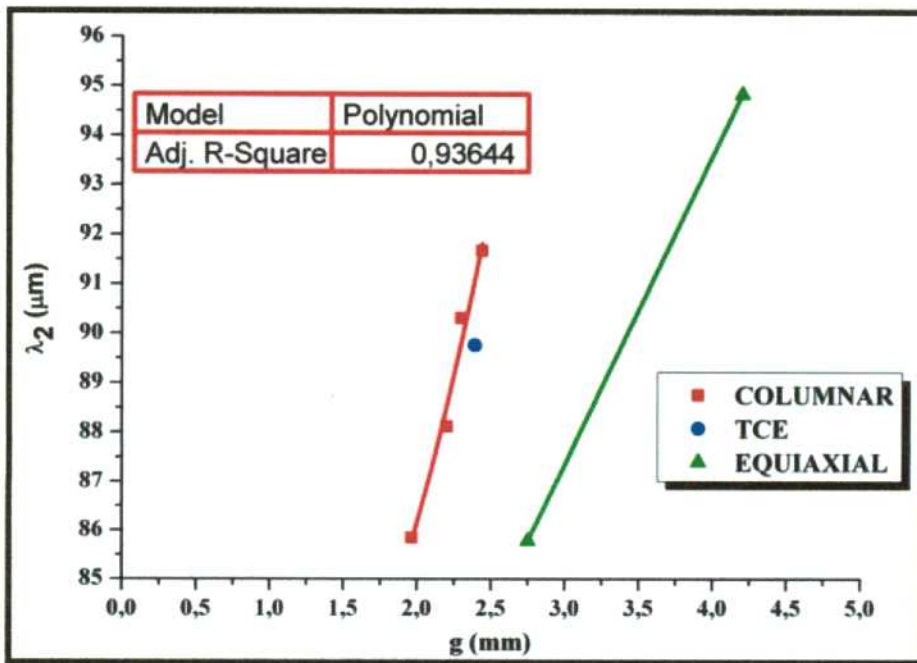
Se puede ver en ambos gráficos que a medida que aumenta el valor de los espaciamientos dendríticos  $\lambda_2$  también se incrementan los valores de los tamaños de los granos, independientemente de si la estructura de los granos es columnar o equiaxial. Es decir, que existe una correlación entre los valores de los espaciamientos  $\lambda_2$  y el tamaño de los granos (el resto de los gráficos se encuentra en el Apéndice XVII).

Cabe mencionar que los valores de los tamaños de los granos columnares indicados en los gráficos representan el ancho de los mismos.

Resultados similares fueron expuestos por Ares *et al.* en [35], [43] donde realizaron la solidificación unidireccional de aleaciones Zn-Al. Ares *et al.* sostiene que la relación entre  $\lambda_2$  y g para ambos tipos de estructuras de los granos puede ser explicado en base a los procesos de solidificación. Esto es, la extracción de calor en los granos columnares es unidireccional, mientras que en el caso de los granos equiaxiales se desarrolla en todas direcciones y por lo tanto para un grano equiaxial se necesita menos tiempo para solidificar que para el caso de un grano columnar del mismo tamaño.



a)



b)

Figura IV.45 – Espaciamento dendrítico secundario “ $\lambda_2$ ” con respecto al tamaño de los granos “g” para las aleaciones: a) Al-1%Cu (experiencia 2). b) Al-4,5%Cu (experiencia 7).

## 4.19. Correlación entre los parámetros térmicos y metalográficos

### 4.19.1. Correlación entre la longitud de la zona columnar “ $L_{col}$ ” y la velocidad de enfriamiento “ $\dot{T}$ ”

En la Tabla 4.36 se presentan las  $\dot{T}$  en el líquido y la longitud de la zona columnar “ $L_{col}$ ” para diferentes experiencias. Se puede observar que para un mismo porcentaje en peso de Cobre, a medida que aumenta la  $\dot{T}$  también aumenta la  $L_{col}$ .

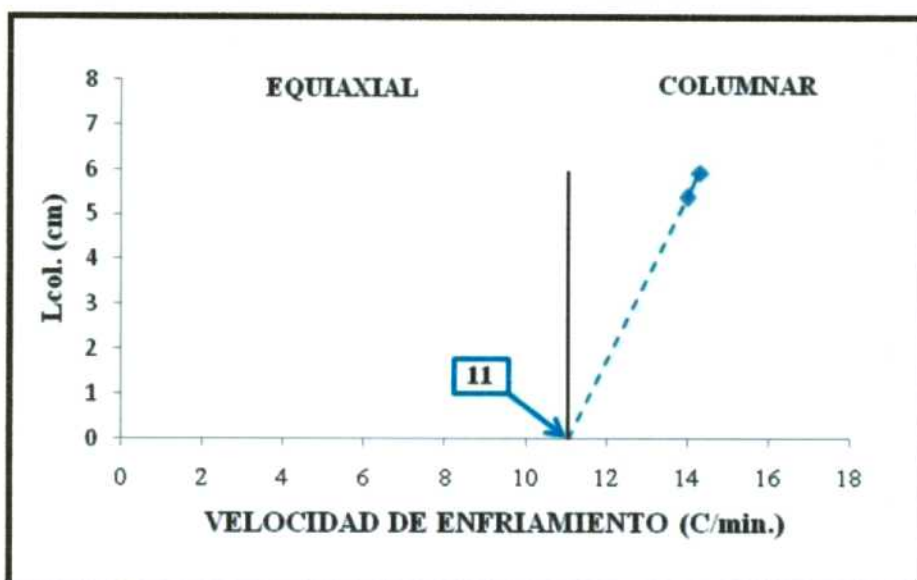
También, se puede observar que la  $L_{col}$  para aleaciones con velocidades de enfriamiento iguales, pero distinta composición de Cobre, es mayor para las aleaciones con menor contenido Cobre.

**Tabla 4.36** – Velocidad de enfriamiento y longitud de la zona columnar para aleaciones Al-Cu.

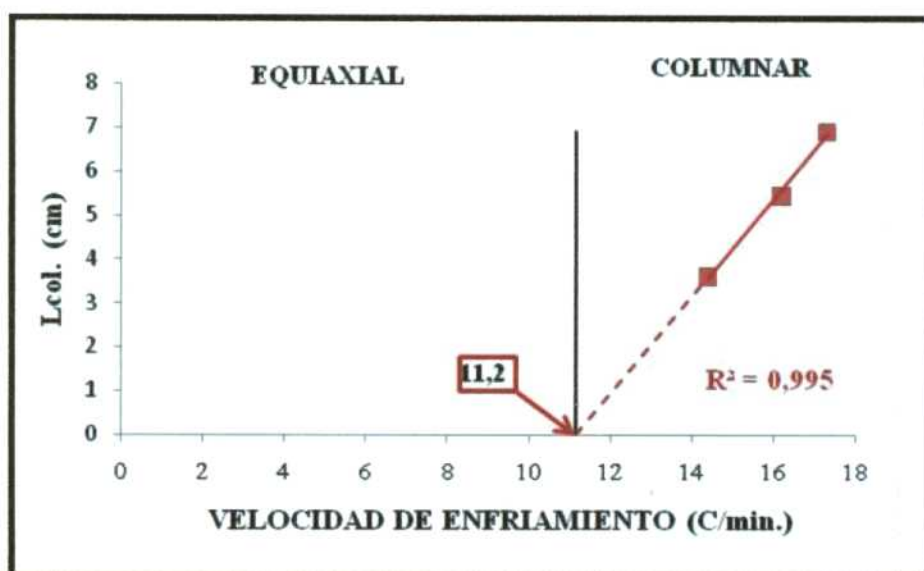
Experiencia		Velocidad de enfriamiento en el líquido (°C/min)	Longitud de la zona columnar (cm)
Al-1%Cu	4	14,3	5,95
	5	14	5,4
Al-4,5%Cu	9	14,4	3,6
	10	16,2	5,45
	11	17,3	6,9
Al-15%Cu	15	13,2	6,5
Al-33,2%Cu	19	9,5	7,05

En los gráficos que se muestran en la Figura IV.46 a) y b) se pueden observar las  $L_{col}$  para distintas probetas de composiciones Al-1%Cu y Al-4,5%Cu en función de la  $\dot{T}$ .

Lo que se puede observar en las gráficas es que la estructura columnar desaparece para  $\dot{T}$  inferiores a 11 °C/minutos y a 11,2°C/minutos para aleaciones Al-1%Cu y Al-4,5%Cu, respectivamente. Es decir, que para que se produzca la TCE es necesario tener una  $\dot{T}$  superior a 11 °C/minutos en las aleaciones Al-1%Cu y una  $\dot{T}$  de 11,2°C/minutos en aleaciones Al-4,5%Cu.



a)



b)

**Figura IV.46** – Longitud de la zona columnar versus la velocidad de enfriamiento para aleaciones Al-1%Cu y Al-4,5%Cu.

El efecto de que a medida que se incrementa la  $\dot{T}$ , se incrementa la  $L_{col}$  para aleaciones con el mismo porcentaje de contenido de soluto fue también reportado por Gandin, que trabajó con Aluminio (con un 99,99% de pureza) y aleaciones Al-3%Si, Al-7%Si y Al-11%Si en [10], [11]. Otros autores que expusieron los mismos resultados fueron Ziv *et al.* en [13] trabajando con aleaciones Al-3%Cu. Asimismo, en los trabajos realizados en aleaciones Al-Zn, Zn-Al, Al-Cu, y Pb-Sn por Ares *et al.* [2], [4–6], [9], también se encontró que la longitud de la zona columnar se incrementa con el aumento de la velocidad de enfriamiento. Siqueira *et al.* afirmaron que para aleaciones que son enfriadas con altas velocidades de enfriamiento predomina la estructura columnar, determinando un valor crítico, que depende solo del sistema de aleación y que es igual a 12 °C/min (0,2 K/s) para aleaciones Al-Cu y a 0,6 °C/min (0,01 K/s) para aleaciones Sn-Pb.

#### 4.19.2. Correlación entre el sobrecalentamiento y la longitud de la zona columnar “ $L_{col}$ ”

En la Tabla 4.37 se muestran los sobrecalentamientos máximos obtenidos en cada una de las probetas (temperatura máxima al apagar el horno menos la temperatura de liquidus) y las  $L_{col}$ . No se encontró ninguna relación entre los mismos, tal y como lo mencionaron Mahapatra *et al.* en [12] y Ares *et al.* en trabajos realizados de solidificación unidireccional en aleaciones base Aluminio y base Zinc [4–6].

**Tabla 4.37** – Sobrecalentamientos máximos y la longitud de la zona columnar para aleaciones Al-Cu.

Experiencia		Sobrecalentamiento (°C)	Longitud de la zona columnar (cm)
Al-1%Cu	4	134,7	5,95
	5	104,6	5,4
Al-4,5%Cu	9	132,1	3,6
	10	125,9	5,45
	11	119,6	6,9
Al-15%Cu	15	149,6	6,5
Al-33,2%Cu	19	203,8	7,05

#### 4.19.3. Espaciamiento dendrítico secundario “ $\lambda_2$ ” versus el tiempo de solidificación local “ $t_{SL}$ ”

Se sabe que en condiciones de crecimiento estacionario los espaciamientos  $\lambda_1$  no cambian; en cambio los espaciamientos  $\lambda_2$  cuando se encuentran en el interior de la zona pastosa (mushy) y debido al efecto del engrosamiento (coarsening) cambian considerablemente a lo largo del tronco principal de crecimiento dendrítico.

Es decir que, cuanto mayor sea el tiempo de permanencia en la zona pastosa (mayor tiempo de solidificación local “ $t_{SL}$ ”) mayor será el tiempo disponible para el engrosamiento de los espaciamientos dendríticos  $\lambda_2$ . El tiempo de solidificación local será igual a [44]:

$$t_{SL} = \frac{\Delta T^*}{G_L \cdot V'} = \frac{T_L - T_e}{G_L \cdot V'} \quad (\text{IV.8})$$

donde:

$\Delta T^*$  – Rango de solidificación de equilibrio (°C).

$G_L$  – Gradiente de temperatura en el líquido (°C/cm).

$V'$  – Velocidad de la interface (cm/min).

$T_e$  – Temperatura eutéctica (°C).

$T_L$  – Temperatura de liquidus (°C).

En las Figuras 4.47 a) y b) se presentan las gráficas de los espaciamientos  $\lambda_2$  en función de los  $t_{SL}$  para probetas de aleaciones Al-1%Cu y Al-4,5%Cu. Se puede observar que a medida que se incrementan los tamaños de los espaciamientos  $\lambda_2$  también se incrementan los tiempos de solidificación local para todos los tipos de estructuras.

De estudios previos [6], [15], [20], [21], [43], [44] se conoce que la variación de los espaciamientos  $\lambda_2$  con respecto al tiempo de solidificación local tienen la forma de una ecuación del tipo potencial, y viene dada por:

$$\lambda_2 = c \cdot t_f^d \quad (\text{IV.9})$$

donde:

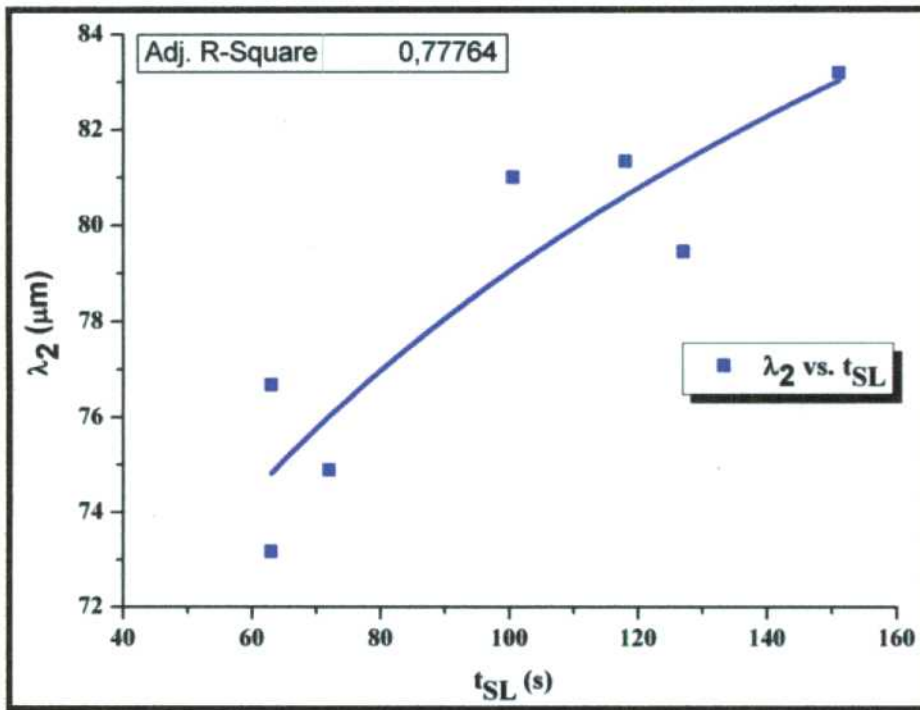
$\lambda_2$  – Espaciamiento dendrítico secundario ( $\mu\text{m}$ ).

$t_{\text{SL}}$  – Tiempo de solidificación local (s).

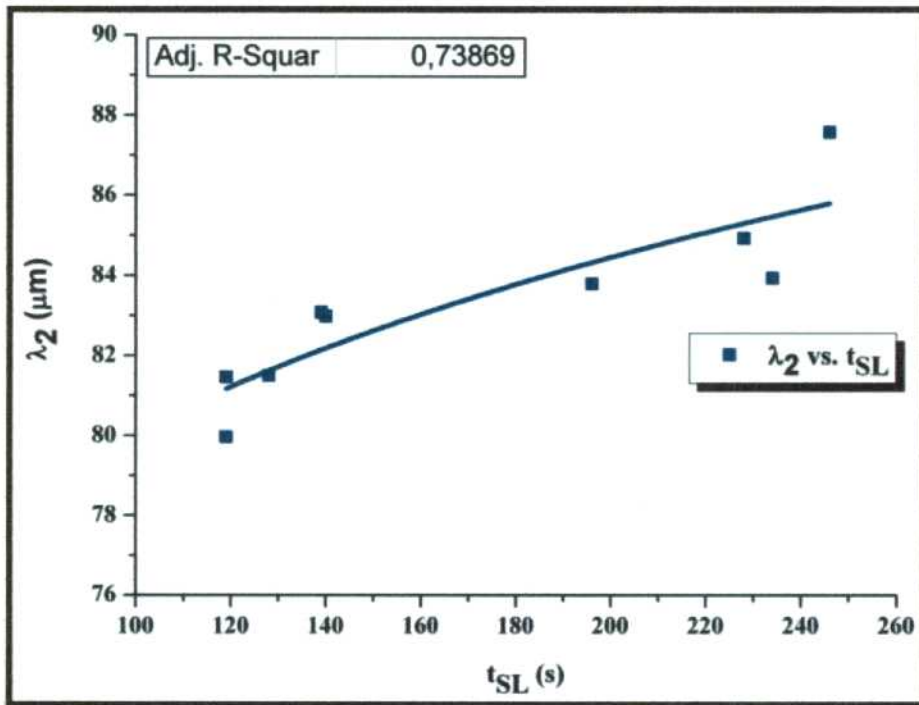
c y d – Constantes.

Posteriormente Ares *et al.* en [6] propusieron una relación potencial entre los espaciamentos dendríticos  $\lambda_2$  y el tiempo de solidificación local, donde el valor del coeficiente “c” depende del porcentaje en peso de soluto (Cobre) para aleaciones Al-Cu.

El comportamiento de la relación entre los espaciamentos  $\lambda_2$  y los tiempos de solidificación local de las Figuras 4.47 a) y b) coincide con lo tratado en los estudios previos, pero las constantes “c y d” difieren mucho de los valores obtenidos en esos trabajos (ver Tabla 4.38).



a)



b)

Figura IV.47 – Espaciamiento dendrítico  $\lambda_2$  en función del tiempo de solidificación local para aleaciones de composición hipoeutécticas Al-1%Cu y Al-4,5%Cu.

Tabla 4.38 – Coeficientes correspondientes a los gráficos IV.48 a y b.

Aleación	c	d
Al-1%Cu	45,7	0,11
Al-4,5%Cu	56,4	0,07

#### 4.19.4. Espaciamiento dendrítico primario “ $\lambda_1$ ” en función de la velocidad de la interfase líquida “ $V_L$ ”

Se determinó la relación entre los valores de los espaciamentos  $\lambda_1$  y la  $V_L$  en las zonas columnar y de transición para tres probetas (1 de Al-1%Cu y las otras 2 de Al-4,5%Cu). Estos valores fueron comparados con las predicciones que realizaron Kurz *et al.* en [45] y Hunt en [46] que se expresan mediante las ecuaciones IV.9 y IV.10, respectivamente.

$$\lambda_1 = 4,3 \cdot (\Delta T')^{1/2} \cdot \left( \frac{D_L \cdot \Gamma}{\Delta T_0 \cdot k_0} \right)^{1/4} \cdot V_L^{-1/4} \cdot G_L^{-1/2} \quad (\text{IV.10})$$

$$\lambda_1 = 2 \cdot \sqrt{2} \cdot (\Delta T')^{1/2} \cdot (\Delta T_0 \cdot k_0 \cdot D_L \cdot \Gamma)^{1/4} \cdot V_L^{-1/4} \cdot G_L^{-1/2} \quad (\text{IV.11})$$

donde:

$\Delta T'$  – Diferencia entre la temperatura de la punta de la dendrita y la temperatura de solidus de no equilibrio (°C).

$\Delta T_0$  – Diferencia entre la temperatura de liquidus y de solidus para la composición  $C_0$  (°C).

$k_0$  – Coeficiente de distribución de equilibrio.

$D_L$  – Coeficiente de difusión de soluto en el líquido (cm<sup>2</sup>/min.).

$\Gamma$  – Parámetro de Gibbs – Thompson (cm°C).

$V_L$  – Velocidad de la interfase líquida (cm/min).

$G_L$  – Gradiente de temperatura en el líquido (°C/cm).

En la Figura IV.48 hasta la Figura IV.50 se presentan las curvas de variación de  $\lambda_1$  en función de  $V_L$ . Se puede observar en las Figuras que  $\lambda_1$  disminuye a medida que se incrementa el valor de la  $V_L$ , según una ecuación del tipo:

$$\lambda_1 = r \cdot (V_L)^{-h} \quad (\text{IV.12})$$

donde:

$\lambda_1$  – Espaciamiento dendrítico primario (μm).

$V_L$  – Velocidad de la interfase líquida (cm/min).

r y h – Constantes.

Se puede ver en las figuras que los valores de los espaciamentos  $\lambda_1$  determinados para las aleaciones de composiciones hipoeutécticas Al-1%Cu (experiencia 5) y Al-4,5%Cu (experiencias 10 y 11) son muy superiores a los obtenidos mediante las ecuaciones IV.9 y IV.10. Los valores de r y h se pueden observar en la Tabla 4.39.

**Tabla 4.39** – Coeficientes de la curva de  $\lambda_1$  vs.  $V_L$ .

Experiencia	Composición	r	h
5	Al-1%Cu	342	0,2
10	Al-4,5%Cu	335	0,02
11	Al-4,5%Cu	325	0,07

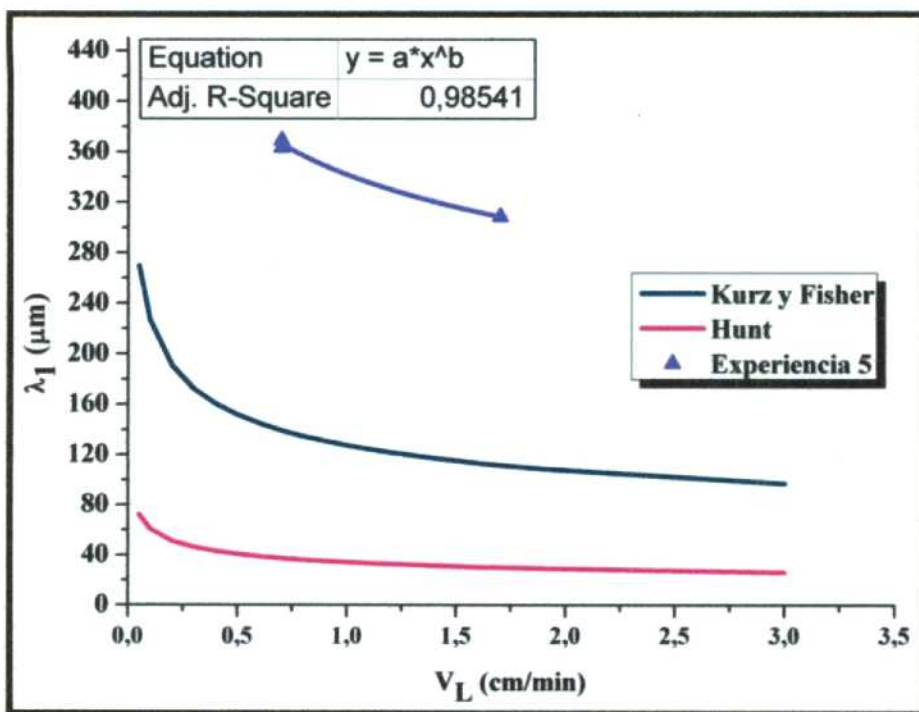


Figura IV.48 – Variación del espaciamiento dendrítico primario “ $\lambda_1$ ” con respecto a la velocidad de la interfase líquida “ $V_L$ ” para una aleación Al-1%Cu (experiencia 5).

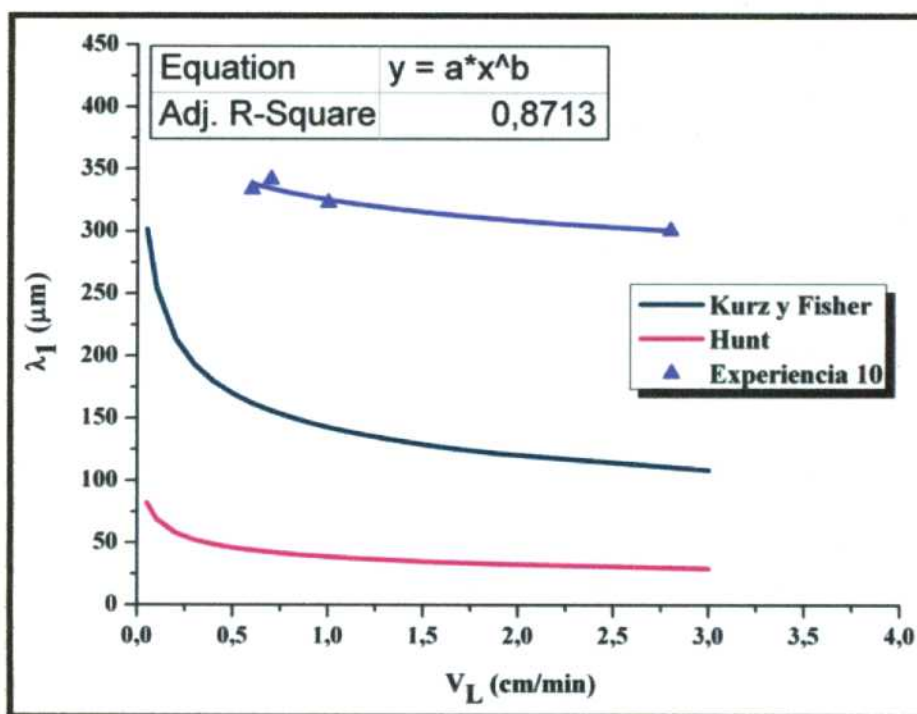


Figura IV.49 – Variación del espaciamiento dendrítico primario “ $\lambda_1$ ” con respecto a la velocidad de la interfase líquida “ $V_L$ ” para una aleación Al-4,5%Cu (experiencia 10).

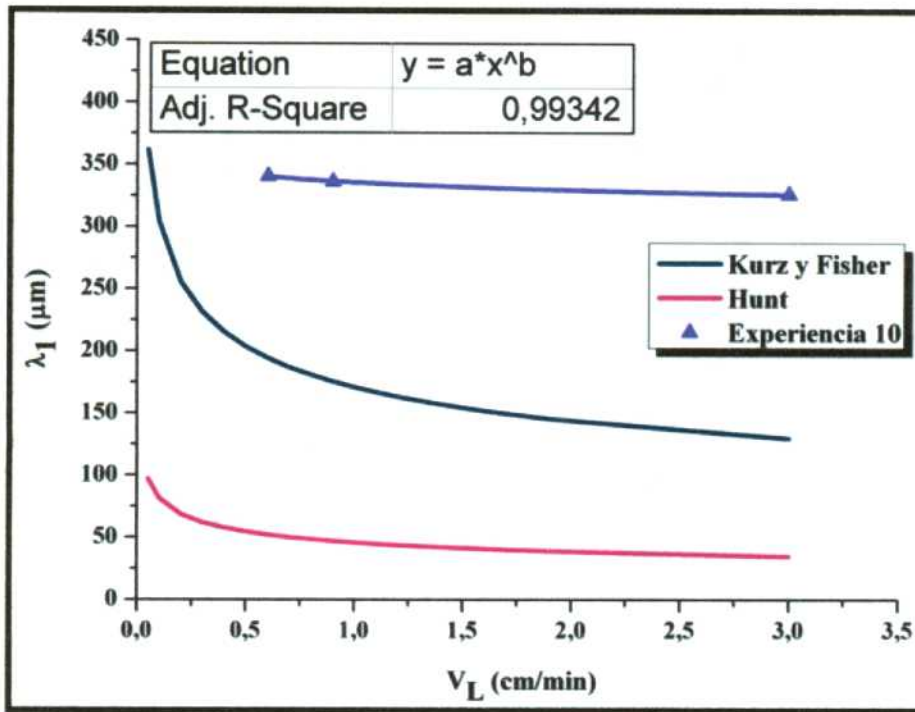


Figura IV.50 – Variación del espaciamiento dendrítico primario “ $\lambda_1$ ” con respecto a la velocidad de la interfase líquida “ $V_L$ ” para una aleación Al-4,5%Cu (experiencia 11).

#### 4.20. Relación entre las velocidades de las interfases “ $V_L$ ” y los gradientes de temperatura “ $G_L$ ”

En el gráfico de la Figura IV.51 se presentan los gradientes de temperatura en el líquido “ $G_L$ ” en función de las velocidades de las interfases líquidas “ $V_L$ ” en las zonas de estructura columnar, de TCE y equiaxial, para aleaciones Al-1%Cu, Al-4,5%Cu, Al-15%Cu y Al-33,2%Cu.

Se puede ver que la estructura de los granos columnares aparece para bajas  $V_L$  y elevados valores de los  $G_L$ . Mientras que, para altas  $V_L$  y bajos  $G_L$  se espera encontrar una estructura de granos equiaxiales. En general, la zona de TCE se produce para valores intermedios de las  $V_L$  y de los  $G_L$  con respecto a los dos casos extremos antes mencionados.

De lo expuesto anteriormente, se puede ver que tanto los  $G_L$  como las  $V_L$  alcanzan valores críticos cuando ocurre la TCE, tal como indicaron diversos autores en estudios previos sobre diferentes aleaciones binarias solidificadas unidireccionalmente [3–8], [10–13], [35].

Particularmente, en las experiencias realizadas en el presente estudio y observando la Figura IV.52, se puede decir que la TCE en aleaciones Al-Cu se produce para valores de  $V_L$  en el rango de 1,2 cm/min ( $0,2 \cdot 10^{-3}$  m/s) a 1,9 cm/min ( $0,3 \cdot 10^{-3}$  m/s) y  $G_L$  en el rango de 0,99 °C/cm (99 K/m) a 5,11 °C/cm (511 K/m).

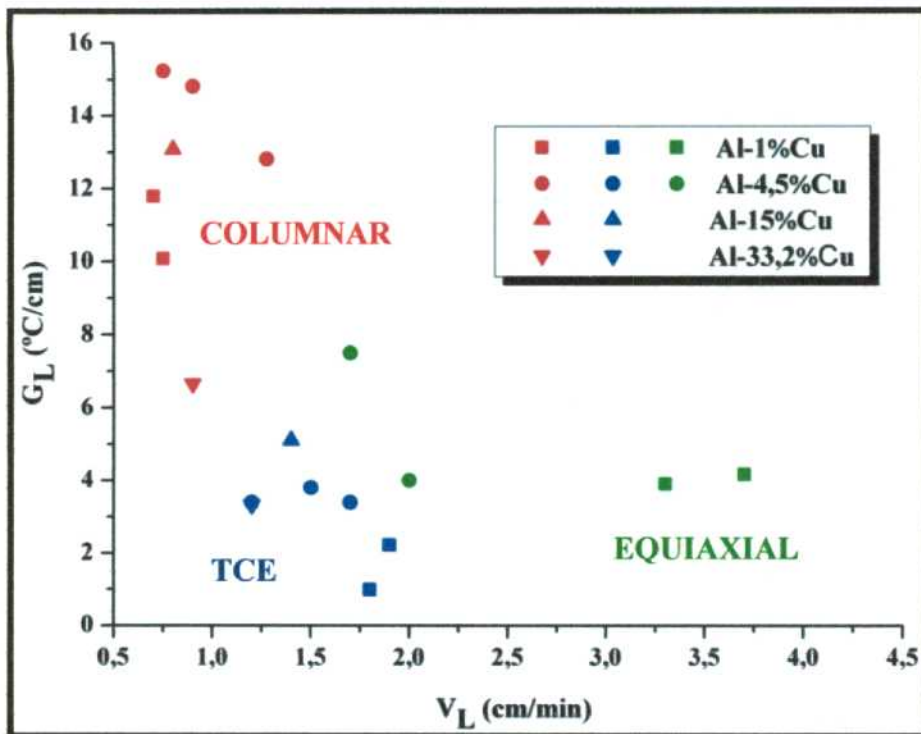


Figura IV.51 – Gradientes de temperatura en función de las velocidades de las interfases.

#### 4.21. Correlación en la microdureza “HV” y los parámetros térmicos “ $V_L$ y $G_L$ ”

Para determinar la relación entre la microdureza y los parámetros térmicos (velocidad de la interfase líquida “ $V_L$ ” y gradiente de temperatura en el líquido “ $G_L$ ”) se utilizaron probetas de la misma composición, que solidificaron en condiciones similares (es decir, que la zona de TCE se sitúe aproximadamente en la misma posición en la longitud de ambas probetas). De una de las probetas se determinaron los valores de HV y de la otra se obtuvieron los valores de  $V_L$  y  $G_L$ . En el Apéndice XVIII se muestra la forma en que se determinaron los errores experimentales en las medidas de las velocidades de las interfases “ $\Delta V_L$ ” y de los gradientes de temperatura “ $\Delta G_L$ ”.

##### 4.21.1. Correlación en la microdureza “HV” y la velocidad de la interfase líquida “ $V_L$ ”

La correlación se realizó en dos probetas de composiciones Al-1%Cu y Al-4,5%Cu. A continuación en las Tablas 4.40 y 4.41 se indican las experiencias que se utilizaron para relacionar los valores de HV y  $V_L$ , donde se encuentran tabulados los valores de HV, el error determinado en las medidas de microdureza “ $e_{HV}$ ”, las  $V_L$  y el error experimental en la determinación de los valores de las velocidades de las interfases “ $\Delta V_L$ ”.

Tabla 4.40 – Relación entre HV y  $V_L$  para dos aleaciones Al-1%Cu solidificadas unidireccionalmente.

Experiencia 5		Experiencia 1	
$\Delta V_L$ (cm/min)	$V_L$ (cm/min)	HV ( $\text{kg}/\text{mm}^2$ )	$e_{HV}$ ( $\text{kg}/\text{mm}^2$ )
0,07	0,2	35,3	1,38
0,12	0,7	39,4	1,62
0,13	1,7	44,2	1,85
0,09	0,74	42,4	1,81
0,25	6,8	45,2	1,89

**Tabla 4.41** - Relación entre HV y  $V_L$  para dos aleaciones Al-1%Cu solidificadas unidireccionalmente.

Experiencia 9		Experiencia 8	
$\Delta V_L$ (cm/min)	$V_L$ (cm/min)	HV (kg/mm <sup>2</sup> )	$e_{HV}$ (kg/mm <sup>2</sup> )
0,06	0,1	74,6	4,23
0,16	0,94	77,3	4,42
0,11	0,9	79,1	4,62
0,17	2,5	81,4	4,82
0,1	1,3	80,2	4,72

En las Figuras IV.52 a y b se presentan las variaciones de los valores de microdureza en función de las velocidades de las interfases para las dos aleaciones mencionadas. En las Figuras se puede observar que los valores de HV se incrementan a medida que aumentan las velocidades de las interfases líquidas.

Se sabe que los valores de microdureza se relacionan con la velocidad de la interfase a partir de una ecuación de la forma [37], [38], [47]:

$$HV = r_1 \cdot V_L^{-b_1} \quad (\text{IV.13})$$

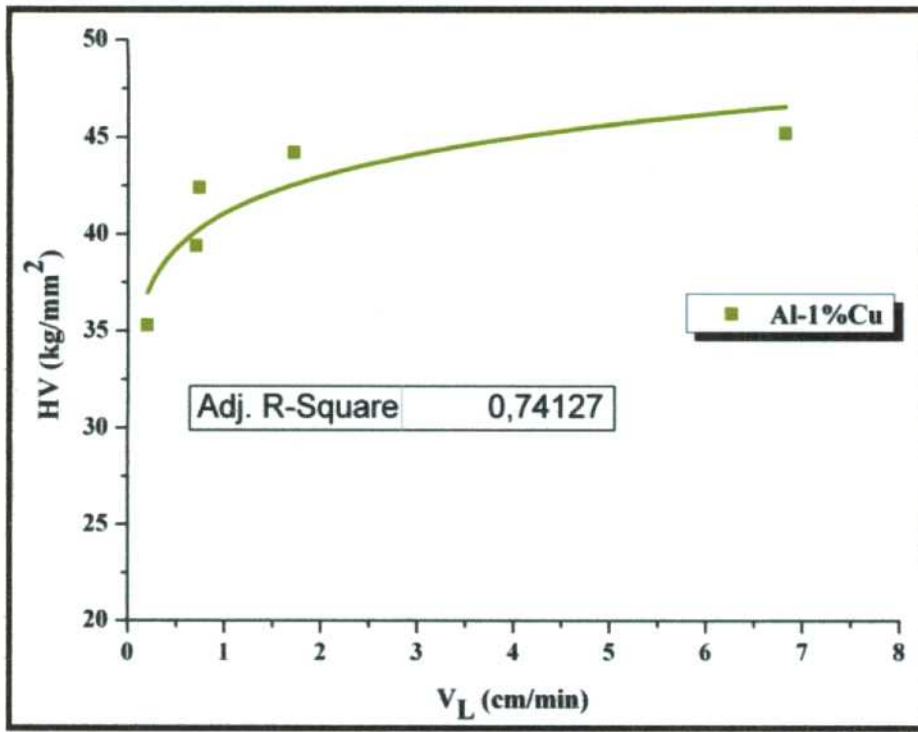
donde:

HV – Microdureza Vickers (kg/mm<sup>2</sup>).

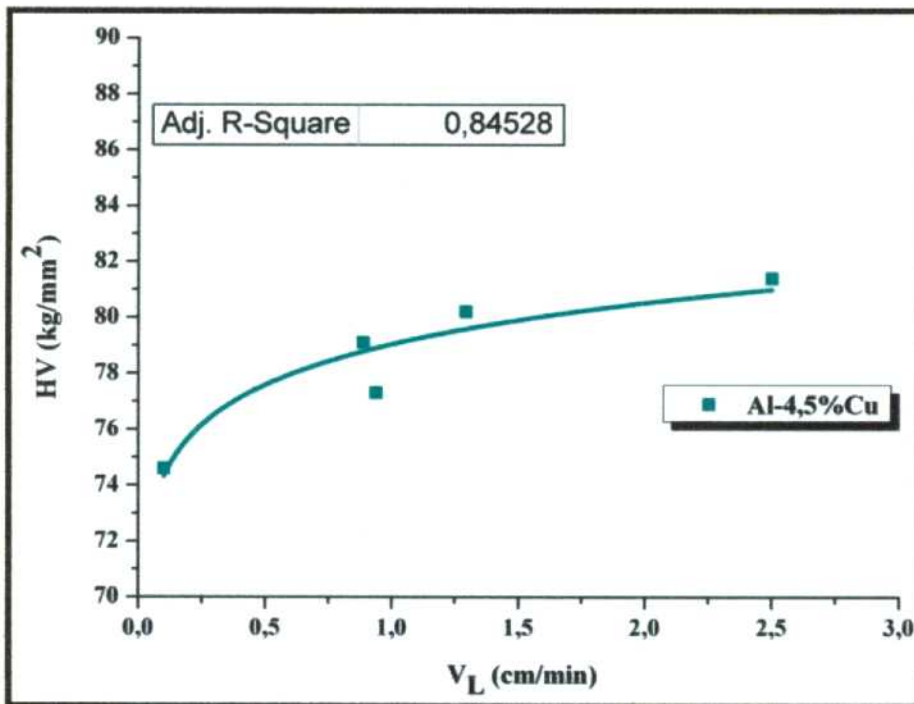
$V_L$  – Velocidad de la interfase líquida (cm/min).

$r_1$  y  $b_1$  – Constantes.

En la Tabla 4.42 se muestran los coeficientes obtenidos en las dos experiencias realizadas. La forma de la ecuación es similar a la obtenida por Büyük *et al.* [37], [38] que trabajaron en aleaciones ternarias de composiciones eutécticas, Kaya *et al.* [39], [47] realizaron el estudio de esta relación en aleaciones binarias y ternarias de composiciones eutécticas, Çadirli *et al.* [48] solidificaron aleaciones Pb-Sn y Ares *et al.* [49], [50] determinaron la relación entre los parámetros térmicos y las propiedades mecánicas en aleaciones Zn-Al.



a)



b)

Figura IV.52 – Microdureza en función de la velocidad de la interfase en aleaciones Al-Cu. a) Al-1%Cu. b) Al-4,5%Cu.

Tabla 4.42 – Coeficientes de la curva de HV vs.  $V_L$ .

Composición	$r_1$	$b_1$
Al-1%Cu	41	0,06
Al-4,5%Cu	79	0,02

#### 4.21.2. Correlación entre la microdureza “HV” y el gradiente de temperatura en el líquido “G<sub>L</sub>”

Para obtener la relación entre la HV y G<sub>L</sub> se utilizaron las mismas experiencias que en el ítem anterior (4.21.1.). A continuación se presentan los valores de HV, el error cometido en la determinación de los valores de microdureza “e<sub>HV</sub>”, el G<sub>L</sub> en las zonas de estructura columnar, de TCE y equiaxial y sus respectivos errores experimentales “ΔG<sub>L</sub>” en las Tablas 4.43 y 4.44.

Las Figuras IV.53 a) y b) indican la variación de la HV en función del G<sub>L</sub>. Se puede observar que a medida que se incrementan los valores de la HV disminuyen los valores de los G<sub>L</sub>.

La forma de variación de la HV con respecto a los G<sub>L</sub> se estableció mediante la siguiente ecuación:

$$HV = r_2 \cdot G_L^{-b_2} \quad (IV.14)$$

donde:

HV – Microdureza Vickers (kg/mm<sup>2</sup>).

V<sub>L</sub> – Velocidad de la interfase líquida (cm/min).

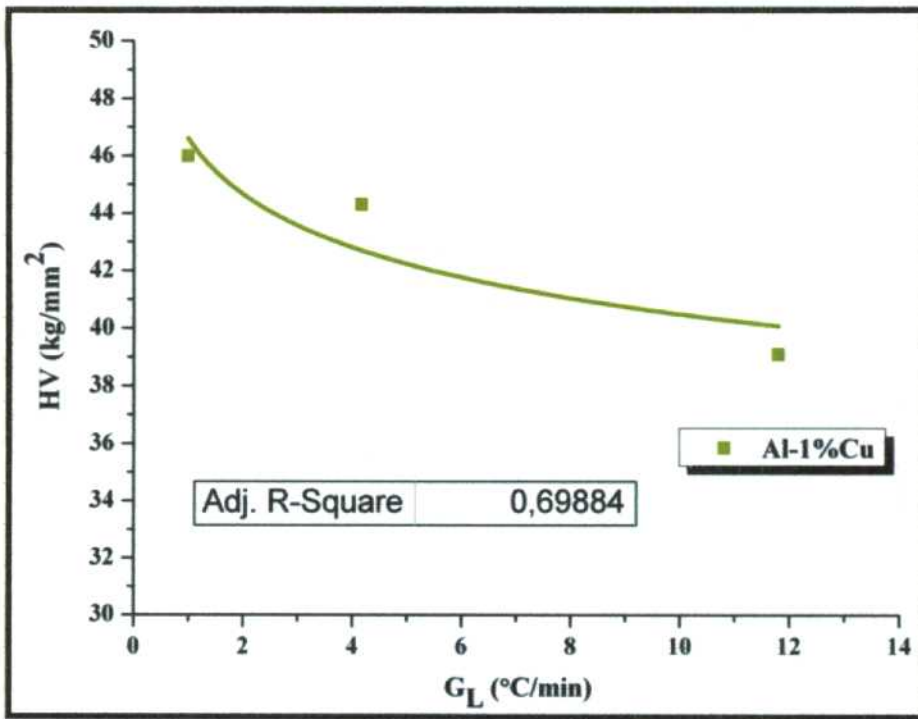
r<sub>2</sub> y b<sub>2</sub> – Constantes.

**Tabla 4.43** – Relación entre HV y G<sub>L</sub> para dos aleaciones Al-1%Cu solidificadas unidireccionalmente.

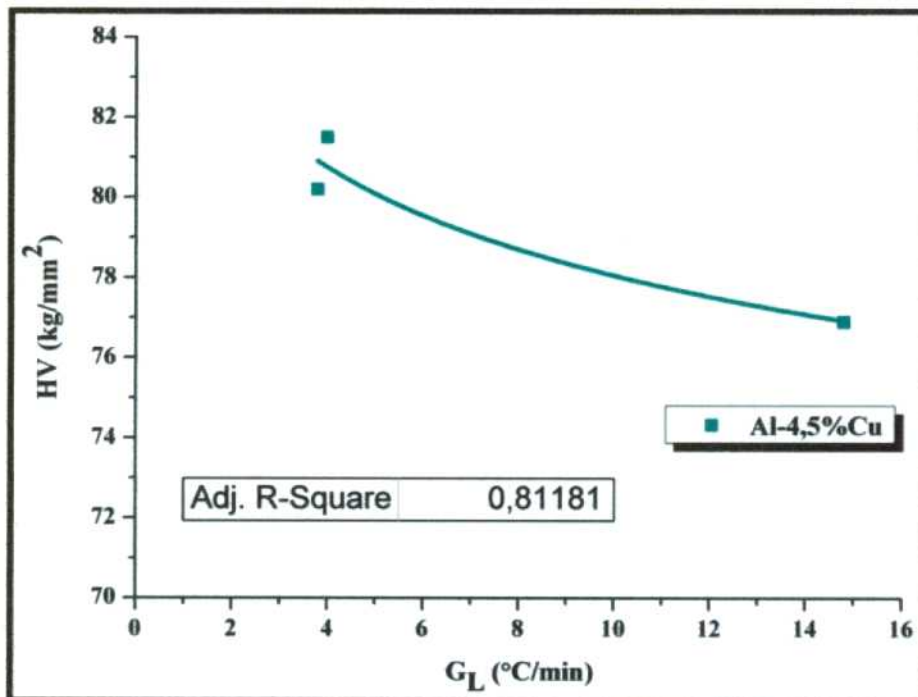
Estructura	Experiencia 5		Experiencia 1	
	G <sub>L</sub> (°C/cm)	ΔG <sub>L</sub> (°C/cm)	HV (kg/mm <sup>2</sup> )	e <sub>HV</sub> (kg/mm <sup>2</sup> )
Columnar	11,79	0,18	39,1	1,6
TCE	0,99	0,64	46	2,1
Equiaxial	4,17	0,49	44,3	1,9

**Tabla 4.44** – Relación entre HV y G<sub>L</sub> para dos aleaciones Al-4,5%Cu solidificadas unidireccionalmente.

Estructura	Experiencia 9		Experiencia 8	
	G <sub>L</sub> (°C/cm)	ΔG <sub>L</sub> (°C/cm)	HV (kg/mm <sup>2</sup> )	e <sub>HV</sub> (kg/mm <sup>2</sup> )
Columnar	14,8	0,13	76,9	4,42
TCE	3,8	0,52	80,2	4,72
Equiaxial	4	0,52	81,5	4,82



a)



b)

Figura IV.53 - Microdureza en función del gradiente de temperatura en el líquido, en aleaciones Al-Cu. a) Al-1%Cu. b) Al-4,5%Cu.

En la Tabla 4.45 se indican los valores de los coeficientes obtenidos en las mediciones. Se puede ver que los resultados obtenidos difieren de los encontrados por otros autores, tales como: Kaya *et al.* en [39], [47] quienes solidificaron direccionalmente aleaciones binarias y ternarias de composición eutéctica, determinando que la HV se incrementa a medida que aumenta el valor del  $G_L$ . Resultados similares a estos expusieron Büyük *et al.* en [37] y Çadirli *et al.* en [48].

Se observó que las curvas de HV vs.  $G_L$  realizadas en el presente trabajo tienen un comportamiento diferente al expuesto por los autores mencionados anteriormente (quienes

realizaron solidificaciones direccionales, sin cambio en la estructura de los granos en la longitud de las probetas, esto es, sin la ocurrencia del fenómeno de la TCE), pero como se presentó en la sección 4.20, donde los valores de la  $V_L$  alcanzan un valor mínimo, los  $G_L$  se hacen máximos (zona columnar), mientras que, cuando la  $V_L$  alcanza un valor máximo, los gradientes de temperatura alcanzan valores bajos (zona equiaxial).

**Tabla 4.45** – Coeficientes de la curva de HV vs.  $G_L$ .

<b>Composición</b>	<b><math>r_2</math></b>	<b><math>b_2</math></b>
<b>Al-1%Cu</b>	46	0,06
<b>Al-4,5%Cu</b>	85	0,03

## 4.22. Bibliografía

- [1] A. Garcia, "Influência das variáveis térmicas de solidificação na forma da macroestrutura e da microestrutura e correlação com propriedades decorrentes," *Projeções*, vol. 23, pp. 13-32, 2005.
- [2] A. E. Ares, "Transición columnar a equiaxial en aleaciones plomo estaño," Instituto Sábató, CNEA- UNSaM, 1997.
- [3] S. F. Gueijman, C. E. Schvezov, and A. E. Ares, "Vertical and Horizontal Directional Solidification of Zn-Al and Zn-Ag Diluted Alloys," *Materials Transactions*, vol. 51, no. 10, pp. 1861-1870, 2010.
- [4] A. E. Ares and C. E. Schvezov, "Solidification parameters during the columnar to equiaxed transition in lead-tin alloys," *Metallurgical and Materials Transactions*, vol. 31, no. A, pp. 1611-1625, 2000.
- [5] A. E. Ares and C. E. Schvezov, "Influence of Solidification Thermal Parameters on the Columnar to Equiaxed Transition of Aluminium-Zinc and Zinc-Aluminium Alloys," *Metallurgical and Materials Transactions*, vol. 38, no. A, pp. 1485-1499, 2007.
- [6] A. E. Ares, S. F. Gueijman, and C. E. Schvezov, "An experimental investigation of the columnar-to-equiaxed grain transition in aluminum-copper hypoeutectic and eutectic alloys," *Journal of Crystal Growth*, vol. 312, pp. 2154-2170, Jul. 2010.
- [7] C. A. Siqueira, N. Cheung, and A. Garcia, "Solidification thermal parameters affecting the columnar to equiaxed transition," *Metallurgical and Materials Transactions*, vol. 33, no. A, pp. 2107-2117, 2002.
- [8] C. A. Siqueira, N. Cheung, and A. Garcia, "The columnar to equiaxed transition during solidification of Sn-Pb alloys," *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 351, pp. 126-134, Mar. 2003.
- [9] A. E. Ares, S. F. Gueijman, R. Caram, and C. E. Schvezov, "Analysis of solidification parameters during solidification of lead and aluminum base alloys," *Journal of Crystal Growth*, vol. 275, no. 1-2, pp. 319-327, Feb. 2005.
- [10] C. A. Gandin, "Experimental study of the transition from constrained to unconstrained growth during directional solidification," *ISIJ International*, vol. 40, pp. 971-979, 2000.
- [11] C. A. Gandin, "from constrained to unconstrained growth during directional solidification," *Acta Materialia*, vol. 48, pp. 2483-2501, 2000.
- [12] R. B. Mahapatra and F. B. Weinberg, "Columnar to equiaxed transition in Al-3wt%Cu alloy," *Metallurgical Transactions*, vol. 3, no. 2, pp. 425-431, 1987.
- [13] I. Ziv and F. B. Weinberg, "The columnar to equiaxed transition in Al-3%Cu," *Metallurgical and Materials Transactions*, vol. 20, no. A, pp. 731-734, 1989.
- [14] D. J. S. Cooksey, D. Munson, M. P. Wilkinson, and A. Hellawell, "the Freezing of Some Continuous Binary Eutectic Mixtures," *Philosophical Magazine*, vol. 10, no. 107, pp. 745-769, 1964.
- [15] B. Chalmers, *Principles of solidification*, W & S. 1964.
- [16] R. M. Jordan and J. D. Hunt, "The growth of lamellar eutectic structures in the Pb-Sn and Al-CuAl<sub>2</sub> systems," *Metallurgical Transactions*, vol. 2, no. December, pp. 3401-3410, 1971.
- [17] R. M. Srivastava, J. Eckert, W. Löser, B. K. Dhindaw, and L. Schultz, "Cooling rate evaluation for bulk amorphous alloys from eutectic microstructures in casting processes," *Materials Transactions*, vol. 43, no. 7, pp. 1670-1675, 2002.
- [18] K. S. Cruz, I. L. Ferreira, J. E. Spinelli, N. Cheung, and A. Garcia, "Inverse segregation during transient directional solidification of an Al-Sn alloy: Numerical and experimental analysis," *Materials Chemistry and Physics*, vol. 115, pp. 116-121, May 2009.

- [19] V. R. Voller and S. Sundarraaj, "A model of inverse segregation : the role of microporosity," *Int. J. Heat Mass Transfer*, vol. 38, no. 6, pp. 1009-1018, 1995.
- [20] M. C. Flemings, *Solidifications Processing*. 1974.
- [21] M. Prates and G. J. Davies, *Solidificação e Fundição de Metais e suas Ligas*, Livros Téc. 1978.
- [22] I. L. Ferreira, C. A. Siqueira, C. A. Santos, and A. Garcia, "Theoretical and experimental analysis of inverse segregation during unidirectional solidification of an Al-6.2 wt.% Cu alloy," *Scripta Materialia*, vol. 49, pp. 339-344, Aug. 2003.
- [23] H. Biloni, "Cincuentenario del concepto de sobreenfriamiento contitucional," in *conocimiento sobre el origen y desarrollo de las estructuras de solidificación*, 2003.
- [24] R. C. Cardoso and M. Prates, "Comportamiento da Microsegregação de Ligas Alumínio-Cobre," *Revista Brasileira de Tecnologia*, vol. 7, pp. 107-112, 1976.
- [25] J. A. Burton, R. C. Prim, and W. P. Slichter, "The Distribution of Solute in Crystals Grown from the Melt. Part I. Theoretical," *The Journal of Chemical Physics*, vol. 21, no. 11, pp. 1987-1991, 1953.
- [26] W. A. Tiller, K. A. Jackson, J. W. Rutter, and B. Chalmers, "The redistribution of solute atoms during solidification of metals," *Act. Metallurgical*, vol. 1, pp. 428-437, 1953.
- [27] E. Vicente, "Solidificación Direccional de Aleaciones Monofásicas de Interfaz Plana, Instituto de Tecnología," Instituto Sábito, CNEA- UNSaM, 1997.
- [28] H. Biloni, *Physical Metallurgy, Chapter 9: Solidification*. 1983.
- [29] W. F. Smith and J. Hashemi, *Fundamentos de la Ciencia e Ingeniería de los Materiales*, Cuarta Edi. 2006.
- [30] W. D. Callister, *Materials Science and Engineering*, Seventh. 2007.
- [31] D. A. Porter and K. E. Easterling, *Phase Transformations in Metals and Alloys*, Second edi. 1992, pp. 207-233.
- [32] "Standard Test Methods for Microindentation Hardness of Materials," *ASTM E 384 - 99*, 2002.
- [33] A. E. Ares, R. Caram, and C. E. Schvezov, "Estudio de microdureza en aleaciones base aluminio y cobre," *Rev. Cienc. Tecnol.*, vol. 6, pp. 29-38, 2004.
- [34] A. E. Ares, S. F. Gueijman, and C. E. Schvezov, "Experimental Analysis of Thermal, Tensile and Microhardness Properties in Directional Solidified ZA, Zn-Ag and ZINAG Alloys," *The Minerals, Metals & Materials Society*, pp. 505-512, 2010.
- [35] A. E. Ares, I. P. Gatti, S. F. Gueijman, and C. E. Schvezov, "Mechanical Properties of Zinc-Aluminum Alloys Versus Structural and Thermal Parameters," *The Minerals, Metals & Materials Society*, pp. 659-666, 2009.
- [36] H. E. Boyer and T. L. Gall, *Metals handbook, Desk Edition, American society for metals, printed in United States of America*. 1985, pp. 35-18 and 35-20.
- [37] U. Büyük, N. Maraşlı, E. Çadırlı, H. Kaya, and K. Keşlioğlu, "Variations of microhardness with solidification parameters and electrical resistivity with temperature for Al-Cu-Ag eutectic alloy," *Current Applied Physics*, vol. 12, pp. 7-10, Jan. 2012.
- [38] U. Büyük and N. Maraşlı, "The microstructure parameters and microhardness of directionally solidified Sn-Ag-Cu eutectic alloy," *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 485, pp. 264-269, Oct. 2009.
- [39] H. Kaya, U. Büyük, E. Çadırlı, and N. Maraşlı, "Measurements of the microhardness , electrical and thermal properties of the Al - Ni eutectic alloy," *Materials & Design*, vol. 34, pp. 707-712, Feb. 2012.

- [40] X. W. Hu, S. M. Li, S. F. Gao, L. Liu, and H. Z. Fu, "Research on lamellar structure and microhardness in directionally solidified ternary Sn-40.5Pb-2.6Sb eutectic alloy," *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 493, pp. 116-121, Mar. 2010.
- [41] W. R. Osório and A. Garcia, "Modeling dendritic structure and mechanical properties of Zn - Al alloys as a function of solidification conditions," *Materials Science and Engineering A*, vol. 325, pp. 103-111, 2002.
- [42] A. E. Al-Rawajfeh and S. M. A. Qawabah, "Investigation of copper addition on the mechanical properties and corrosion resistance of commercially pure aluminum," vol. 14, no. 1, pp. 47-52, 2009.
- [43] A. E. Ares, S. F. Gueijman, and C. E. Schvezov, "Correlaciones entre parámetros térmicos, estructura y microdureza en aleaciones Zn-Al (ZA)," *Scientia Et Technica*, vol. XIII, no. 36, pp. 369-374, 2007.
- [44] R. N. Grugel, "Secondary and tertiary dendrite arm spacing relationships in directionally solidified Al-Si alloys," *J. Materials Science*, vol. 28, pp. 677-683, 1993.
- [45] W. Kurz and D. J. Fisher, "Dendrite growth at the limit of stability: tip radius and spacing," *Acta metallurgica*, vol. 29, pp. 11-20, 1981.
- [46] J. D. Hunt, "in: Solidification and casting of metals," in *The metals society*, 1979, pp. 3-9.
- [47] H. Kaya, E. Çadirli, M. Gündüz, and A. Ülgen, "Effect of the temperature gradient , growth rate , and the interflake spacing on the microhardness in the directionally solidified Al-Si eutectic alloy," *Journal of Materials Engineering and Performance*, vol. 12, pp. 544-551, 2003.
- [48] E. Çadirli, U. Büyük, S. Engin, H. Kaya, and N. Marasli, "Variations of microhardness with the solidification processing parameters and thermo-electrical properties with the temperature in the Sn-Cu alloy," *Kovove Mater*, vol. 47, pp. 381-387, 2009.
- [49] A. E. Ares, S. F. Gueijman, and C. E. Schvezov, "Resistencia a la tracción y microdureza en función del tamaño y tipo de estructura de aleaciones ZA1 hipoeutécticas y ZA5 eutécticas," *Anales de AFA*, vol. 21, pp. 209-215, 2009.
- [50] A. E. Ares, S. F. Gueijman, and C. E. Schvezov, "Correlaciones entre parámetros térmicos, estructura y microdureza en aleaciones Zinc-Aluminio (ZA)," *Scientia et technica año XIII*, no. 36, pp. 369-374, 2007.

# CAPÍTULO V

---

## Resumen, Conclusiones y Propuestas para Trabajos Futuros

*En este capítulo se presenta el resumen y las principales conclusiones del presente trabajo de Tesis de Maestría, así como se proponen trabajos futuros a realizar.*

---

### 5.1. Resumen

El estudio del presente trabajo de Tesis se inició con una revisión bibliográfica sobre los diferentes tipos de estructuras de granos que se pueden formar, dependiendo de la variación de los parámetros térmicos, durante la solidificación direccional y los principales mecanismos de formación de los granos equiaxiales adelante del frente de crecimiento columnar.

Posteriormente, se realizó la solidificación unidireccional ascendente de 19 probetas de aleaciones Al-Cu de composiciones hipoeutécticas (Al-1%Cu, Al-4,5%Cu y Al-15%Cu) y eutécticas (Al-33,2%Cu) para diferentes velocidades de enfriamiento, con el fin de estudiar el fenómeno de la transición de la estructura columnar a equiaxial "TCE". Se pudo observar que la ubicación de la zona de transición se encontró en el rango de 1,3 cm a 6,5 cm, dependiendo de las condiciones en que solidificó cada probeta.

Se sabe que entre las morfologías obtenidas durante la solidificación de las aleaciones, una de las más conocidas es el crecimiento dendrítico, este tipo de morfología está caracterizado por parámetros microestructurales (denominados espaciamientos dendríticos primarios " $\lambda_1$ ", secundarios " $\lambda_2$ ", terciarios " $\lambda_3$ " y los espaciamientos eutécticos " $\lambda$ ") y por la segregación del soluto (microsegregación) que determinan las propiedades finales del material solidificado.

En cada una de las experiencias se determinó la ubicación de las zonas de estructura columnar, de TCE y equiaxial. Para poder caracterizar los diferentes tipos de estructuras de solidificación (a nivel macroscópico y microscópico) presentes en cada una de las zonas se procedió a medir los parámetros metalográficos, como ser: el tamaño de los granos "g", los espaciamientos dendríticos primarios " $\lambda_1$ ", secundarios " $\lambda_2$ ", terciarios " $\lambda_3$ " y los espaciamientos eutécticos " $\lambda$ ".

Se efectuaron las medidas de composición a nivel macroscópico y microscópico para las cuatro composiciones estudiadas, en donde se pudo apreciar que los valores de composición en cada zona donde se tomaron las medidas se encontraron alejados del valor nominal (tanto a nivel macroscópico como microscópico). Esta diferencia de valores aparece como consecuencia de las condiciones de solidificación de cada una de las probetas, como así también, de los materiales bases utilizados para preparar la aleación (como se mencionó en la sección 4.4.1.)

Además, se midieron los valores de la microdureza Vickers "HV" a lo largo y a lo ancho de las probetas. De igual manera, se determinaron los valores de HV en cada una de las fases presentes para las aleaciones de composiciones Al-4,5%Cu, Al-15%Cu y Al-33,2%Cu en las que se encontró que los valores de HV son muy superiores en la fase intermetálica.

Para un total de siete probetas (2 de Al-1%Cu, 3 de Al-4,5%Cu, 1 de Al-15%Cu y 1 de Al-33,2%Cu) se registraron las temperaturas durante el proceso de solidificación unidireccional, utilizando un sistema de 6 termocuplas tipo K (conectadas a un adquisidor de datos con registro de las temperaturas en línea), equidistantes 1,5 cm entre sí, ubicadas en el interior de un molde de Borosilicato. Esto permitió obtener las curvas de temperatura en función del tiempo (ó curvas de enfriamiento). Una vez trazada la curva de enfriamiento se procedió a calcular los parámetros térmicos; tales como: la temperatura de sobrecalentamiento, la

velocidad de enfriamiento " $\dot{T}$ ", el gradiente de temperatura " $G_L$ ", las velocidades de la interfase líquida " $V_L$ ", la interfase sólida " $V_S$ " y la velocidad de solidificación local " $V^*$ ", entre otros.

Entre los parámetros térmicos se puede mencionar que los valores promedios de las " $\dot{T}$ " se encontraron en el rango de 9,5 °C/min (0,16 K/s) y 17,3 °C/min (0,29 K/s), mientras que al momento de la TCE los valores de  $V_L$  y  $G_L$  se encuentran en el rango de 1,2 cm/min ( $0,2 \cdot 10^{-3}$  m/s) a 1,9 cm/min ( $0,3 \cdot 10^{-3}$  m/s) y de 0,99 °C/cm (99 K/m) a 5,11 °C/cm (511 K/m), respectivamente.

En la siguiente etapa se realizaron las correlaciones entre:

- HV y los espaciamientos dendríticos secundarios " $\lambda_2$ ", los espaciamientos eutécticos " $\lambda$ ", el tamaño de los granos " $g$ ", el porcentaje en peso de Cobre "%Cu", la velocidad de la interfase líquida " $V_L$ " y los gradientes de temperatura en el líquido " $G_L$ ".
- El espaciamiento dendrítico  $\lambda_2$  con el porcentaje en peso de Cobre, el tamaño de los granos y los tiempos de solidificación locales.
- La longitud de la zona columnar " $L_{col}$ " con la velocidad de enfriamiento " $\dot{T}$ " y las temperaturas de los sobrecalentamientos.
- El espaciamiento dendrítico  $\lambda_1$  y las velocidades de las interfases líquidas, comparando estos resultados con los modelos propuestos por Hunt y por Kurz y Fisher.
- Las velocidades de las interfases líquidas y los gradientes de temperatura.

Finalmente, la realización del presente trabajo de Tesis de Maestría permitió obtener las siguientes conclusiones.

## 5.2. Conclusiones

- 1- En todas las experiencias se observó una zona de la transición de estructura columnar a equiaxial "TCE" con un cambio gradual desde la estructura completamente columnar a la enteramente equiaxial y en ningún caso el cambio fue de manera abrupta. Además, se observó que el molde de vidrio en el interior de la aleación, utilizado para proteger a las termocuplas, no actuó como agente nucleante de los granos equiaxiales.
- 2- El tamaño de los granos en la zona equiaxial resultó ser mayor a los de la zona columnar y de TCE. Mientras que en la zona columnar el tamaño de los granos puede ser mayor, menor o igual a los obtenidos en la zona de TCE.
- 3- Las medidas de composición en la zona interdendrítica (fase intermetálica  $Al_2Cu$ ) contienen un porcentaje de Cobre superior al que indica el diagrama de equilibrio de fases, como se observó en aleaciones Al-4,5%Cu. Asimismo, en la fase en solución sólida (fase  $\alpha$ ) el contenido de Cobre se encontró por debajo del valor nominal esperado.
- 4- Las medidas de los valores de los espaciamientos dendríticos primarios " $\lambda_1$ " son mayores en la zona de TCE que en la zona de estructura columnar. Los espaciamientos dendríticos  $\lambda_1$  en la zona equiaxial pueden ser mayores, menores o iguales que en la zona de TCE.
- 5- Los espaciamientos dendríticos secundarios " $\lambda_2$ " en la zona de los granos equiaxiales son mayores que en la zona de estructura columnar. En la zona de TCE los valores son intermedios o aproximadamente iguales a los de la zona equiaxial.
- 6- Se observó que los espaciamientos dendríticos terciarios " $\lambda_3$ " son mayores en la zona de TCE que en la zona de estructura columnar y vuelven a disminuir en la zona equiaxial.
- 7- Los valores de microdureza Vickers "HV" medidos en la longitud de las probetas, son superiores en la zona de TCE respecto a los valores de la zona columnar. Asimismo, los valores de la zona equiaxial pueden ser, mayores, menores o iguales a los de la zona de

TCE. Los valores de microdureza en la dirección transversal de las probetas, son mayores en los bordes o aproximadamente iguales a los valores en el centro de las mismas.

- 8- Las medidas de microdureza Vickers “HV” en la fase  $\alpha$  son superiores en la zona columnar que en la zona equiaxial, tomando valores intermedios en la zona de TCE. En la fase intermetálica las medidas de HV son mayores en la zona equiaxial que en la zona columnar y nuevamente toman valores intermedios en la zona de TCE.
- 9- Los valores de microdureza Vickers, se incrementan con el aumento del contenido de Cobre en la aleación.
- 10- Los valores de microdureza Vickers en aleaciones Al-Cu, de composiciones hipoeutécticas, se incrementan a medida que aumentan los valores de los espaciamientos dendríticos secundarios.
- 11- Los espaciamientos eutécticos “ $\lambda$ ” disminuyen a medida que aumentan los valores de microdureza Vickers.
- 12- Existe una correlación entre los valores de microdureza Vickers y las medidas de los tamaños de los granos, esta correlación depende del tipo de estructura de grano (columnar ó equiaxial). En cambio, los valores de los espaciamientos dendríticos secundarios se incrementan a medida que aumenta el tamaño de los granos, pero esta correlación es independiente del tipo de estructura de grano (columnar ó equiaxial).
- 13- Los gradientes de temperatura en el líquido “ $G_L$ ” delante del frente de crecimiento columnar alcanzan un valor mínimo y crítico cuando se produce la TCE. Estos valores están en el rango de 0,99 °C/cm (99 K/m) a 5,11 °C/cm (511 K/m).
- 14- La velocidad de la interfase líquida “ $V_L$ ” alcanza su valor máximo (crítico) al momento en que se produce la TCE. Los valores para todas las aleaciones estudiadas están en el rango de 1,2 cm/min ( $0,2 \cdot 10^{-3}$  m/s) a 1,9 cm/min ( $0,3 \cdot 10^{-3}$  m/s).
- 15- Para aleaciones con la misma concentración de soluto (Cobre) la longitud de la zona columnar es mayor para una mayor velocidad de enfriamiento. Del mismo modo, para aleaciones con igual velocidad de enfriamiento, la longitud de la zona columnar es menor para la aleación que contiene mayor cantidad de soluto.
- 16- No se observó correlación entre la temperatura de sobrecalentamiento y la longitud de la zona columnar.
- 17- El espaciamiento dendrítico secundario “ $\lambda_2$ ” se incrementa a medida que se aumenta el tiempo de solidificación local “ $t_{SL}$ ”.
- 18- La zona de los granos equiaxiales se produce para bajos gradientes de temperatura y altas velocidades de las interfases, mientras que la zona de granos columnares se produce para altos gradientes de temperatura y bajas velocidades de las interfases. La posición de la TCE se produce en una zona donde los gradientes de temperatura son mínimos y las velocidades de las interfases alcanzan valores intermedios, entre los dos casos expuestos anteriormente.
- 19- Se observó que los valores de la microdureza Vickers se incrementan a medida que aumentan los valores de las velocidades de las interfases líquidas.
- 20- Los valores de la microdureza Vickers disminuyen a medida que descienden los valores de los gradientes de temperatura.

### **5.3. Propuesta de Trabajos Futuros**

A partir del trabajo realizado en la presente Tesis de Maestría, se proponen como tareas futuras:

1. Realizar experiencias de solidificación direccional horizontal de aleaciones Al-Cu, comparando la solidificación vertical con la horizontal.
2. Realizar ensayos mecánicos de tracción y desgaste en aleaciones Al-Cu y comparar los resultados con los obtenidos en las mediciones de microdureza Vickers.
3. Analizar el efecto de la orientación cristalográfica de los granos en la posición en que ocurre la transición de la estructura columnar a equiaxial "TCE".
4. Establecer leyes empíricas correlacionando los parámetros térmicos, metalográficos y mecánicos.

# APÉNDICES

## APÉNDICE I: Cantidad de material

### I.1. Cálculo de la densidad promedio

La densidad promedio “ $\rho_{ave}$ ” [1] de una aleación binaria, se obtiene a partir de la siguiente ecuación:

$$\rho_{ave} = \frac{100}{\frac{C_{Al}}{\rho_{Al}} + \frac{C_{Cu}}{\rho_{Cu}}} \quad (I.1)$$

donde:

- $C_{Al}$  y  $C_{Cu}$ , corresponden a los porcentajes en peso del Aluminio y del Cobre, respectivamente.
- $\rho_{Al} = 2,7 \text{ g/cm}^3$  y  $\rho_{Cu} = 8,96 \text{ g/cm}^3$  corresponden a las densidades del Aluminio y del Cobre, respectivamente [2].

Como ejemplo se presenta el procedimiento de cálculo para una aleación Al-15%Cu (% en peso), ya que el mismo se repite para las demás concentraciones. Las densidades promedio para la aleación indicada se calculan de la siguiente manera:

$$\rho_{ave} = \frac{100}{\frac{85}{2,7 \frac{\text{g}}{\text{cm}^3}} + \frac{15}{8,96 \frac{\text{g}}{\text{cm}^3}}} = 3,02 \frac{\text{g}}{\text{cm}^3} \quad (I.2)$$

### I.2. Cálculo del volumen y masa de material

El volumen de material “Vol” se calcula en función de las dimensiones del molde y la altura deseada de la probeta, que cuenta con las medidas que se indican en el esquema de la Figura 1.1. En este trabajo la altura de las probetas es de 12 cm, es decir que el volumen necesario de material es:

$$Vol = \pi \cdot \frac{d^2}{4} \cdot H = \pi \cdot \frac{(2,15 \text{ cm})^2}{4} \cdot (12 \text{ cm}) = 43,57 \text{ cm}^3 \quad (I.3)$$

donde:

- d- Diámetro interno del tubo de vidrio (2,15 cm).
- H- Altura de la probeta. (12 cm).

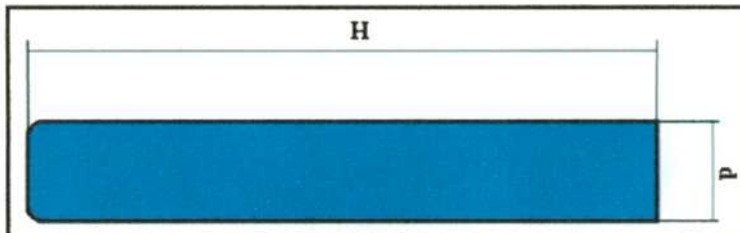


Figura I.1 – Esquema de las dimensiones del tubo de vidrio.

La masa total de la aleación se obtiene realizando el producto entre el volumen de material que se desea obtener y la densidad promedio de la misma.

$$m_{total} = \rho_{ave} \cdot Vol \quad (I.4)$$

La masa total de la aleación es:

$$m_{total} = 3,02 \frac{g}{cm^3} \cdot 43,57 cm^3 = 131,58g \quad (I.5)$$

### I.3. Cálculo de las masas de los componentes base:

Una vez obtenida la masa total de la aleación, la masa de Cobre " $m_{Cu}$ " que se utilice quedará determinada por el porcentaje en peso de Cobre (15% de Cobre en el caso analizado) que contenga el Aluminio. Una vez finalizada la preparación, la misma se calcula como se indica a continuación:

$$m_{Cu} = (0,15) \cdot (131,58g) = 19,74g \quad (I.6)$$

Como se mencionó anteriormente los materiales base son la aleación madre de composición eutéctica (33,2%Cu en peso) y el Aluminio, es decir, que como no se utilizó Cobre puro, el mismo se encuentra contenido dentro de la aleación madre y la masa total de la aleación se completa con el Aluminio, como se indica a continuación:

La masa total de la aleación eutéctica " $m_{eutético}$ " es:

$$m_{Cu} = (0,33) \cdot m_{eutético} \Rightarrow m_{eutético} = \frac{m_{Cu}}{0,33} \quad (I.7)$$

Donde 0,332 corresponde al porcentaje en peso de Cobre dentro de la aleación eutéctica.

La masa total del Aluminio " $m_{Al}$ " está dada por:

$$m_{Al} = m_{total} - m_{eutético} \quad (I.8)$$

Para el caso analizado, tendremos:

$$m_{eutético} = \frac{m_{Cu}}{0,33} = \frac{19,74g}{0,33} = 59,45g \quad (I.9)$$

$$m_{Al} = m_{total} - m_{eutético} = 131,58g - 59,45g = 72,13g \quad (I.10)$$

#### **I.4. Bibliografía:**

- [1] W. D. Callister, *Materials Science and Engineering*, Seventh. 2007.
- [2] “ASM Handbook, Properties and selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials, ASM International Handbook Committee,” vol. 2, 2004.

## APÉNDICE II: Propiedades termofísicas

Las propiedades termofísicas que describen cada uno de los sistemas binarios de aleaciones Al-Cu son obtenidos como un promedio del porcentaje de los elementos presentes en cada fase (dependiendo de que la propiedad se mida sobre la fase en estado sólido o en estado líquido).

En el presente Apéndice se realiza el cálculo de los parámetros termofísicos para una aleación Al-4,5%Cu, pero el procedimiento se extiende a todas las concentraciones restantes (Al-1%Cu, Al-15%Cu y Al-33,2%Cu).

### II.1. Cálculo de la conductividad térmica

La conductividad térmica para una aleación Al-4,5%Cu en sus fases sólidas “ $k_S$ ” y líquidas “ $k_L$ ”, viene dada por:

$$k_S = k_{S-Al} \cdot \frac{95,5\%}{100\%} + k_{S-Cu} \cdot \frac{4,5\%}{100\%} = 222 \frac{W}{m \cdot K} \cdot 0,955 + 39 \cdot 0,045 \frac{W}{m \cdot K} = 230 \frac{W}{m \cdot K} \quad (II.1)$$

$$k_L = k_{L-Al} \cdot \frac{95,5\%}{100\%} + k_{L-Cu} \cdot \frac{4,5\%}{100\%} = 92 \frac{W}{m \cdot K} \cdot 0,955 + 334,3 \cdot 0,045 \frac{W}{m \cdot K} = 102,9 \frac{W}{m \cdot K} \quad (II.2)$$

donde:

- $k_{S-Cu}$  y  $k_{L-Cu}$  representan las conductividades térmicas del Cobre en las fases sólidas y líquidas, respectivamente (W/m.K).
- $k_{S-Al}$  y  $k_{L-Al}$  representan las conductividades térmicas del Aluminio en sus fases sólidas y líquidas, respectivamente (W/m.K).

### II.2. Cálculo del calor específico

El cálculo de los calores específicos para una aleación Al-4,5%Cu en las fases sólidas “ $c_S$ ” y líquidas “ $c_L$ ” se determina de la siguiente manera:

$$c_S = c_{S-Al} \cdot \frac{95,5\%}{100\%} + c_{S-Cu} \cdot \frac{4,5\%}{100\%} = 1123 \frac{J}{kg \cdot K} \cdot 0,955 + 386 \cdot 0,045 \frac{J}{kg \cdot K} = 1090 \frac{J}{kg \cdot K} \quad (II.3)$$

$$c_L = c_{L-Al} \cdot \frac{95,5\%}{100\%} + c_{L-Cu} \cdot \frac{4,5\%}{100\%} = 1086 \frac{J}{kg \cdot K} \cdot 0,955 + 494 \cdot 0,045 \frac{J}{kg \cdot K} = 1059,4 \frac{J}{kg \cdot K} \quad (II.4)$$

donde:

- $c_{S-Cu}$  y  $c_{L-Cu}$  corresponden a los calores específicos del Cobre en las fases sólidas y líquidas, respectivamente (J/kg.K).
- $c_{S-Al}$  y  $c_{L-Al}$  corresponden a los calores específicos del Aluminio en sus fases sólidas y líquidas, respectivamente (J/kg.K).

### II.3. Cálculo de la densidad

Las densidades en los estados sólido “ $\rho_S$ ” y líquido “ $\rho_L$ ” para una aleación de composición hipoeutéctica Al-4,5%Cu se determinan de la siguiente manera:

$$\rho_S = \rho_{S-Al} \cdot \frac{95,5\%}{100\%} + \rho_{S-Cu} \cdot \frac{4,5\%}{100\%} = 2,55 \frac{\text{g}}{\text{cm}^3} \cdot 0,955 + 8,36 \frac{\text{g}}{\text{cm}^3} \cdot 0,045 = 2,81 \frac{\text{g}}{\text{cm}^3} \quad (\text{II.5})$$

$$\rho_L = \rho_{L-Al} \cdot \frac{95,5\%}{100\%} + \rho_{L-Cu} \cdot \frac{4,5\%}{100\%} = 2,38 \frac{\text{g}}{\text{cm}^3} \cdot 0,955 + 7,97 \frac{\text{g}}{\text{cm}^3} \cdot 0,045 = 2,63 \frac{\text{g}}{\text{cm}^3} \quad (\text{II.6})$$

donde:

- $\rho_{S-Cu}$  y  $\rho_{L-Cu}$  corresponden a las densidades del Cobre en las fases sólidas y líquidas, respectivamente ( $\text{g}/\text{cm}^3$ ).
- $\rho_{S-Al}$  y  $\rho_{L-Al}$  corresponden a las densidades del Aluminio en sus fases sólidas y líquidas, respectivamente ( $\text{g}/\text{cm}^3$ ).

#### II.4. Cálculo del calor latente de fusión

El calor latente de fusión "L" se determina como un promedio de los calores latentes de cada uno de los elementos componentes de la aleación.

$$L = L_{Al} \cdot \frac{95,5\%}{100\%} + L_{Cu} \cdot \frac{4,5\%}{100\%} = 397 \frac{\text{kJ}}{\text{kg}} \cdot 0,955 + 205 \frac{\text{kJ}}{\text{kg}} \cdot 0,045 = 388,4 \frac{\text{kJ}}{\text{kg}} \quad (\text{II.7})$$

donde:

- $L_{Cu}$  calor latente de fusión del Cobre ( $\text{kJ}/\text{kg}$ ).
- $L_{Al}$  calor latente de fusión del Aluminio ( $\text{kJ}/\text{kg}$ ).

#### II.5. Determinación del coeficiente de distribución de equilibrio

El Coeficiente de Distribución de Equilibrio " $k_0$ ", es definido por el diagrama de fases, considerando a las líneas liquidus y solidus como rectas.

$$k_0 = \frac{C_S}{C_L} \quad (\text{II.8})$$

donde:

- $C_S$  y  $C_L$  representan la concentración de soluto en el sólido y en el líquido (a una misma temperatura, T) respectivamente.

Partiendo de considerar como rectas a las líneas de solidus y liquidus (para mayor facilidad de cálculo), el valor de  $k_0$  será constante. Con los pares ordenados que se indican a continuación se determinaron las pendientes de liquidus y solidus respectivamente (ver Figura II.1):

- línea liquidus:  $(0, T_f), (C_{eutéctica}, T_{eutéctica}) \rightarrow (0, 660,4^\circ\text{C}), (33,2\%\text{Cu}, 548,2\%\text{Cu})$ .
- línea solidus:  $(0, T_f), (C_{máx.}, T_{eutéctica}) \rightarrow (0, 660,4^\circ\text{C}), (5,65\%\text{Cu}, 548,2\%\text{Cu})$

donde:

- $T_f$  – Temperatura de fusión del Aluminio.
- $T_{eutéctica}, C_{eutéctica}$  – Temperatura y composición eutéctica, respectivamente.
- $C_{máx.}$  – Punto de máxima solubilidad del Cobre en el Aluminio.

$$m_L = \frac{\Delta T}{\Delta C} = \frac{T_f - T_{\text{eutéctica}}}{C_f - C_{\text{eutéctica}}} = \frac{660,4^\circ\text{C} - 548,2^\circ\text{C}}{0\% \text{ peso} - 33,2\% \text{ peso}} = -3,38 \frac{^\circ\text{C}}{\% \text{ peso}} \quad (\text{II.9})$$

$$m_S = \frac{\Delta T}{\Delta C} = \frac{T_f - T_{\text{máx}}}{C_f - C_{\text{máx}}} = \frac{660,4^\circ\text{C} - 548,2^\circ\text{C}}{0\% \text{ peso} - 5,65\% \text{ peso}} = -19,86 \frac{^\circ\text{C}}{\% \text{ peso}} \quad (\text{II.10})$$

A partir de la ecuación de cada una de las rectas que se indican a continuación se puede determinar las composiciones  $C_L$  y  $C_S$ .

$$T = 660,4^\circ\text{C} - 19,86 \frac{^\circ\text{C}}{\% \text{ peso}} \cdot C_S \Rightarrow C_S = \frac{(T - 660,4^\circ\text{C})}{-19,86} \% \text{ peso} \quad (\text{II.11})$$

$$T = 660,4^\circ\text{C} - 3,38 \frac{^\circ\text{C}}{\% \text{ peso}} \cdot C_L \Rightarrow C_L = \frac{(T - 660,4^\circ\text{C})}{-3,38} \% \text{ peso} \quad (\text{II.12})$$

A partir de los valores de  $C_L$  y  $C_S$  se puede determinar finalmente el valor de  $k_0$ , que es igual a:

$$k_0 = \frac{C_S}{C_L} = \frac{\frac{(T - 660,4^\circ\text{C})}{-19,86} \% \text{ peso}}{\frac{(T - 660,4^\circ\text{C})}{-3,38} \% \text{ peso}} = \frac{-3,38}{-19,86} = 0,17 \quad (\text{II.13})$$

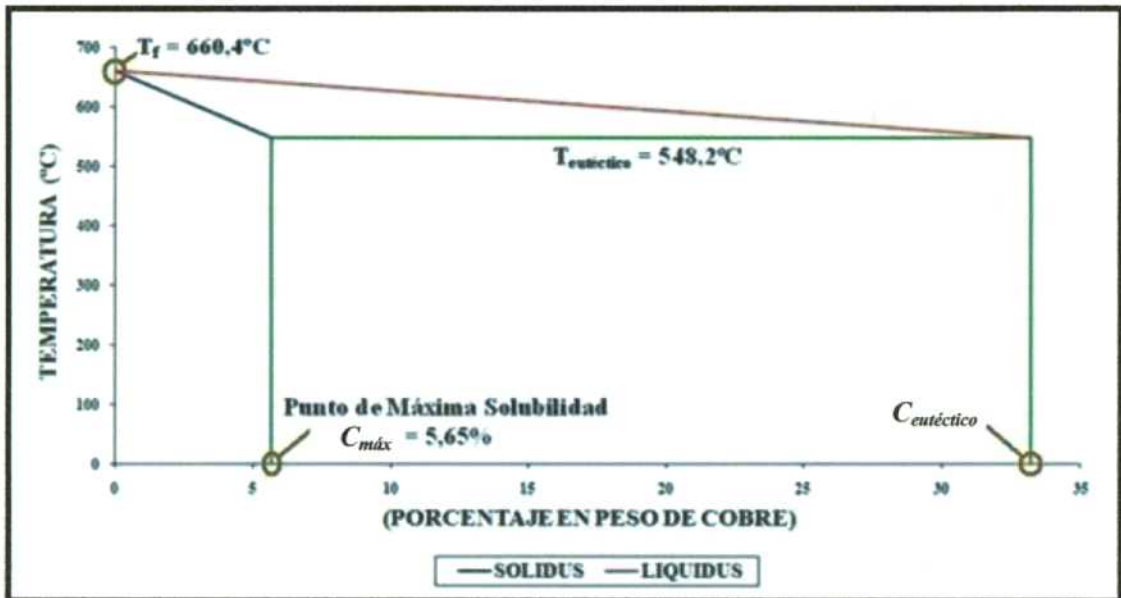


Figura II.1 – Diagrama de equilibrio de fases Al-Cu considerando a las líneas de solidus y liquidus como rectas.

## APÉNDICE III: Transición de estructura columnar a equiaxial "TCE"

La zona de TCE es identificada en las macrografías determinando la zona donde coexisten ambos tipos de estructuras; es decir, la estructura de granos columnares y equiaxiales.

En las imágenes que van desde la Figuras III.1 hasta la III.4 se muestran las macrografías de todas las experiencias realizadas. Se puede observar que en la base de las probetas los granos poseen una estructura puramente columnar, consistente en granos alargados, orientados verticalmente hacia arriba (por debajo de la línea roja), dado que la solidificación es del tipo verticalmente ascendente. La zona de la TCE, se ubica entre las líneas de color rojo y azul y, finalmente, la zona de granos puramente equiaxiales de las probetas se sitúa en la parte superior de las mismas, y se ubican por encima de la línea de color azul en las figuras.

En cada una de las macrografías se representan con una flecha de color azul y otra de color verde la dirección de crecimiento de las estructuras y la dirección de extracción de calor, respectivamente (ubicadas en la base de cada una de las probetas).

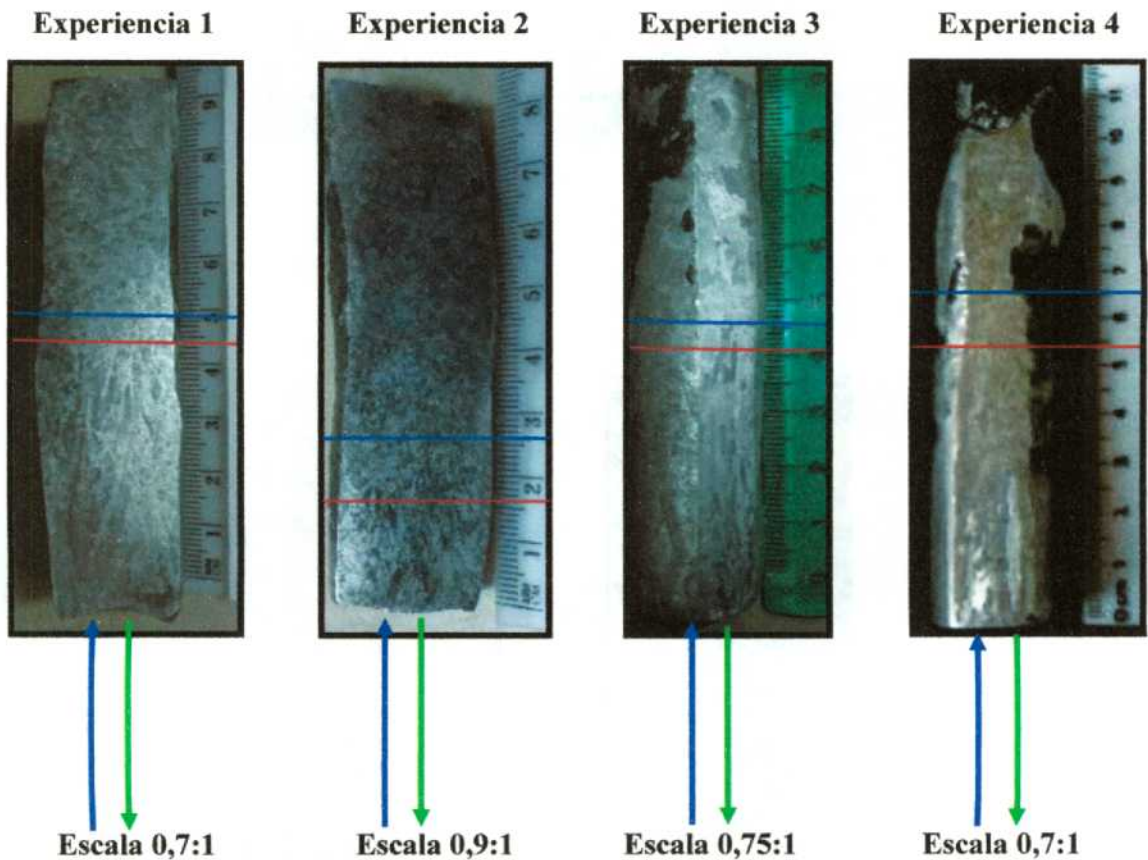
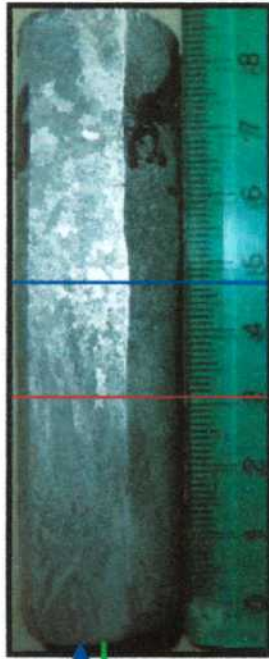


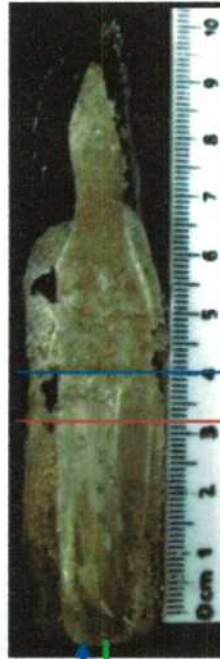
Figura III.1- Macrografías de probetas solidificadas unidireccionalmente de aleaciones Al-1%Cu.

**Experiencia 8**



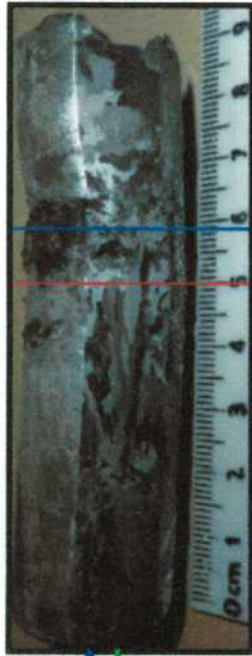
**Escala 0,95:1**

**Experiencia 9**



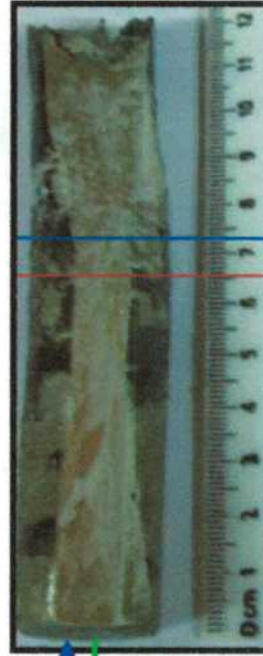
**Escala 0,8:1**

**Experiencia 10**



**Escala 0,9:1**

**Experiencia 11**



**Escala 0,75:1**

**Figura III.2 – Macrografías de probetas solidificadas unidireccionalmente de aleaciones Al-4,5%Cu.**

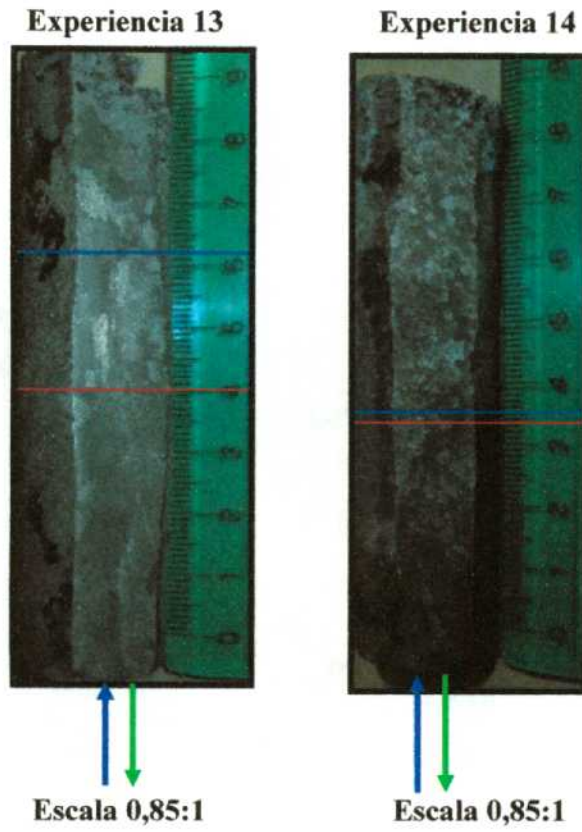


Figura III.3 – Macrografías de probetas solidificadas unidireccionalmente de aleaciones Al-15%Cu.

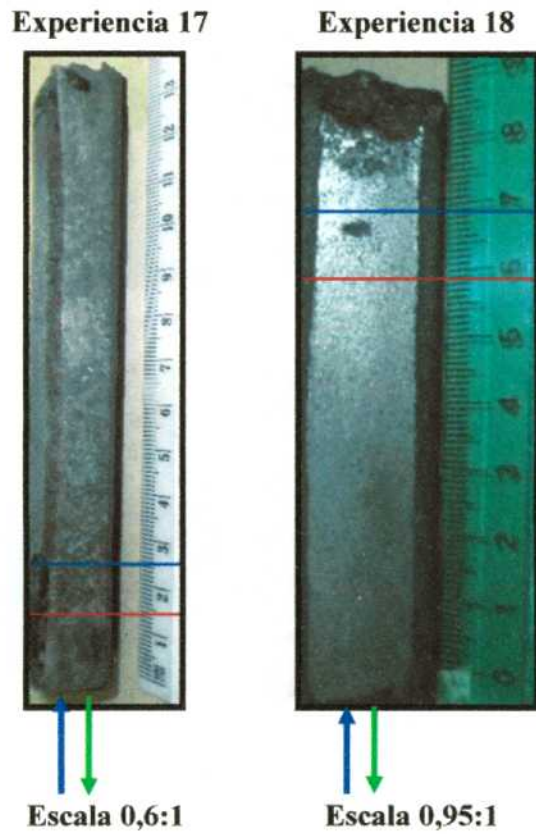
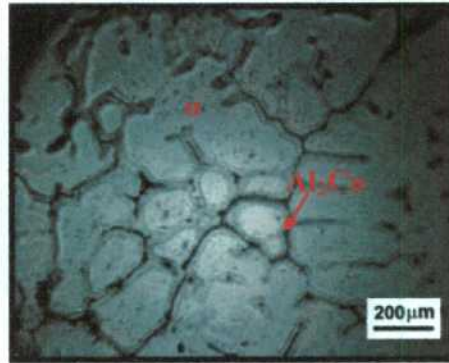


Figura III.4 – Macrografías de probetas solidificadas unidireccionalmente de aleaciones Al-33,2%Cu.

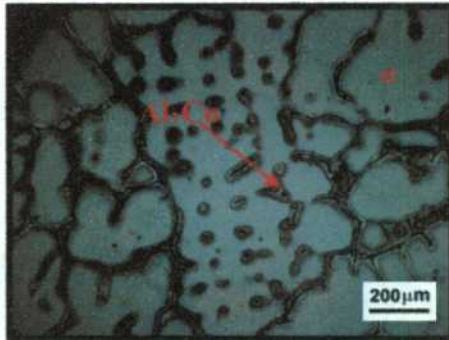
## APÉNDICE IV: Micrografías de aleaciones Al-Cu hipoeutécticas

En la Figura IV.1 y IV.2 se muestran las micrografías de dos aleaciones de composiciones hipoeutécticas Al-1%Cu y Al-4,5%Cu. En los gráficos se pueden observar las fases presentes en cada una de las probetas (solución sólida  $\alpha$  y la fase intermetálica  $Al_2Cu$ ) señaladas con color rojo.

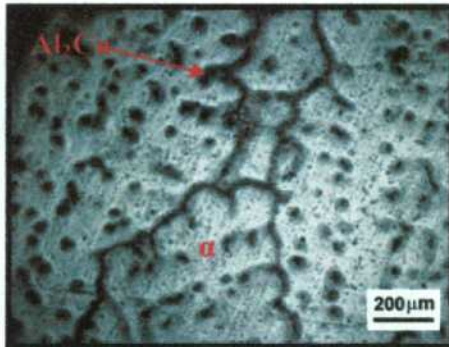
Las micrografías se obtuvieron en las zonas de estructura columnar, de TCE y equiaxial utilizando un microscopio óptico metalográfico (marca: ARCANO). En las gráficas se señala la dirección de crecimiento de la estructura con una flecha de color azul.



c)

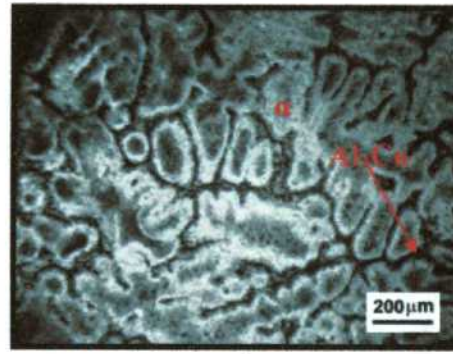


b)

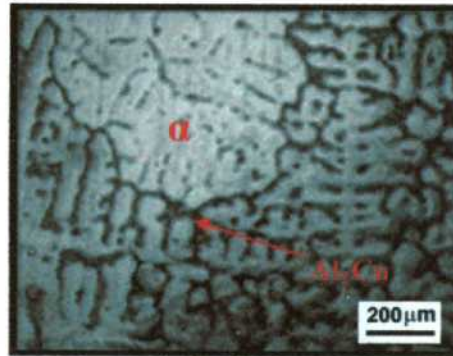


a)

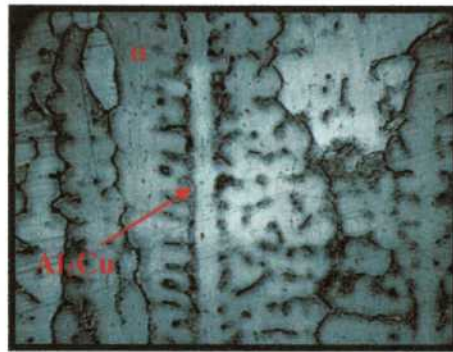
Figura IV.1 – Las micrografías corresponden a una aleación Al-1%Cu (Experiencia 2) en las zonas: a) Columnar. b) TCE. c) Equiaxial.



c)



b)

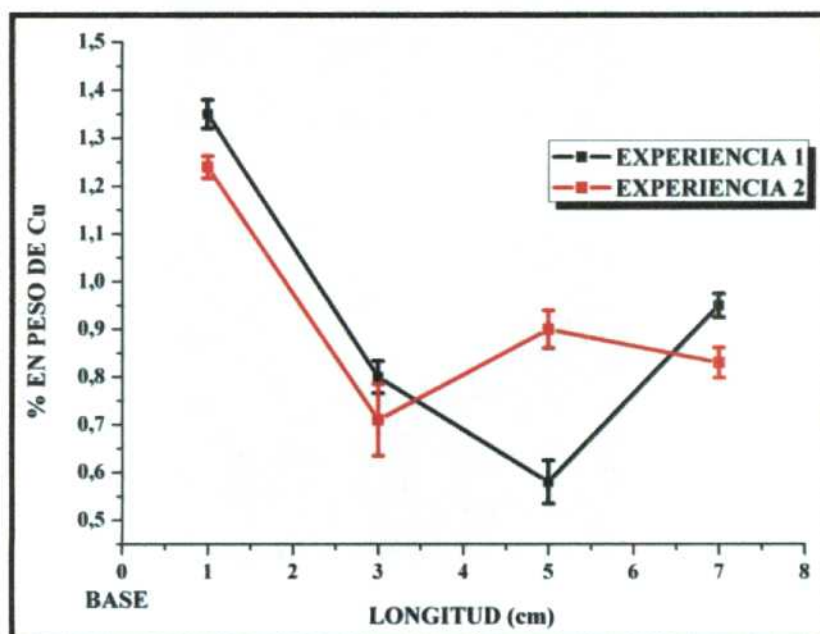


a)

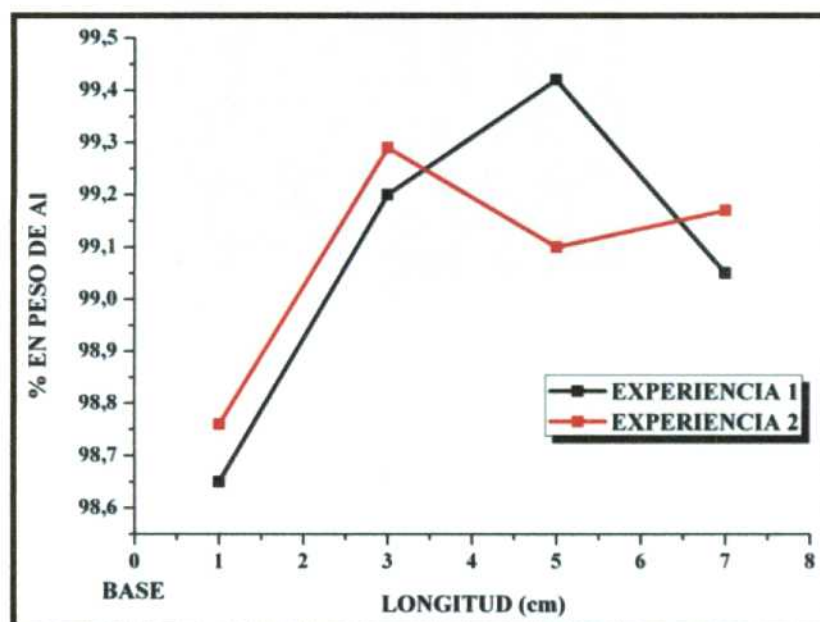
**Figura IV.2** – Las micrografías corresponden a una aleación Al-4,5%Cu (Experiencia 8) en las zonas: a) Columnar. b) TCE. c) Equiaxial.

## APÉNDICE V: Variación en la composición de la macroestructura

Desde la Figura V.1 hasta la Figura V.3 se muestran las curvas de variación de la composición de los elementos principales en la aleación (Cobre y Aluminio) en función de la longitud de las probetas para aleaciones Al-1%Cu, Al-4,5%Cu y Al-15%Cu.

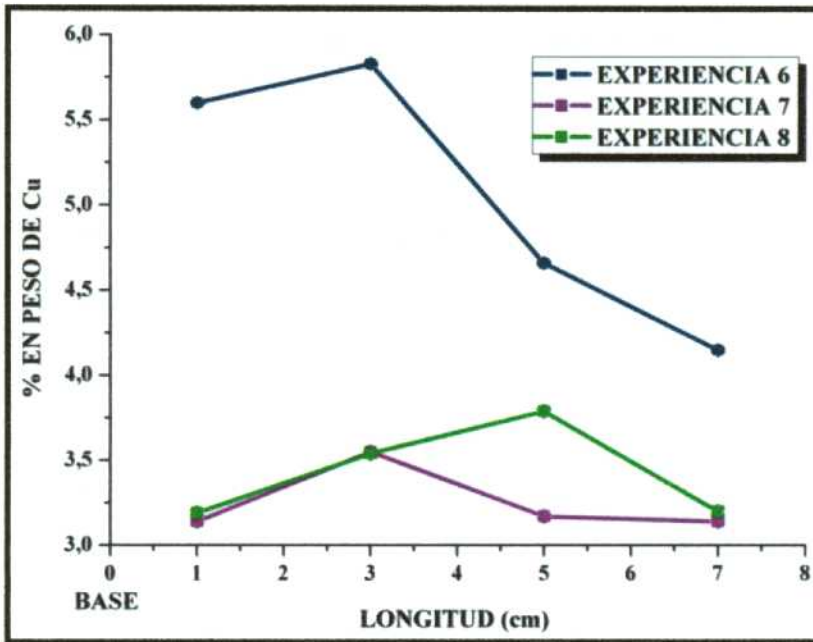


a)

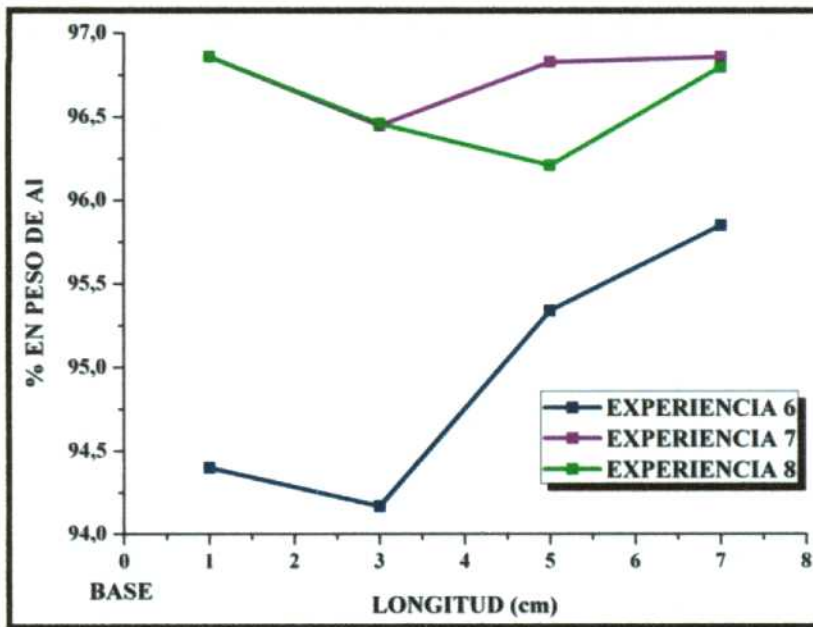


b)

**Figura V.1** – a) Variación de la composición de Cobre en las aleaciones Al-1%Cu (con un error no mayor a 0,075% en peso de Cobre). b) Variación de la composición del Aluminio en las aleaciones Al-1%Cu (con un error no mayor a 0,001% en peso del Aluminio que no es apreciable en el gráfico).

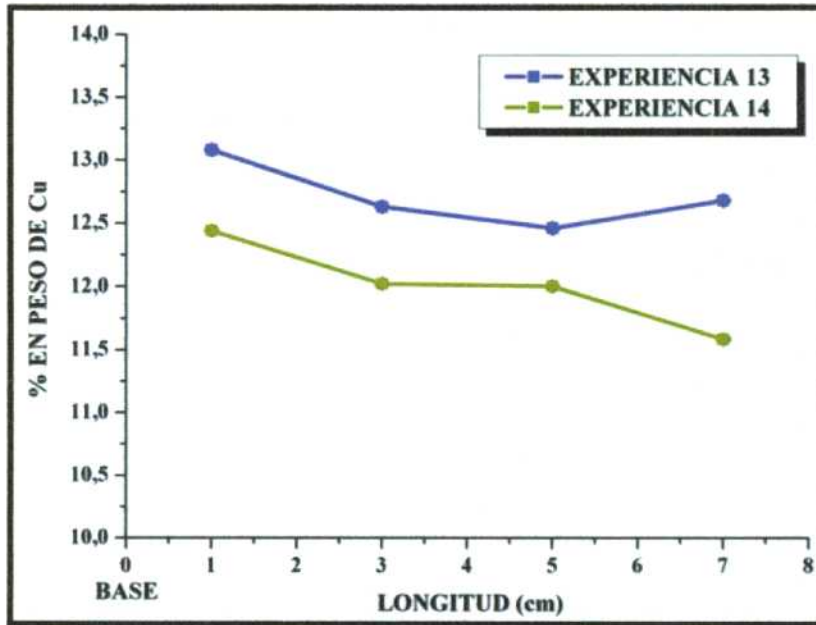


a)

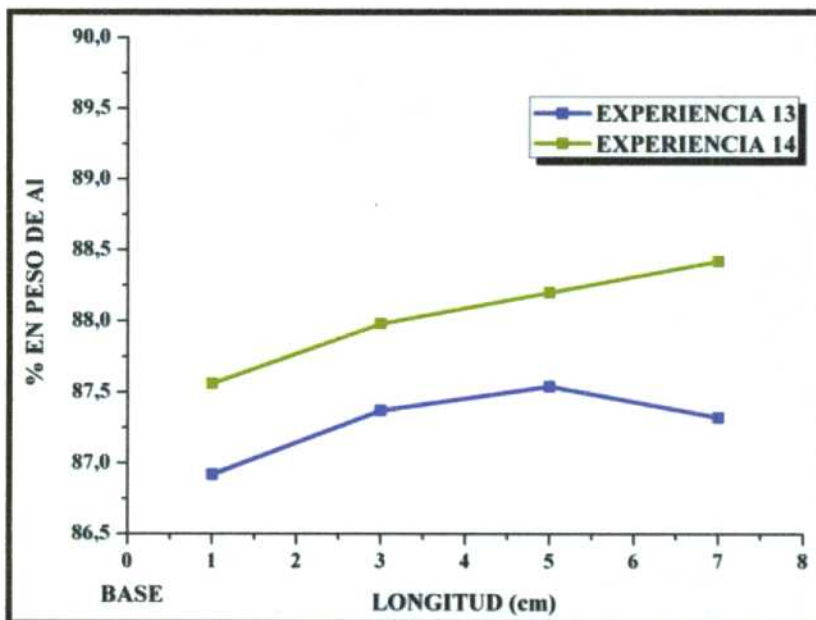


b)

**Figura V.2 – a)** Variación de la composición de Cobre en las aleaciones Al-4,5%Cu (con un error no mayor a 0,022% en peso de Cobre). **b)** Variación de la composición del Aluminio en las aleaciones Al-4,5%Cu (con un error no mayor a 0,001% en peso del Aluminio que no es apreciable en el gráfico).



a)

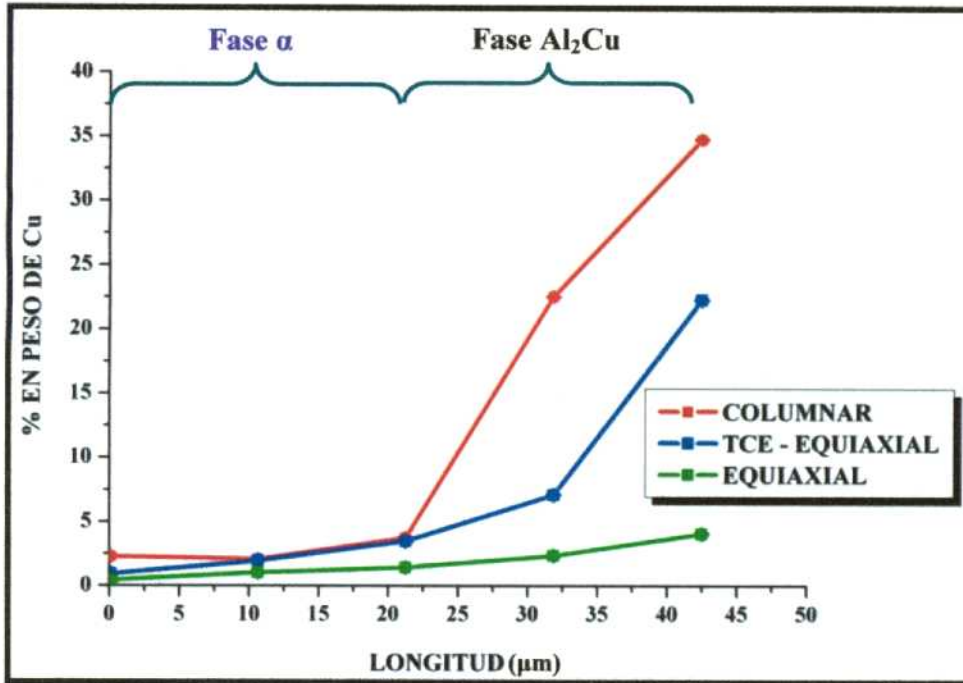


b)

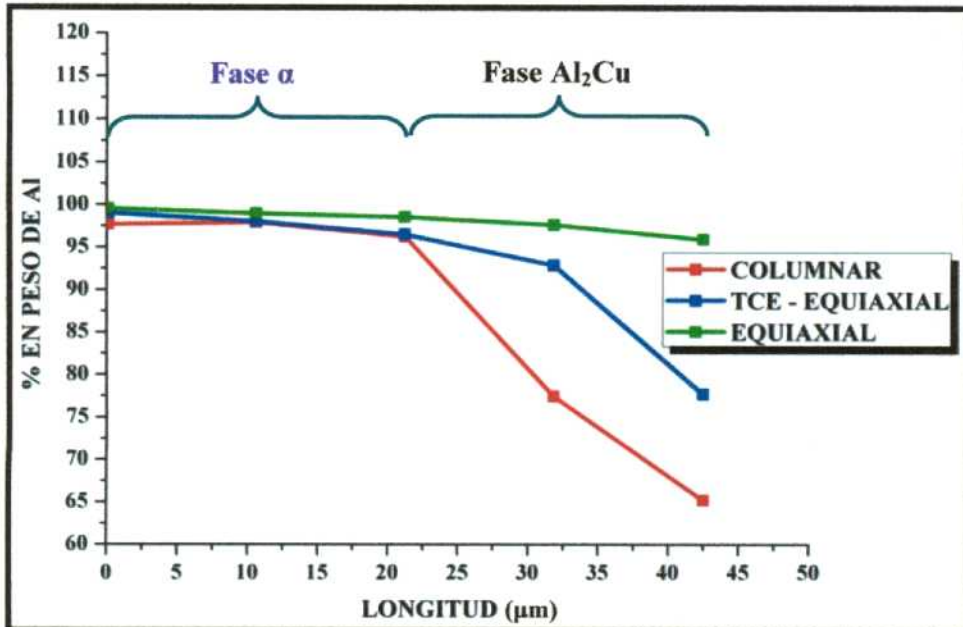
**Figura V.3** – a) Variación de la composición de Cobre en las aleaciones Al-15%Cu (con un error no mayor a 0,0091% en peso de Cobre). b) Variación de la composición del Aluminio en las aleaciones Al-15%Cu (con un error no mayor a 0,001% en peso del Aluminio que no es apreciable en el gráfico).

## APÉNDICE VI: Variación en la composición de la microestructura

Desde la Figura VI.1 hasta la Figura VI.7 se presentan las curvas de variación de la composición del Cobre y el Aluminio en la zona interior de la dendrita "fase  $\alpha$ " y en la zona interdendrítica " $\text{Al}_2\text{Cu}$ " para aleaciones Al-1%Cu, Al-4,5%Cu, Al-15%Cu y Al-33,2%Cu. Las medidas se realizaron en la zona de granos columnares, de TCE y equiaxiales.

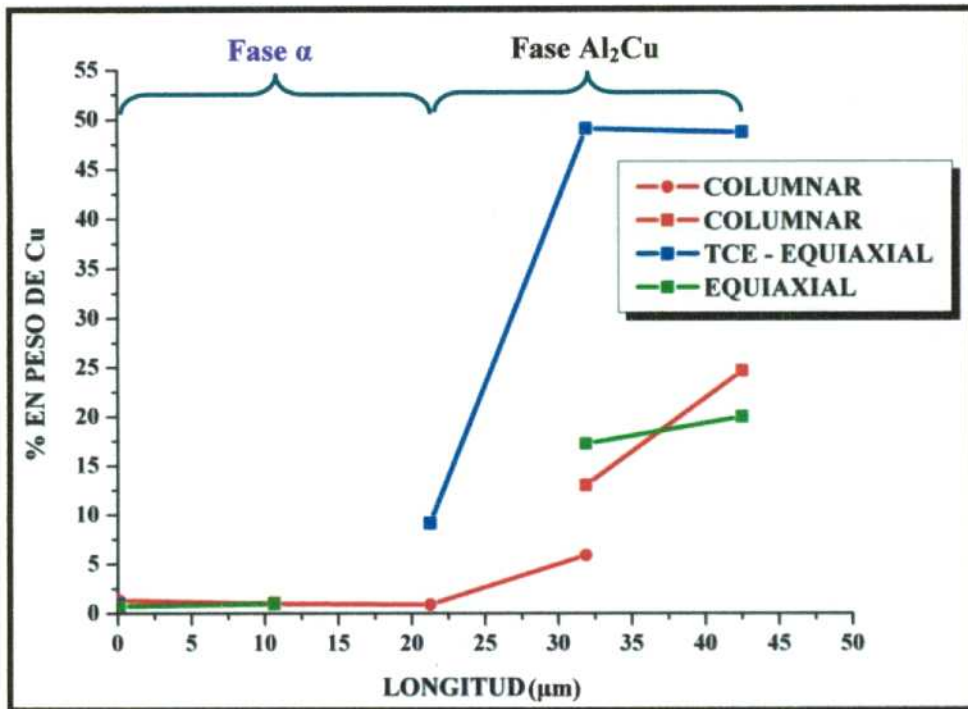


a)

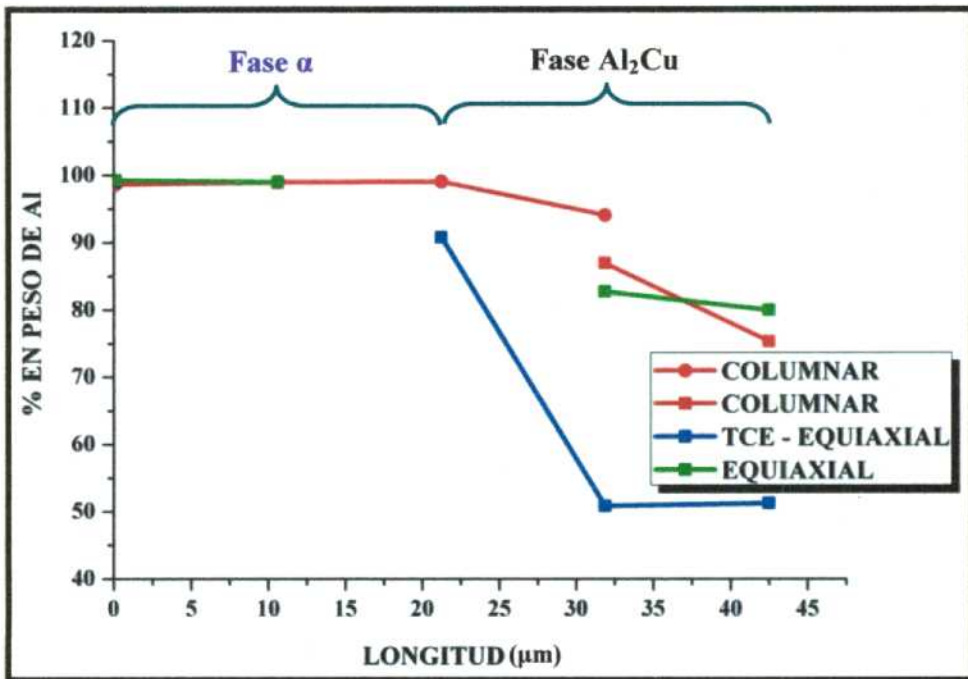


b)

**Figura VI.1** – En las gráficas se observan las posiciones donde fueron medidas las composiciones en peso en la Experiencia 2. **a)** Variación de la composición del Cobre en las aleaciones Al-1%Cu, con un error menor al 0,09 % en peso de Cobre (no apreciable en el gráfico). **b)** Variación de la composición del Aluminio en las aleaciones Al-1%Cu, con un error no mayor al 0,001% en peso de Aluminio, que no es apreciable en el gráfico.

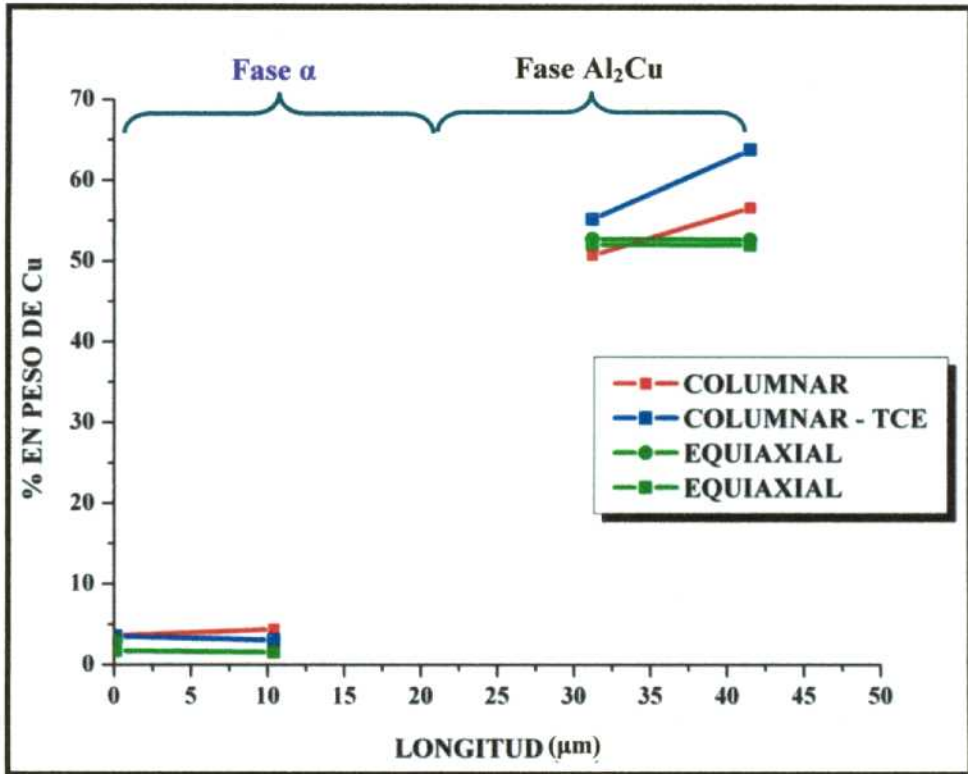


a)

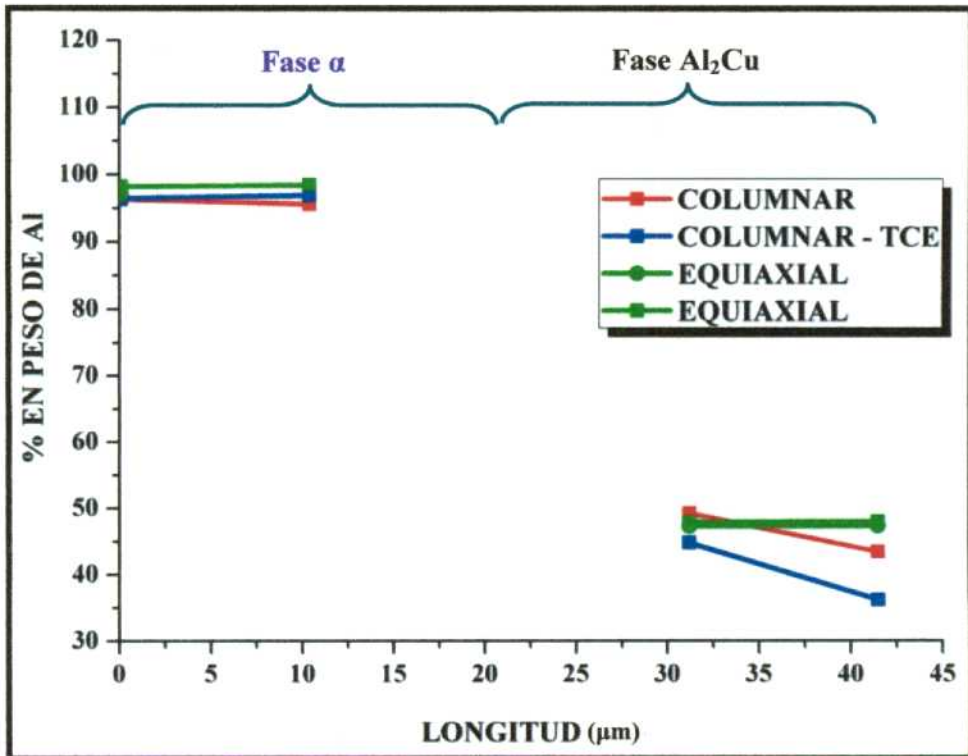


b)

**Figura VI.2** – En las gráficas se observan las posiciones donde fueron medidas las composiciones en peso en la Experiencia 3. **a)** Variación de la composición del Cobre en las aleaciones Al-1%Cu, con un error menor al 0,05 % en peso de Cobre (no apreciable en el gráfico). **b)** Variación de la composición del Aluminio en las aleaciones Al-1%Cu, con un error no mayor al 0,001% en peso de Aluminio, que no es apreciable en el gráfico).

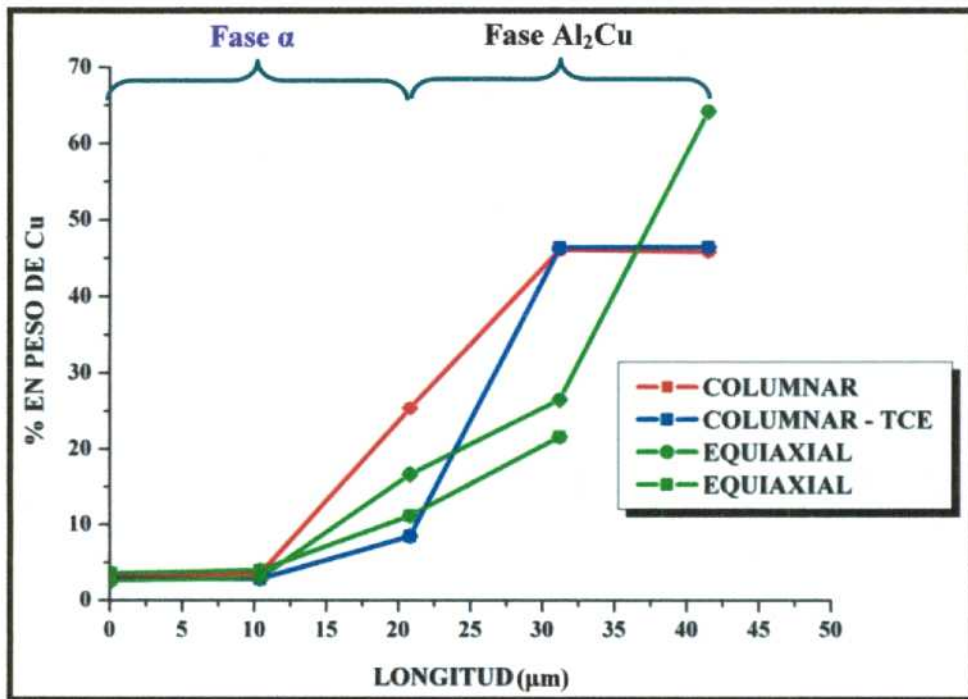


a)

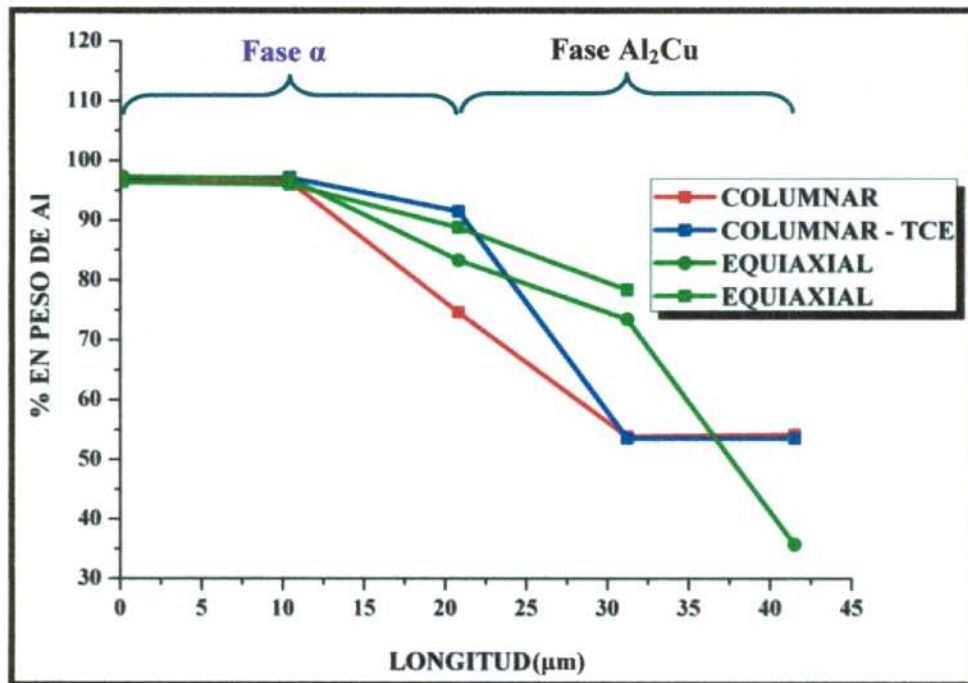


b)

Figura VI.3 – En las gráficas se observan las posiciones donde fueron medidas las composiciones en peso en la Experiencia 6. a) Variación de la composición del Cobre en las aleaciones Al-4,5%Cu, con un error menor al 0,03 % en peso de Cobre (no apreciable en el gráfico). b) Variación de la composición del Aluminio en las aleaciones Al-4,5%Cu, con un error no mayor al 0,001% en peso de Aluminio, que no es apreciable en el gráfico).

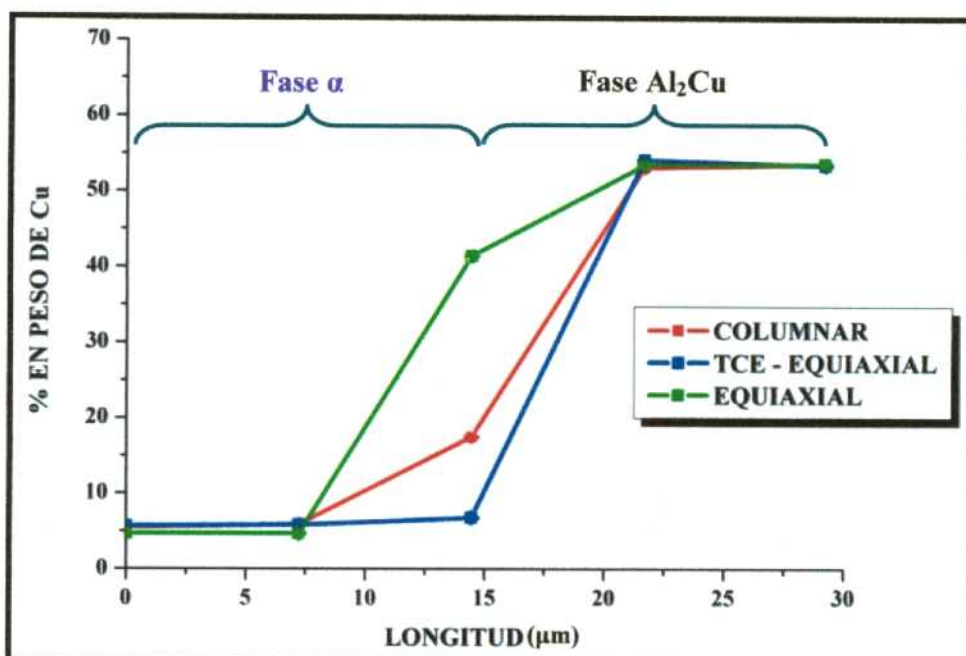


a)

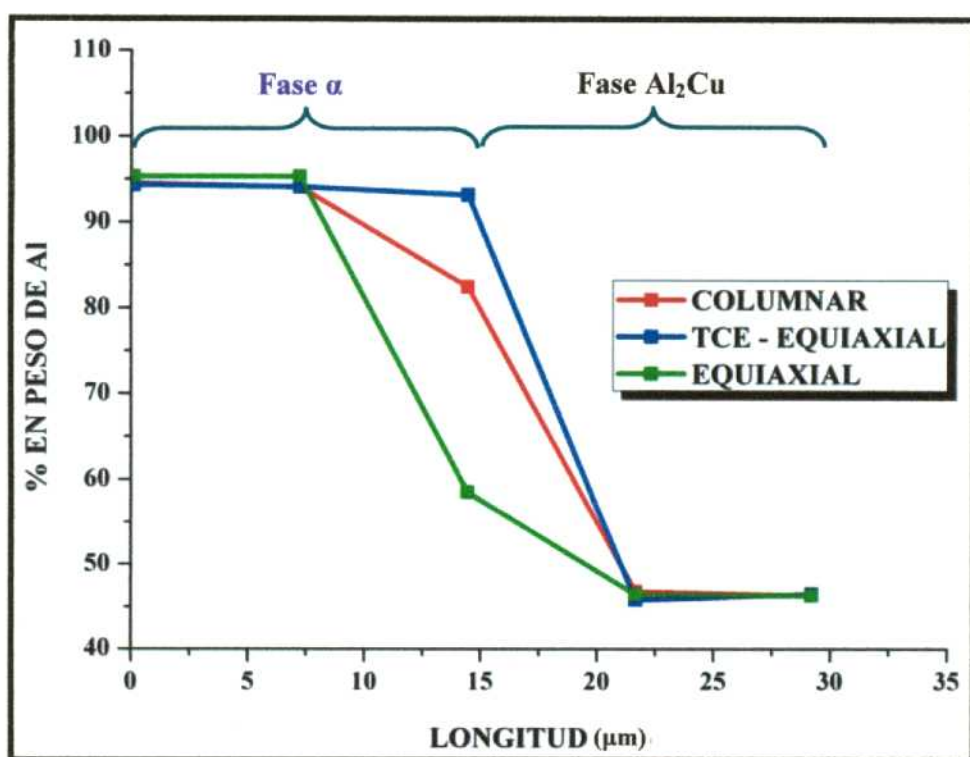


b)

Figura VI.4 – En las gráficas se observan las posiciones donde fueron medidas las composiciones en peso en la Experiencia 8. a) Variación de la composición del Cobre en las aleaciones Al-4,5%Cu, con un error menor al 0,02 % en peso de Cobre (no apreciable en el gráfico). b) Variación de la composición del Aluminio en las aleaciones Al-4,5%Cu, con un error no mayor al 0,001% en peso de Aluminio, que no es apreciable en el gráfico).

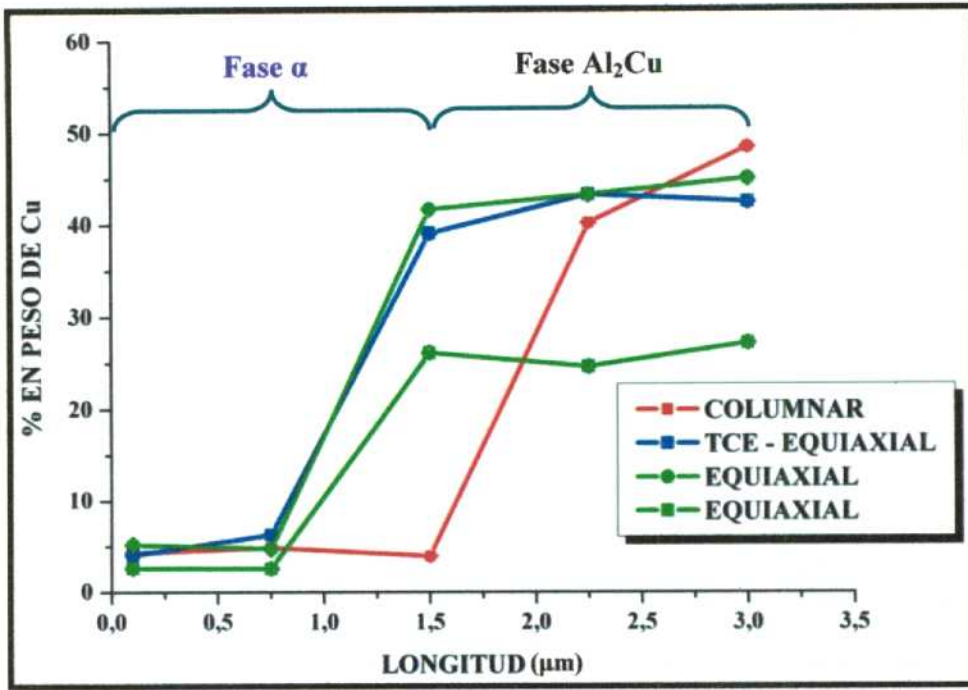


a)

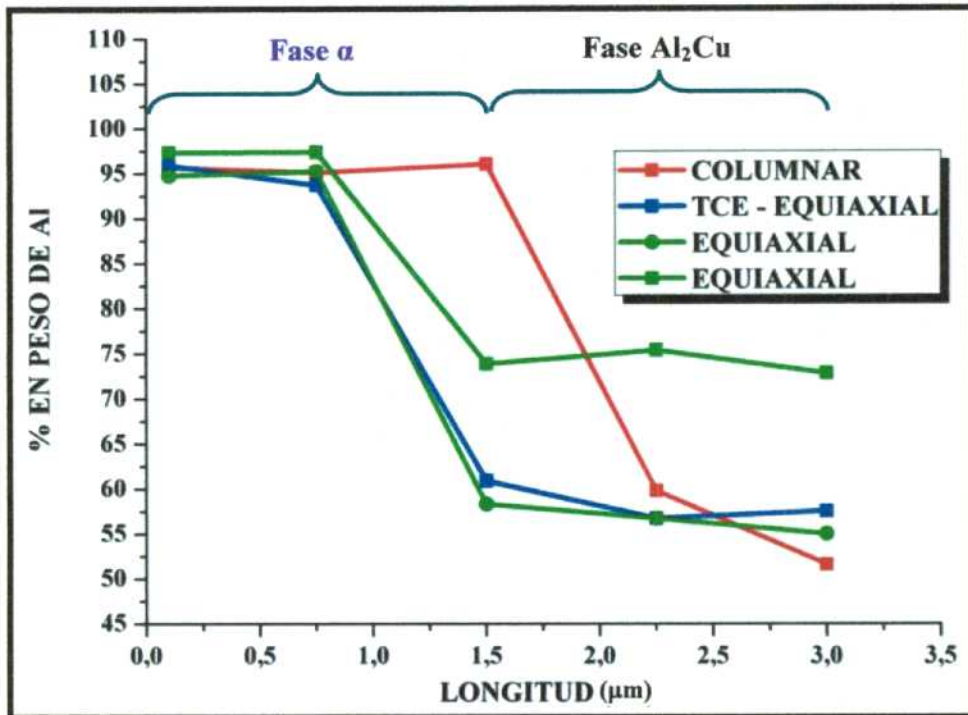


b)

Figura VI.5 – En las gráficas se observan las posiciones donde fueron medidas las composiciones en peso en la Experiencia 14. a) Variación de la composición del Cobre en las aleaciones Al-15%Cu, con un error menor al 0,015 % en peso de Cobre (no apreciable en el gráfico). b) Variación de la composición del Aluminio en las aleaciones Al-15%Cu, con un error no mayor al 0,001% en peso de Aluminio, que no es apreciable en el gráfico).

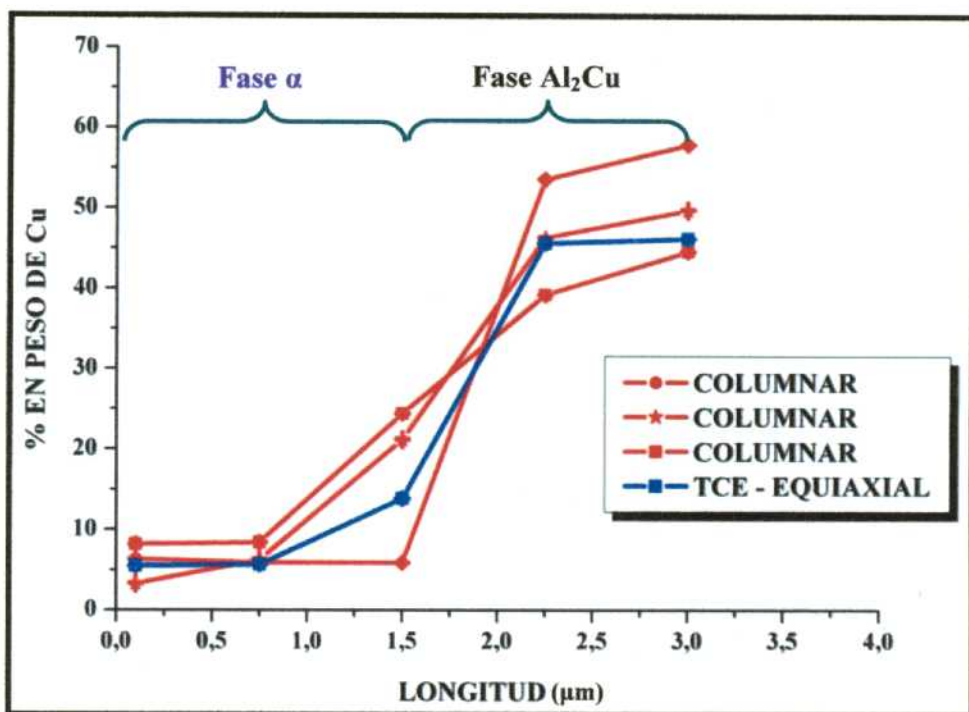


a)

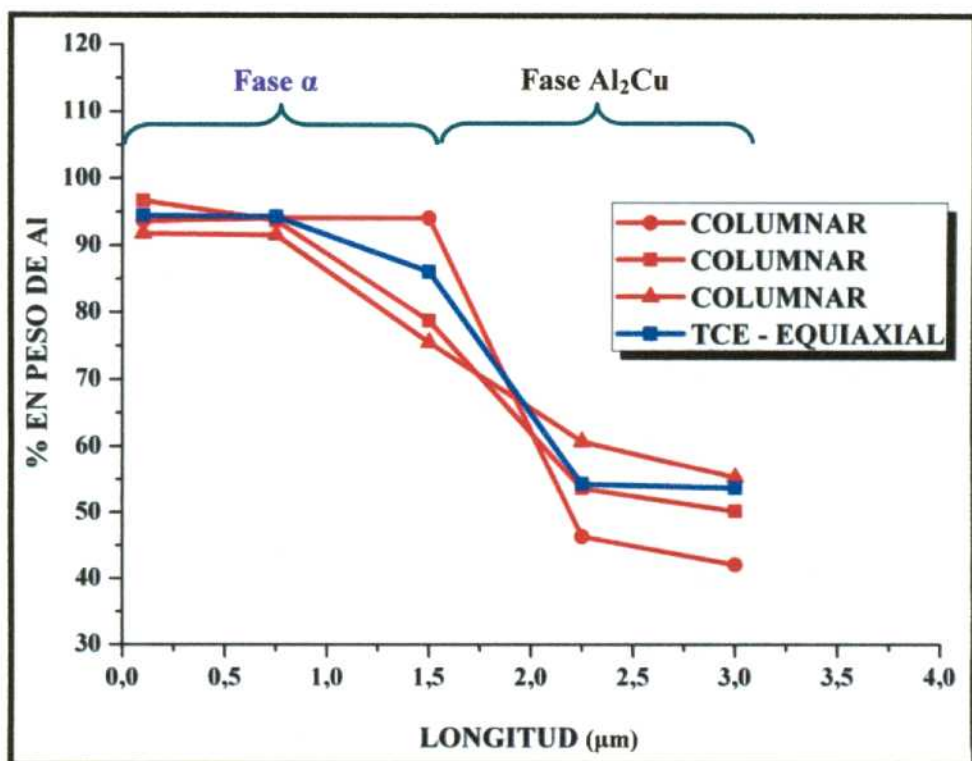


b)

**Figura VI.6** – En las gráficas se observan las posiciones donde fueron medidas las composiciones en peso en la Experiencia 17. **a)** Variación de la composición del Cobre en las aleaciones Al-33,2%Cu, con un error menor al 0,028 % en peso de Cobre (no apreciable en el gráfico). **b)** Variación de la composición del Aluminio en las aleaciones Al-33,2%Cu, con un error no mayor al 0,001% en peso de Aluminio, que no es apreciable en el gráfico).



a)



b)

**Figura VI.7** – En las gráficas se observan las posiciones donde fueron medidas las composiciones en peso en la Experiencia 18. **a)** Variación de la composición del Cobre en las aleaciones Al-33,2%Cu, con un error menor al 0,023 % en peso de Cobre (no apreciable en el gráfico). **b)** Variación de la composición del Aluminio en las aleaciones Al-33,2%Cu, con un error no mayor al 0,001% en peso de Aluminio, que no es apreciable en el gráfico).

En las Tablas VI.1 a VI.7 se presentan los valores de composición (expresados en porcentaje en peso) de los elementos principales de la aleación (Aluminio y Cobre) en cada una de las estructuras presentes; es decir, en las estructuras columnar, de TCE y equiaxial.

Las medidas de composición se realizaron en aleaciones de composición hipoeutécticas (Al-1%Cu, Al-4,5%Cu y Al-15%Cu) y eutéctica (Al-33,2%Cu).

Tabla VI.1 – Aleación Al-1%Cu (Experiencia 2).

Zona	Material	Fase $\alpha$	Fase $\alpha$	Límite	Fase Al <sub>2</sub> Cu	Fase Al <sub>2</sub> Cu
Columnar	Aluminio (% en peso)	97,71	97,92	96,24	77,46	65,2
	Cobre (% en peso)	2,29	2,08	3,76	22,54	34,8
TCE-Equiaxial	Aluminio (% en peso)	99,07	98,03	96,5	92,89	77,70
	Cobre (% en peso)	0,93	1,97	3,5	7,11	22,30
Equiaxial	Aluminio (% en peso)	99,55	98,96	98,56	97,64	95,36
	Cobre (% en peso)	0,45	1,04	1,44	2,36	4,64

Tabla VI.2 – Aleación Al-1%Cu (Experiencia 3).

Zona	Material	Fase $\alpha$	Fase $\alpha$	Límite	Fase Al <sub>2</sub> Cu	Fase Al <sub>2</sub> Cu
Columnar	Aluminio (% en peso)	98,66	99,01	99,09	94,09	-
	Cobre (% en peso)	1,34	0,99	0,91	5,91	-
Columnar	Aluminio (% en peso)	99,22	98,91	-	86,97	75,34
	Cobre (% en peso)	0,78	1,09	-	13,03	24,66
TCE-Equiaxial	Aluminio (% en peso)	99,04	-	-	90,83	-
	Cobre (% en peso)	0,96	-	-	9,17	-
Equiaxial	Aluminio (% en peso)	99,27	99	-	82,74	80,01
	Cobre (% en peso)	0,73	1	-	17,26	19,99

Tabla VI.3 - Aleación Al-4,5%Cu (Experiencia 6).

Zona	Material	Fase $\alpha$	Fase $\alpha$	Límite	Fase Al <sub>2</sub> Cu	Fase Al <sub>2</sub> Cu
Columnar	Aluminio (% en peso)	96,33	95,57	-	49,25	43,38
	Cobre (% en peso)	3,67	4,43	-	50,75	56,62
Columnar-TCE	Aluminio (% en peso)	96,46	96,9	-	44,79	36,17
	Cobre (% en peso)	3,54	3,1	-	55,21	63,83
Equiaxial	Aluminio (% en peso)	96,97	-	-	47,24	47,31
	Cobre (% en peso)	3,03	-	-	52,76	52,69
Equiaxial	Aluminio (% en peso)	98,22	98,43	-	47,91	47,99
	Cobre (% en peso)	1,78	1,57	-	52,09	52,01

Tabla VI.4 - Aleación Al-4,5%Cu (Experiencia 8).

Zona	Material	Fase $\alpha$	Fase $\alpha$	Límite	Fase Al <sub>2</sub> Cu	Fase Al <sub>2</sub> Cu
Columnar	Aluminio (% en peso)	96,81	96,46	74,61	53,86	54,15
	Cobre (% en peso)	3,19	3,54	25,39	46,14	45,85
Columnar-TCE	Aluminio (% en peso)	97,1	97,15	91,5	53,57	53,53
	Cobre (% en peso)	2,9	2,85	8,5	46,43	46,47
Equiaxial	Aluminio (% en peso)	97,34	97	83,34	73,48	35,74
	Cobre (% en peso)	2,66	3	16,66	26,52	64,26
Equiaxial	Aluminio (% en peso)	96,41	96,03	88,82	78,39	-
	Cobre (% en peso)	3,59	3,97	11,18	21,61	-

Tabla VI.5 - Aleación Al-15%Cu (Experiencia 14).

Zona	Material	Fase $\alpha$	Fase $\alpha$	Límite	Fase Al <sub>2</sub> Cu	Fase Al <sub>2</sub> Cu
Columnar	Aluminio (%en peso)	93,17	93,07	80,67	60,48	46,26
	Cobre (%en peso)	6,83	6,93	19,33	39,52	53,74
Columnar	Aluminio (%en peso)	95,27	93,95	87,14	50,19	46,38
	Cobre (%en peso)	4,73	6,05	12,86	49,81	53,62
TCE	Aluminio (%en peso)	94,38	93,86	73,17	46,41	41,68
	Cobre (%en peso)	5,62	6,14	26,83	53,59	58,32
Equiaxial	Aluminio (%en peso)	95,09	93,6	75,56	45,53	43,18
	Cobre (%en peso)	4,91	6,4	24,44	54,47	56,82

Tabla VI.6 - Aleación Al-33,2%Cu (Experiencia 17).

Zona	Material	Fase $\alpha$	Fase $\alpha$	Límite	Fase Al <sub>2</sub> Cu	Fase Al <sub>2</sub> Cu
Columnar	Aluminio (% en peso )	95,69	95,12	96,06	59,81	51,57
	Cobre (% en peso)	4,31	4,88	3,94	40,19	48,43
TCE-Equiaxial	Aluminio (% en peso )	95,91	93,72	60,92	56,72	57,54
	Cobre (% en peso)	4,09	6,28	39,08	43,28	42,46
Equiaxial	Aluminio (% en peso )	94,79	95,25	58,32	56,71	54,99
	Cobre (% en peso)	5,21	4,75	41,68	43,29	45,01
Equiaxial	Aluminio (% en peso )	97,36	97,41	73,89	75,4	72,85
	Cobre (% en peso)	2,64	2,59	26,11	24,6	27,15

Tabla VI.7 - Aleación Al-33,2%Cu (Experiencia 18).

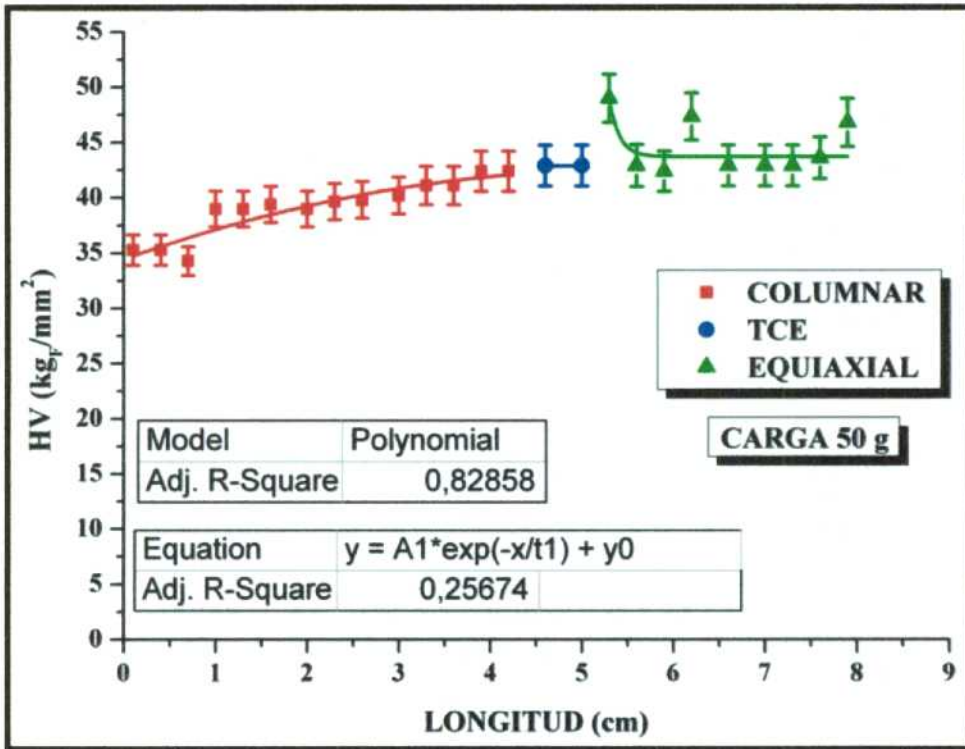
Zona	Material	Fase $\alpha$	Fase $\alpha$	Límite	Fase Al <sub>2</sub> Cu	Fase Al <sub>2</sub> Cu
Columnar	Aluminio (% en peso )	93,69	94,12	94,12	46,39	42,1
	Cobre (% en peso)	6,31	5,88	5,88	53,61	57,9
Columnar	Aluminio (% en peso )	96,71	93,74	78,81	53,68	50,22
	Cobre (% en peso)	3,29	6,26	21,19	46,32	49,78
Columnar	Aluminio (% en peso )	91,81	91,58	75,56	60,79	55,4
	Cobre (% en peso)	8,19	8,42	24,44	39,21	44,6
TCE-Equiaxial	Aluminio (% en peso )	94,47	94,31	86,1	54,34	53,78
	Cobre (% en peso)	5,53	5,69	13,9	45,66	46,22

## APÉNDICE VII: Medidas de los valores de microdureza Vickers

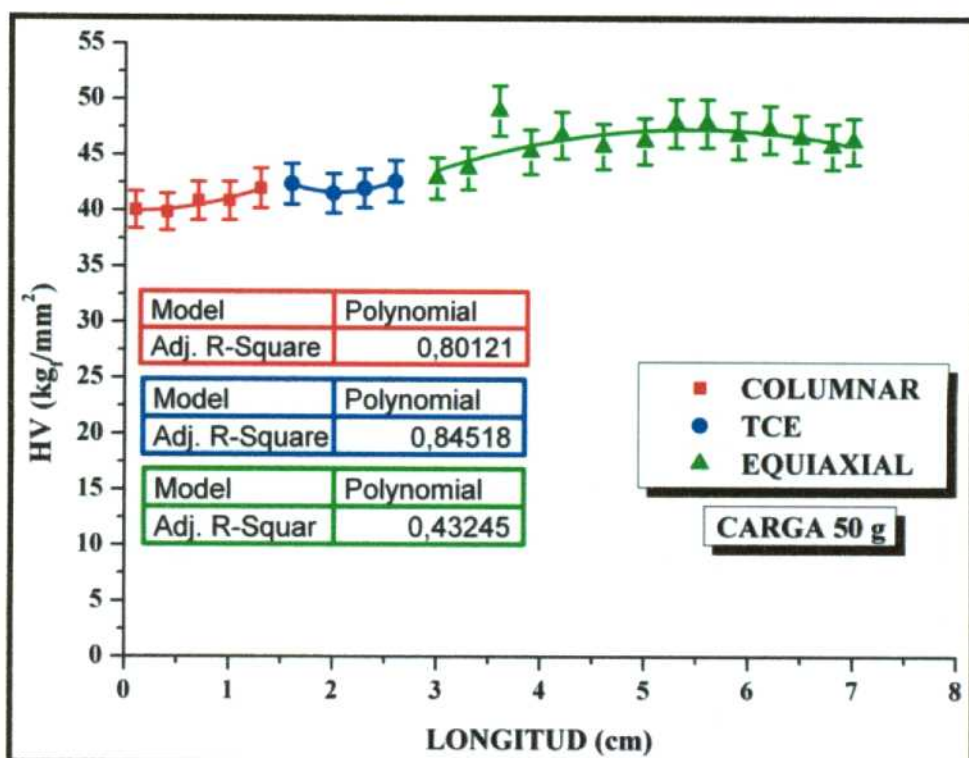
### VII.1. Valores de microdureza medidos en la sección longitudinal de las probetas

Se determinaron los valores de la microdureza Vickers "HV" en función de la longitud de las probetas para las cuatro concentraciones estudiadas (Al-1%Cu, Al-4,5%Cu, Al-15%Cu y Al-33,2%Cu), las mismas se presentan desde la Figura VII.1 hasta la Figura VII.4.

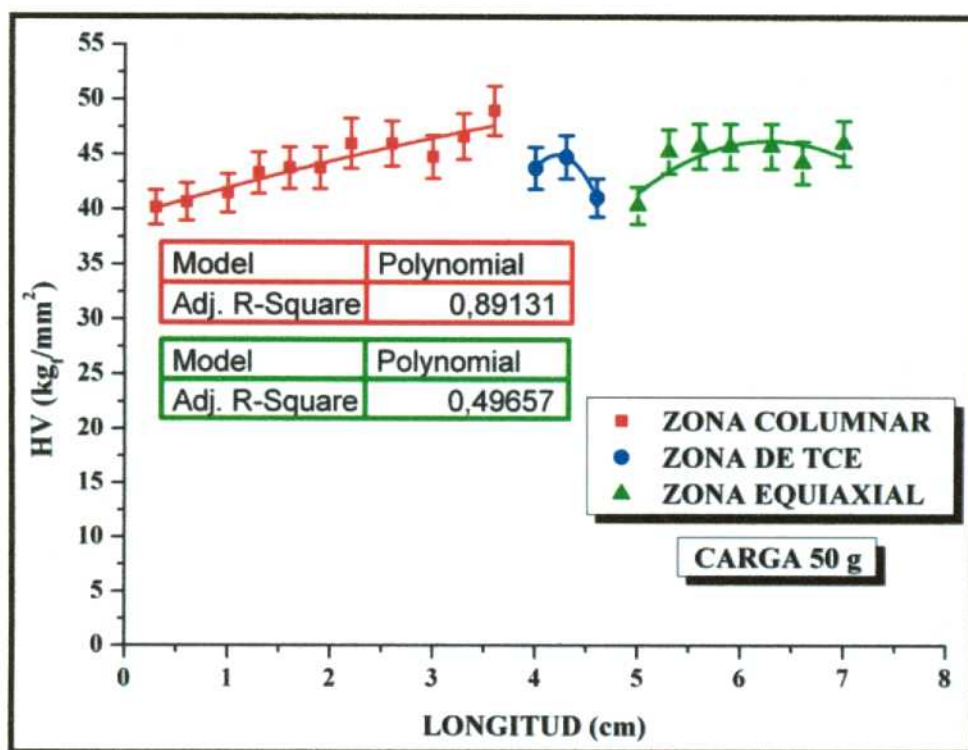
En las Figuras se puede observar en rojo los valores de HV medidos en la zona de estructura columnar, en color azul los valores para la zona de TCE y en color verde para la zona de estructura equiaxial.



a)

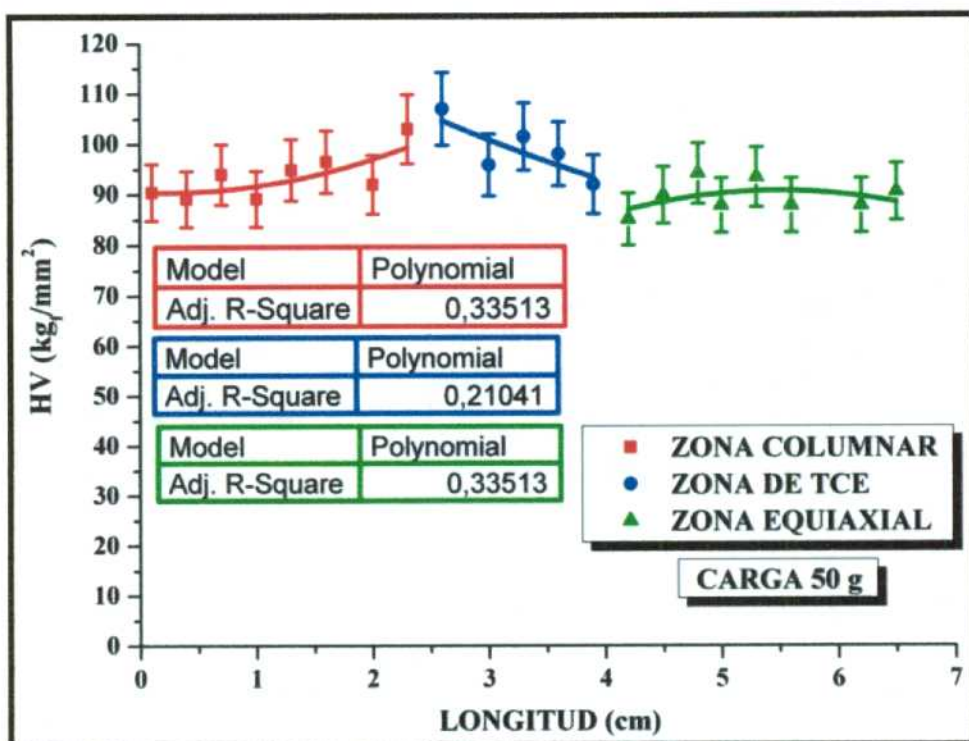


b)

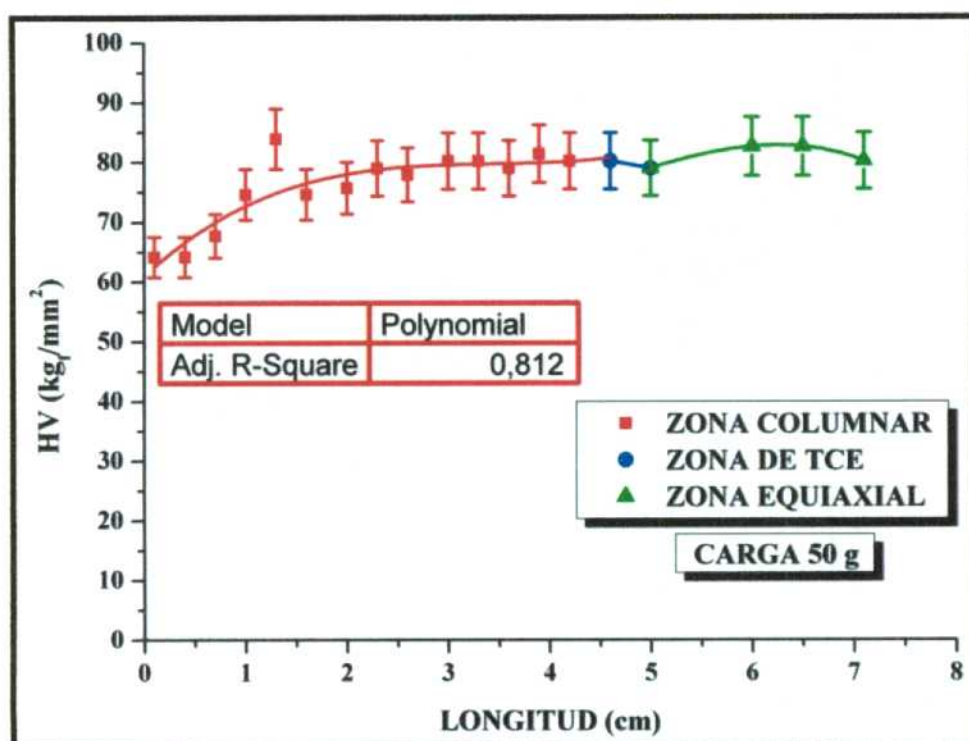


c)

Figura VII.1 – Microdureza longitudinal para aleaciones Al-1%Cu. a) Experiencia 1. b) Experiencia 2. c) Experiencia 3.



a)



b)

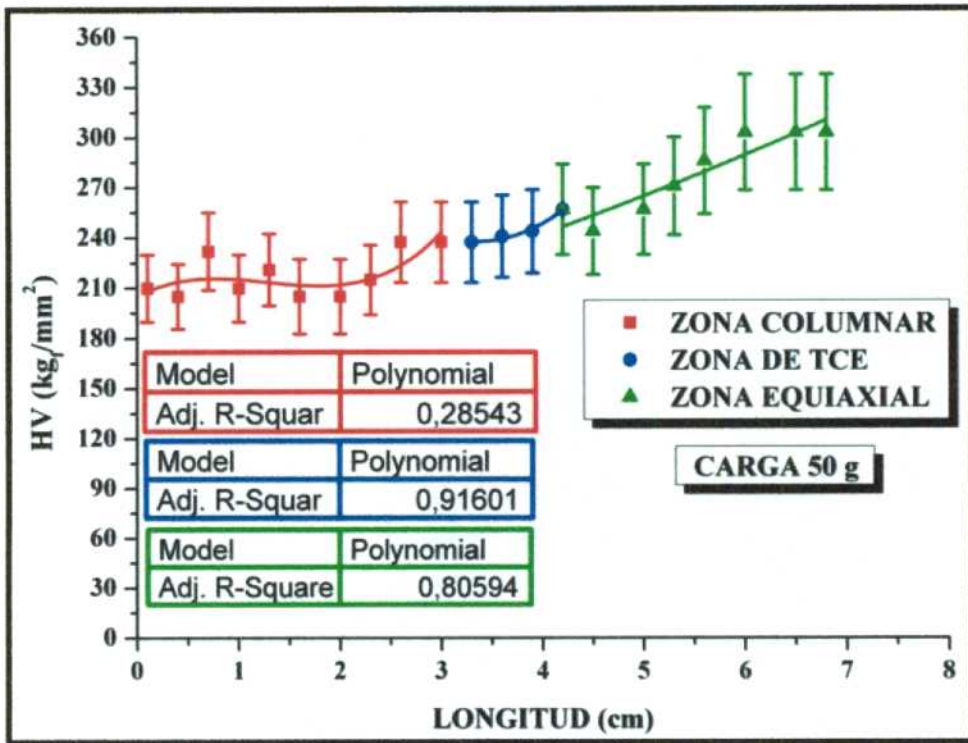
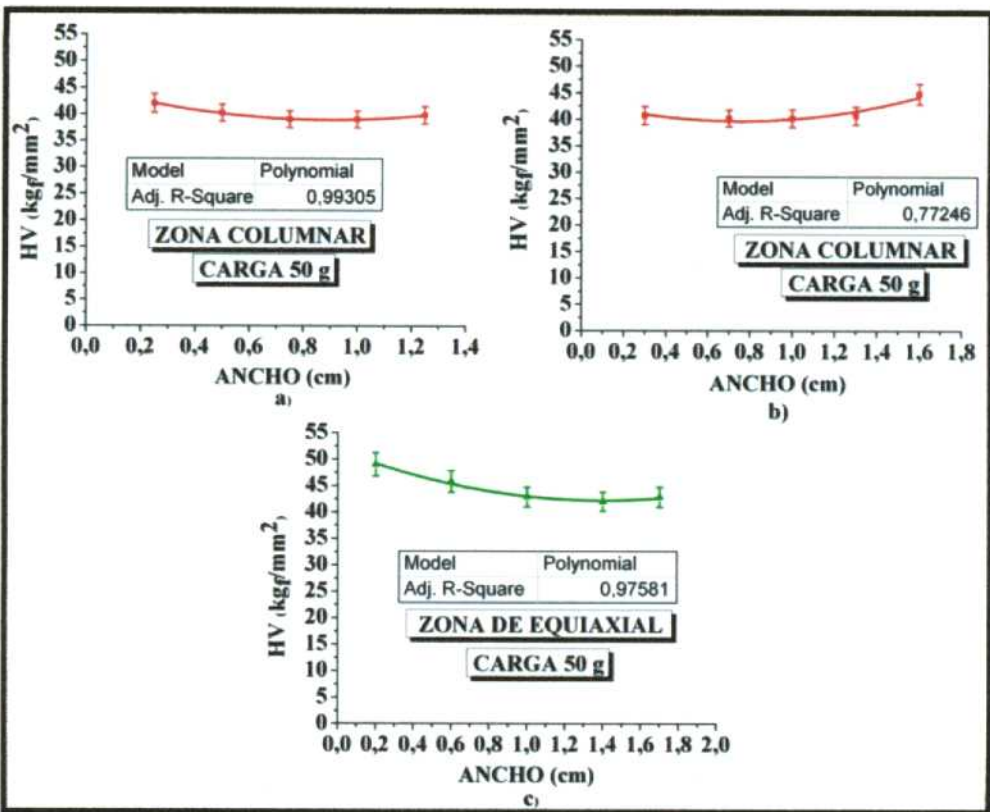


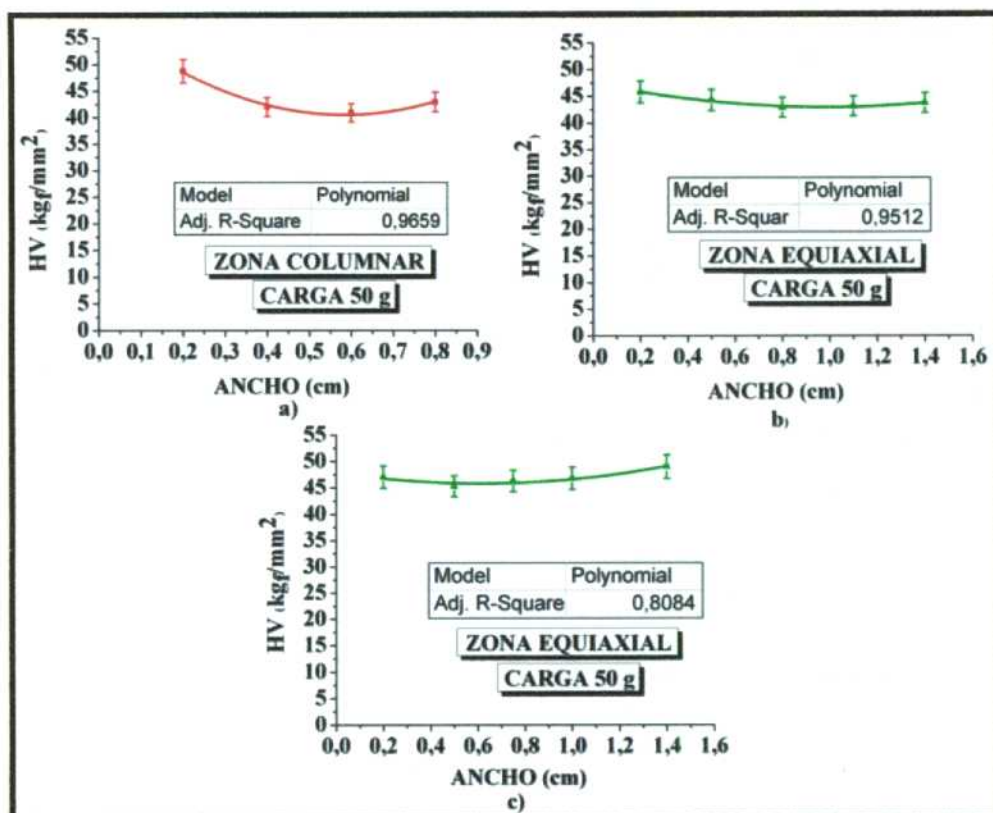
Figura VII.4 – Microdureza longitudinal para una aleación Al-33,2%Cu (Experiencia 16).

## VII.2. Valores de microdureza medidos en la sección transversal de las probetas (ancho)

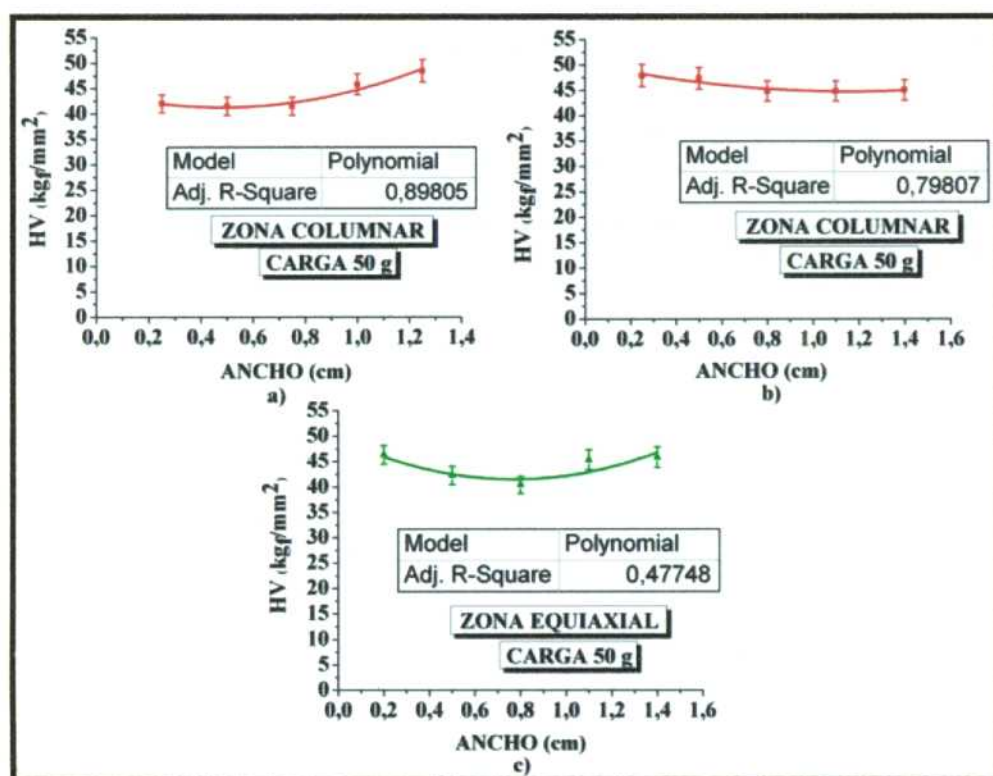
En las Figuras VII.5 a VII.13 se muestran los valores de HV medidos en el ancho de las probetas (los valores se determinaron en las secciones transversales a diferentes distancias desde la base: 1 cm, 3 cm y 5 cm de la base), se realizaron cinco medidas de HV en cada posición. Las medidas de los valores de HV se realizaron en todas las composiciones estudiadas (Al-1%Cu, Al-4,5%Cu, Al-15%Cu y Al-33,2%Cu).



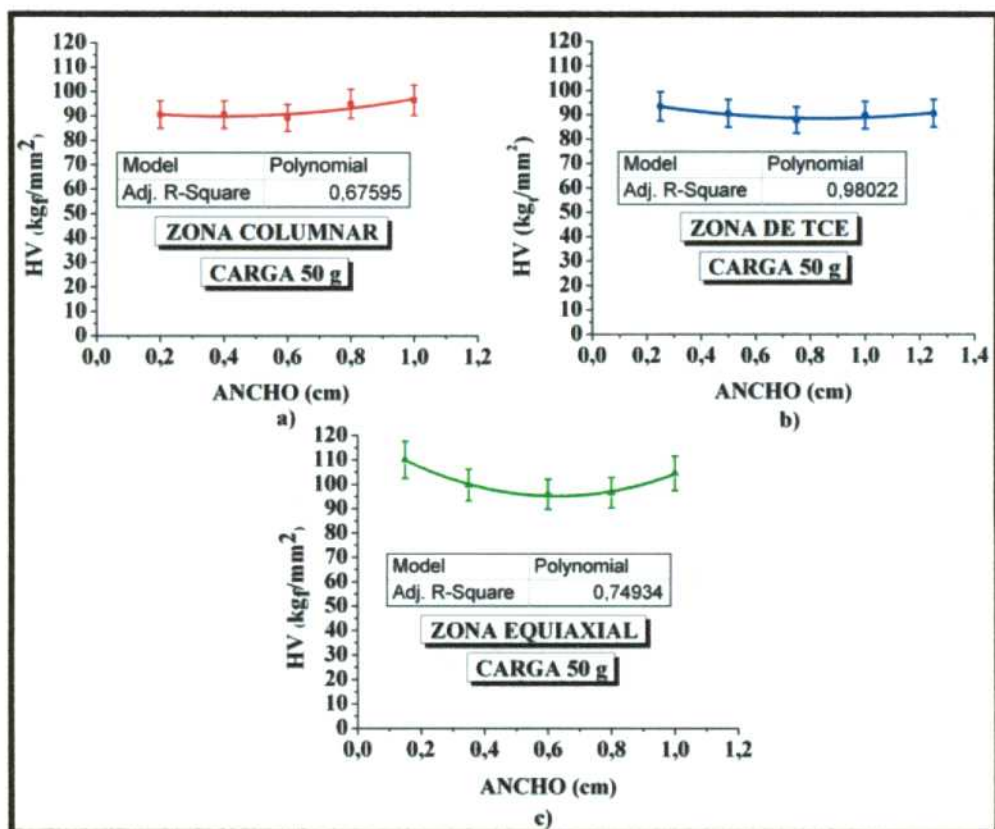
Figuras VII.5 – Microdureza en el ancho de una probeta para una aleación Al-1%Cu (Experiencia 1). a) a 1 cm de su base. b) a 3 cm de su base. c) a 5 cm de su base.



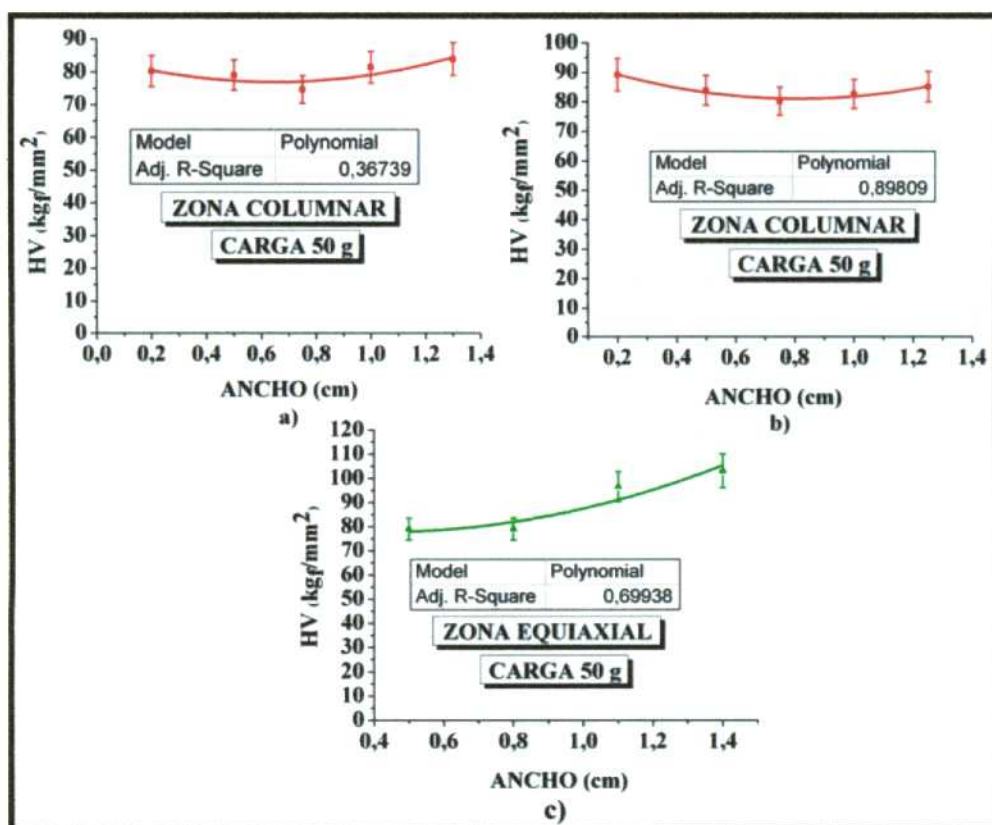
Figuras VII.6 – Microdureza en el ancho de una probeta para una aleación Al-1%Cu (Experiencia 2). a) a 1 cm de su base. b) a 3 cm de su base. c) a 5 cm de su base.



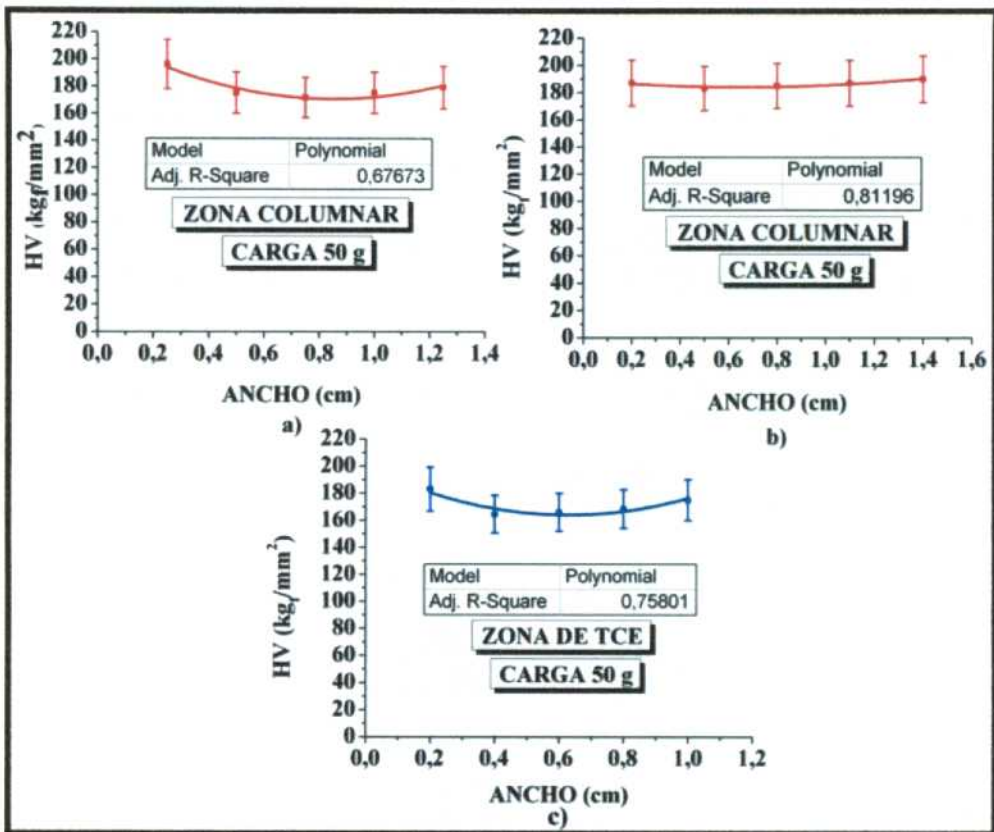
Figuras VII.7 – Microdureza en el ancho de una probeta para una aleación Al-1%Cu (Experiencia 3). a) a 1 cm de su base. b) a 3 cm de su base. c) a 5 cm de su base.



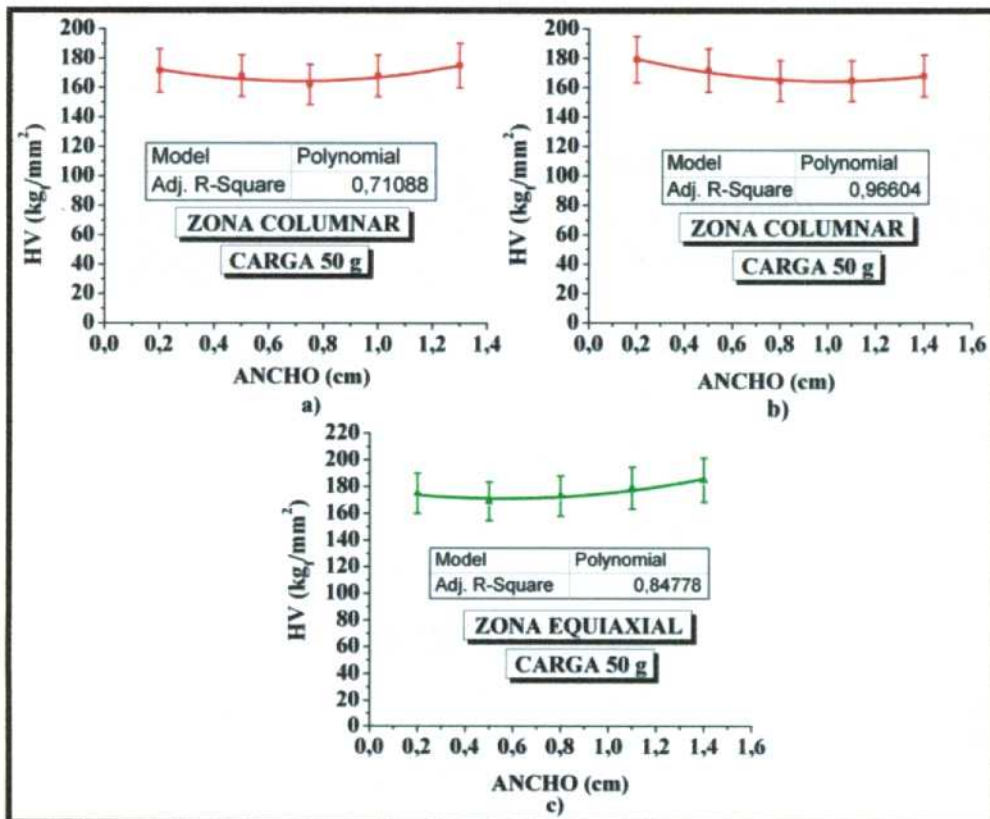
Figuras VII.8 – Microdureza en el ancho de una probeta para una aleación Al-4,5%Cu (Experiencia 6). a) a 1 cm de su base. b) a 3 cm de su base. c) a 5 cm de su base.



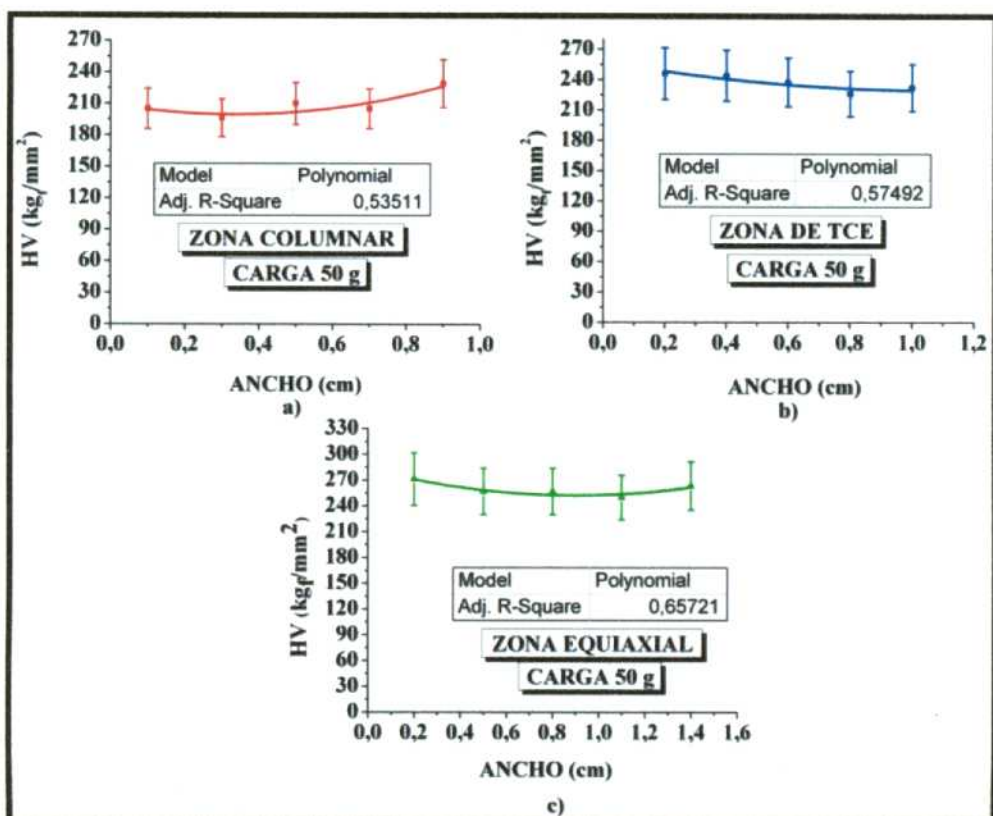
Figuras VII.9 – Microdureza en el ancho de una probeta para una aleación Al-4,5%Cu (Experiencia 7). a) a 1 cm de su base. b) a 3 cm de su base. c) a 5 cm de su base.



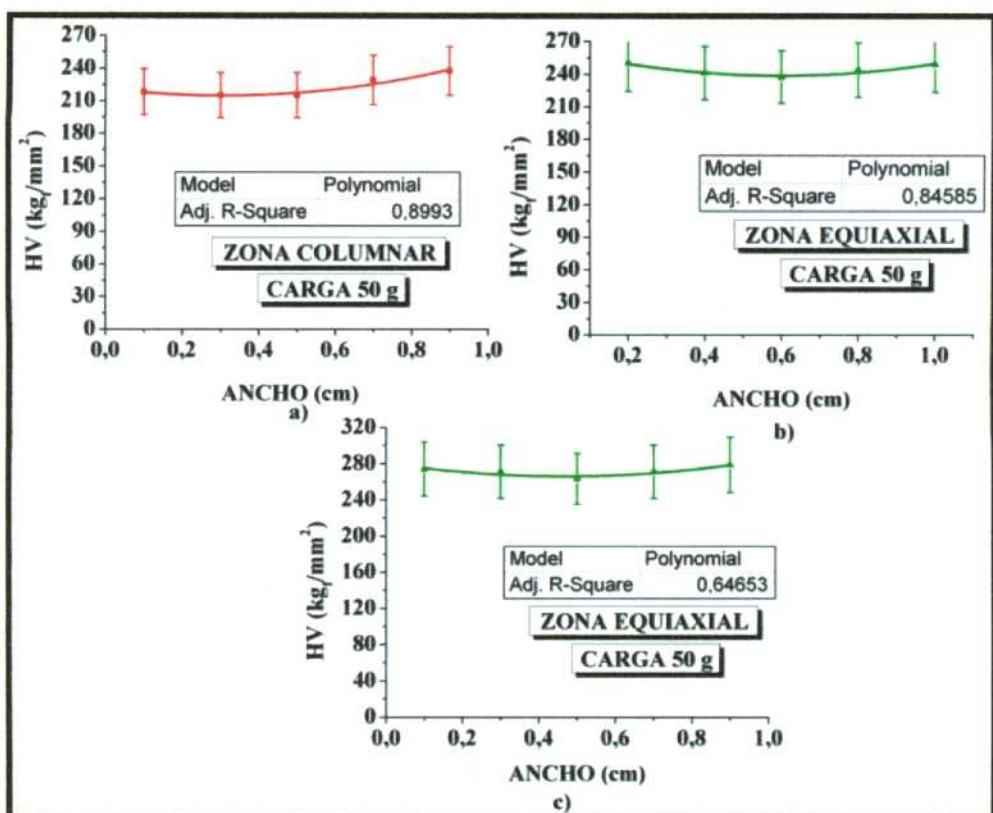
Figuras VII.10 – Microdureza en el ancho de una probeta para una aleación Al-15%Cu (Experiencia 13). a) a 1 cm de su base. b) a 3 cm de su base. c) a 5 cm de su base.



Figuras VII.11 – Microdureza en el ancho de una probeta para una aleación Al-15%Cu (Experiencia 14). a) a 1 cm de su base. b) a 3 cm de su base. c) a 5 cm de su base.



Figuras VII.12 – Microdureza en el ancho de una probeta para una aleación Al-33,2%Cu (Experiencia 16). a) a 1 cm de su base. b) a 3 cm de su base. c) a 5 cm de su base.



Figuras VII.13 – Microdureza en el ancho de una probeta para una aleación Al-33,2%Cu (Experiencia 17). a) a 1 cm de su base. b) a 3 cm de su base. c) a 5 cm de su base.

### VII.3. Medidas de microdureza en las fases $\alpha$ y $\text{Al}_2\text{Cu}$

En las Figuras VII.14 y VII.15 se muestran los valores de HV medidos en las fases en solución sólida "fase  $\alpha$ " y en la fase intermetálica " $\text{Al}_2\text{Cu}$ ". Los valores de HV fueron determinados en la zona de estructura columnar (a la izquierda de la línea roja), de TCE (entre las líneas de color rojo y azul) y equiaxial (a la derecha de la línea azul).

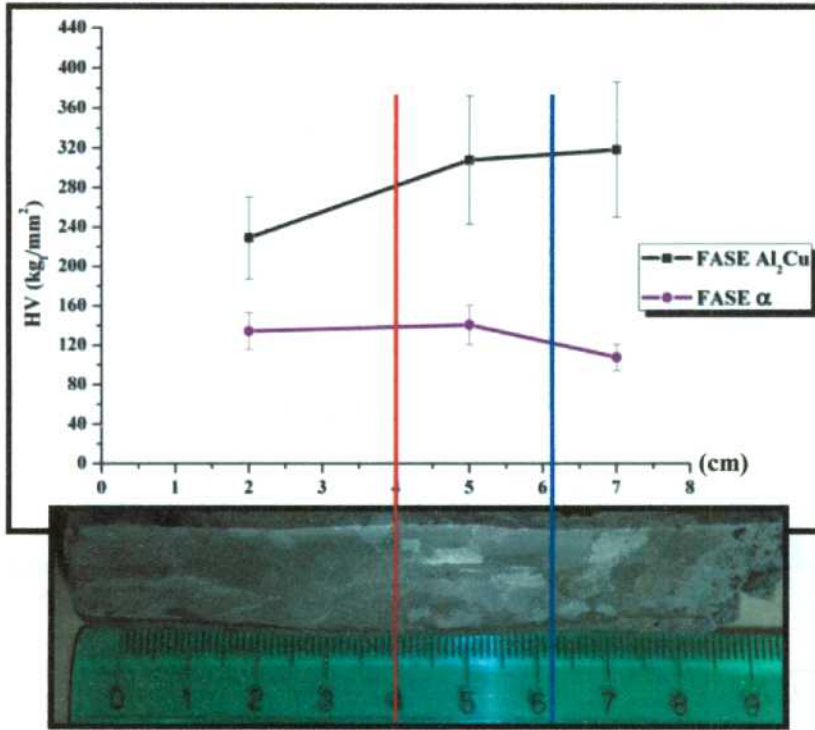


Figura VII.14 – Microdureza Vickers en función de la longitud para una aleación Al-15%Cu y una carga de 15 gr.

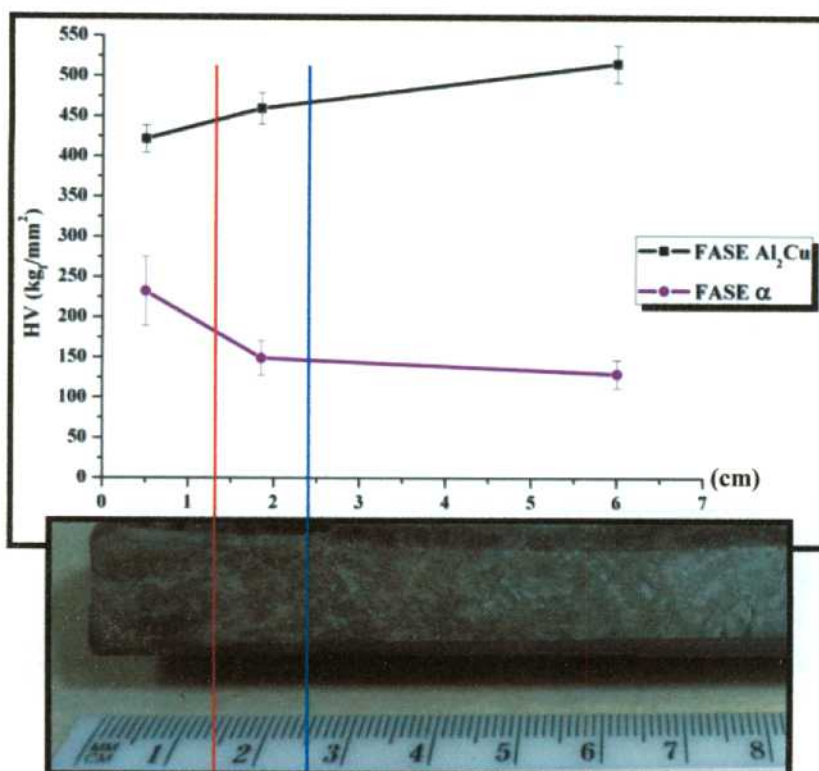
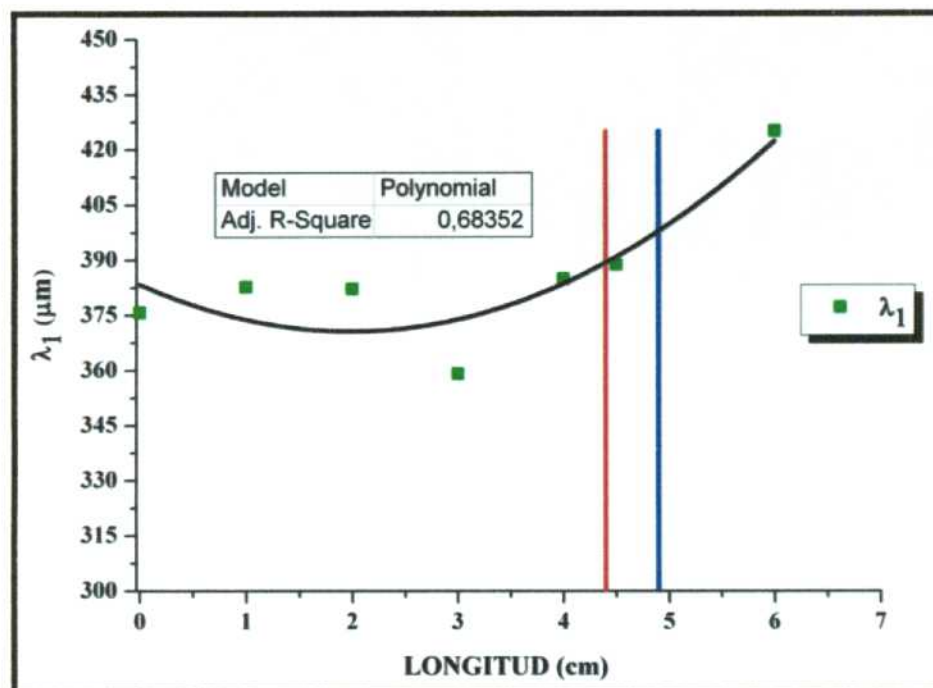


Figura VII.15 – Microdureza Vickers en función de la longitud para una aleación Al-33,2%Cu y una carga de 15 gr.

## APÉNDICE VIII: Espaciamientos dendríticos

En las Figuras VIII.1 a VIII.6 se presentan las variaciones de los espaciamientos dendríticos primario " $\lambda_1$ ", secundario " $\lambda_2$ " y terciario " $\lambda_3$ " en función de las longitudes de las probetas, para las todas aleaciones hipoeutécticas estudiadas (Al-1%Cu, Al-4,5%Cu y Al-15%Cu). En las Tablas 8.1 y 8.22 se representan los valores de las dispersiones " $\sigma$ " naturales de los valores medidos  $\lambda_1$ ,  $\lambda_2$  y  $\lambda_3$  en cada punto. El error máximo en la medición de los espaciamientos dendríticos es igual a 2,6%.

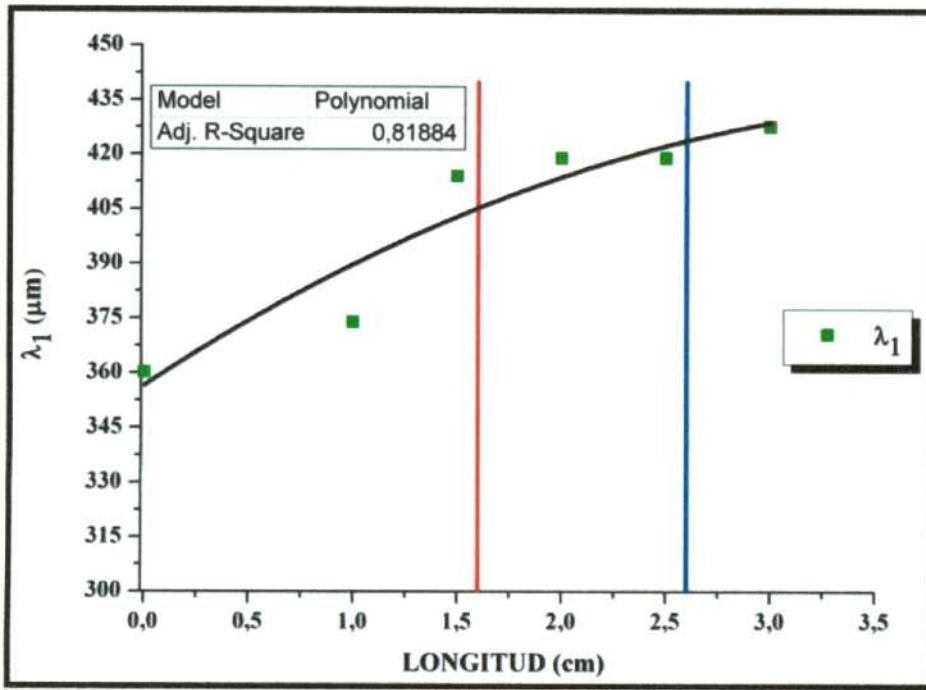
En las Figuras VIII.1 y VIII.2 se muestran las variaciones de los espaciamientos dendríticos  $\lambda_1$  en probetas Al-1%Cu y Al-4,5%Cu en las zonas de estructura columnar (a la izquierda de la línea de color rojo), de TCE (entre las líneas de color rojo y azul) y equiaxial (a la derecha de línea de color azul).



a)

Tabla 8.1

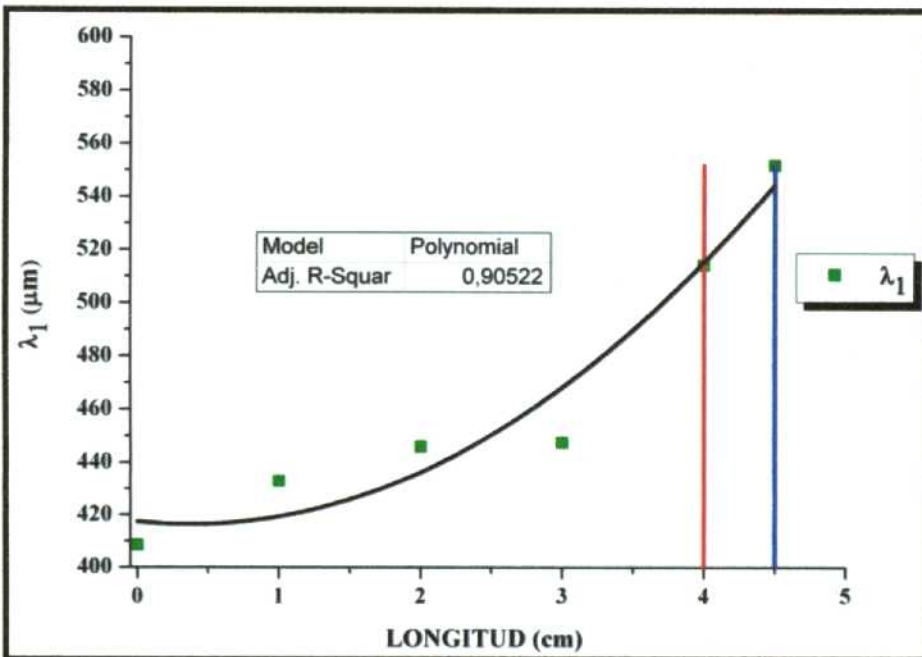
$\lambda_1$ ( $\mu\text{m}$ )	$\sigma$ ( $\mu\text{m}$ )
375,8	55,1
382,7	100,8
382,2	107,4
359,1	78,6
384,9	82,6
388,8	80,2
425,0	49,6



b)

Tabla 8.2

$\lambda_1$ ( $\mu\text{m}$ )	$\sigma$ ( $\mu\text{m}$ )
360,3	90,3
374,0	52,2
414,1	77,6
419,1	94,1
419,1	94,1
427,8	48,8



c)

Tabla 8.3

$\lambda_1$ ( $\mu\text{m}$ )	$\sigma$ ( $\mu\text{m}$ )
408,6	120,4
433,0	113,1
446,0	106,2
447,6	37,0
514,3	182,0
552,0	113,0

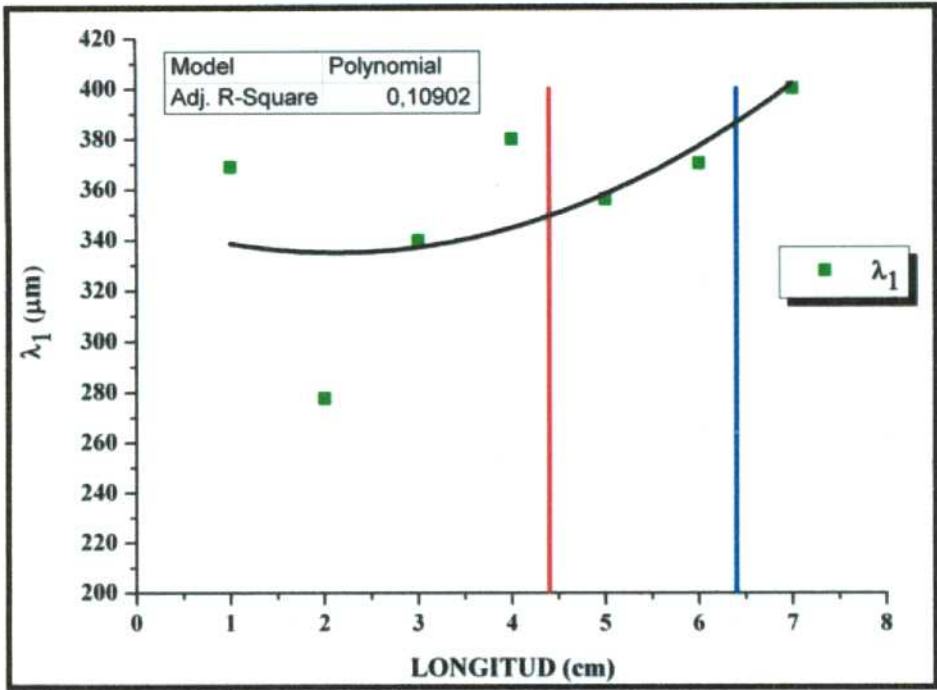


Tabla 8.4

$\lambda_1$ ( $\mu\text{m}$ )	$\sigma$ ( $\mu\text{m}$ )
369,0	69,6
277,7	60,6
339,9	89,2
380,1	73,5
356,3	119,8
370,4	77,4
400,0	143,2

d)

Figura VIII.1 – Espaciamento dendrítico primario en función de la longitud la probeta para aleaciones Al-1%Cu.a) Experiencia 1. b) Experiencia 2. c) Experiencia 3 d) Experiencia 5.

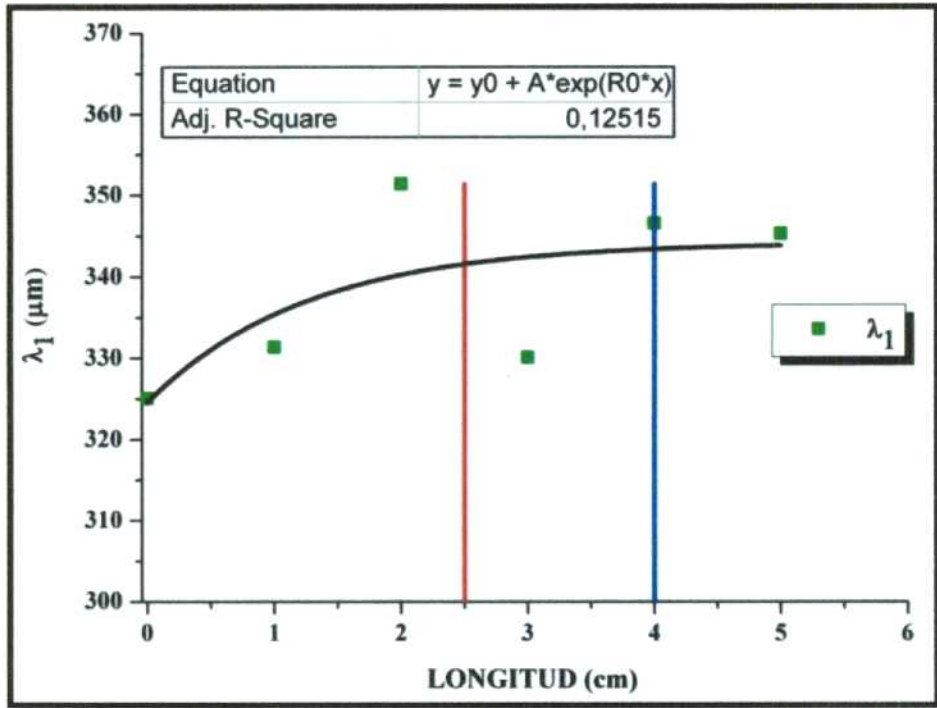
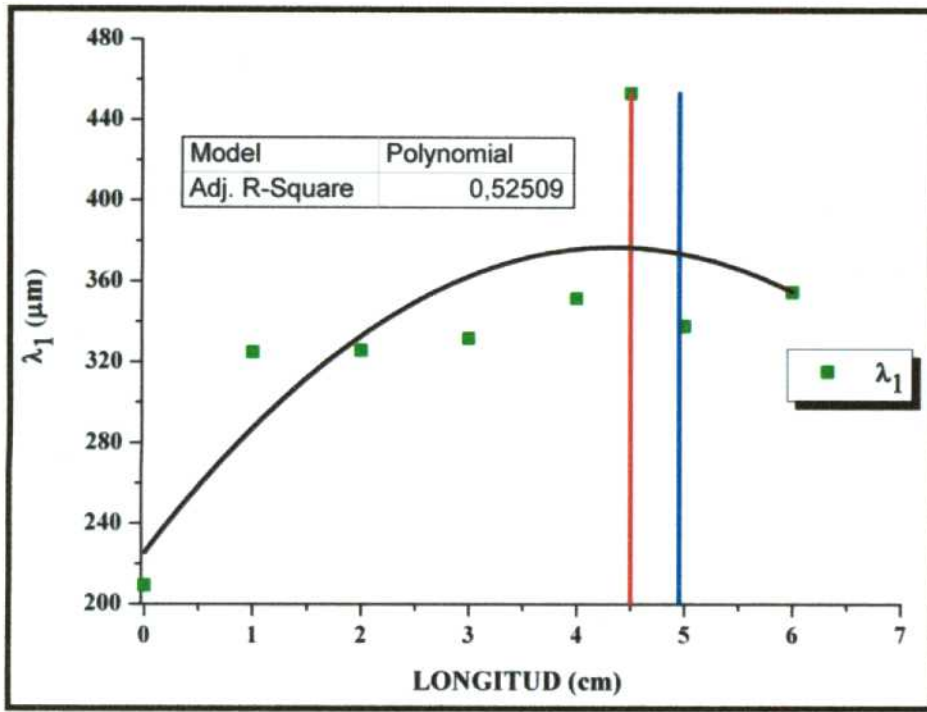


Tabla 8.5

$\lambda_1$ ( $\mu\text{m}$ )	$\sigma$ ( $\mu\text{m}$ )
325,1	78,3
331,4	90,6
351,4	111,2
330,1	79,9
346,6	114,8
345,4	62,7

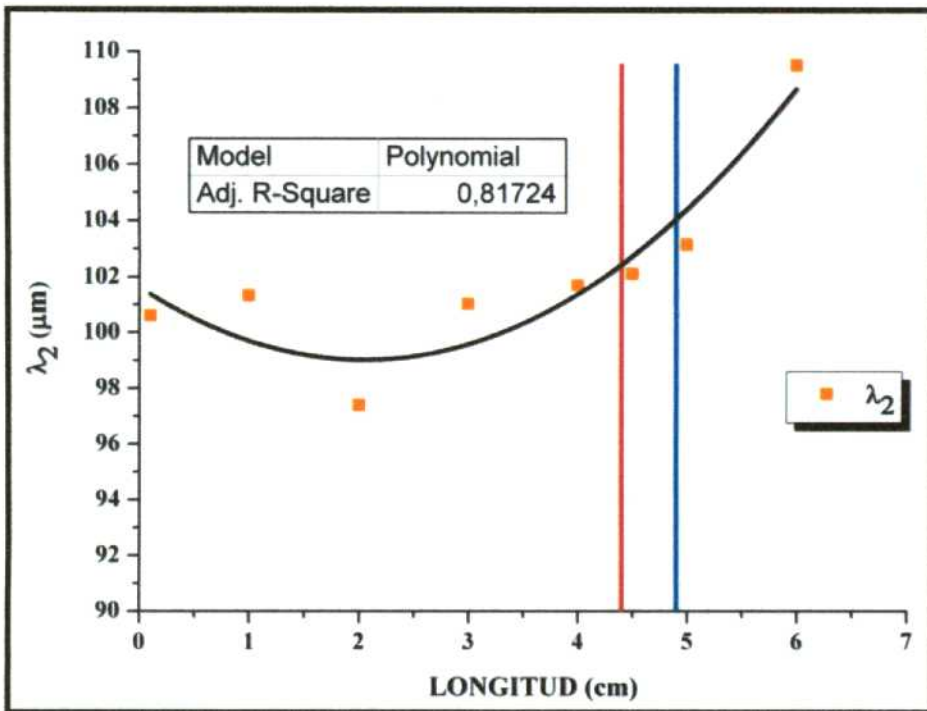
a)



b)

Figura VIII.2 –Variación del espaciamiento dendrítico  $\lambda_1$  a lo largo de probetas solidificadas direccionalmente de aleaciones Al-4,5%Cu. a) Experiencia 6. b) Experiencia 7).

En las Figuras VIII.3 VIII.5 se muestran los espaciamientos dendríticos  $\lambda_2$  en todas las aleaciones hipoeutécticas Al-1%Cu, Al-4,5%Cu y Al-15%Cu.



a)

Tabla 8.6

$\lambda_1$ ( $\mu\text{m}$ )	$\sigma$ ( $\mu\text{m}$ )
209,3	72,3
325,0	87,3
325,8	132,8
331,8	97,3
351,6	153,9
453,4	155,2
337,9	108,1
354,8	106,5

Tabla 8.7

$\lambda_2$ ( $\mu\text{m}$ )	$\sigma$ ( $\mu\text{m}$ )
100,6	8,3
101,3	18,4
97,4	26,5
101,0	14,5
101,7	14,4
102,1	20,4
103,2	26,6
109,5	20,7

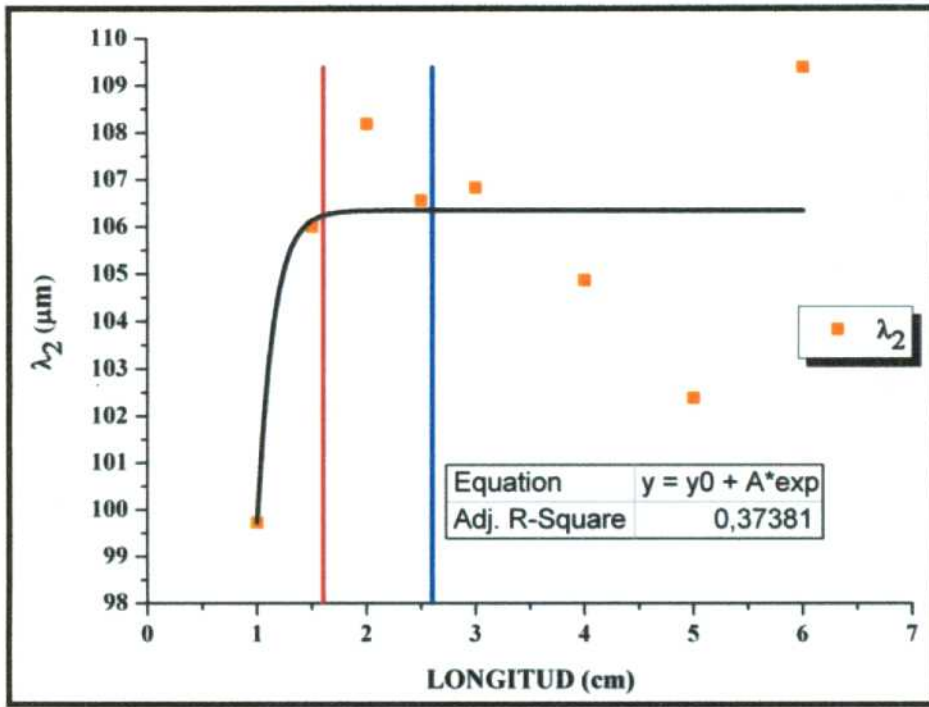


Tabla 8.8

$\lambda_2$ ( $\mu\text{m}$ )	$\sigma$ ( $\mu\text{m}$ )
99,8	16,8
106,0	26,5
108,2	21,7
106,6	21,0
106,8	21,0
103,9	19,3
101,9	10,2
109,5	23,5

b)

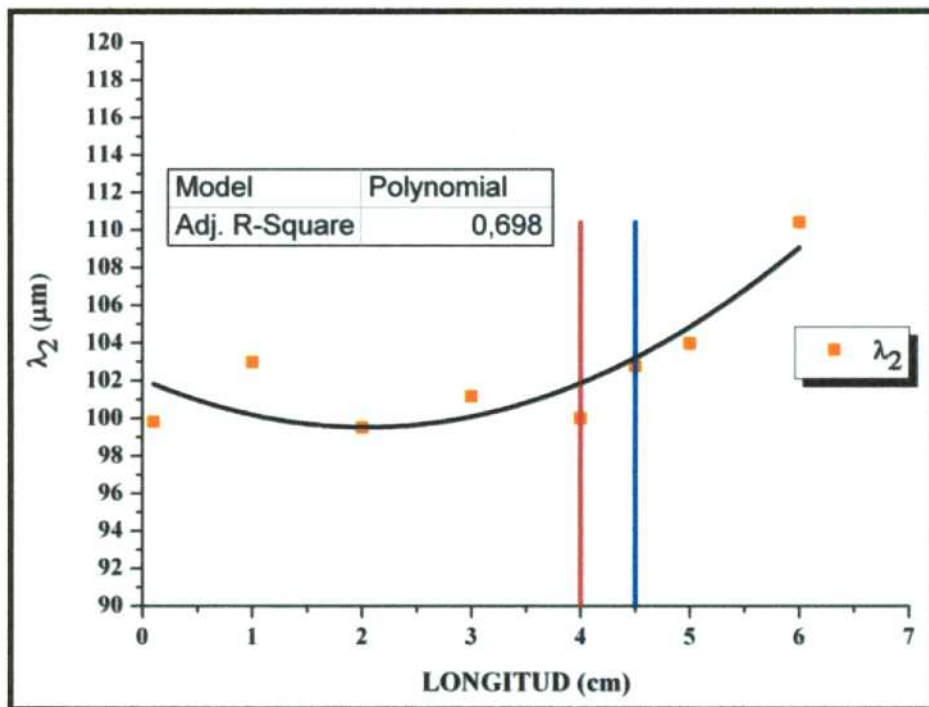


Tabla 8.9

$\lambda_2$ ( $\mu\text{m}$ )	$\sigma$ ( $\mu\text{m}$ )
99,8	9,4
103,0	16,1
99,5	6,6
101,2	20,6
100,0	5,6
102,8	14,4
104,0	10,3
110,4	17,1

c)

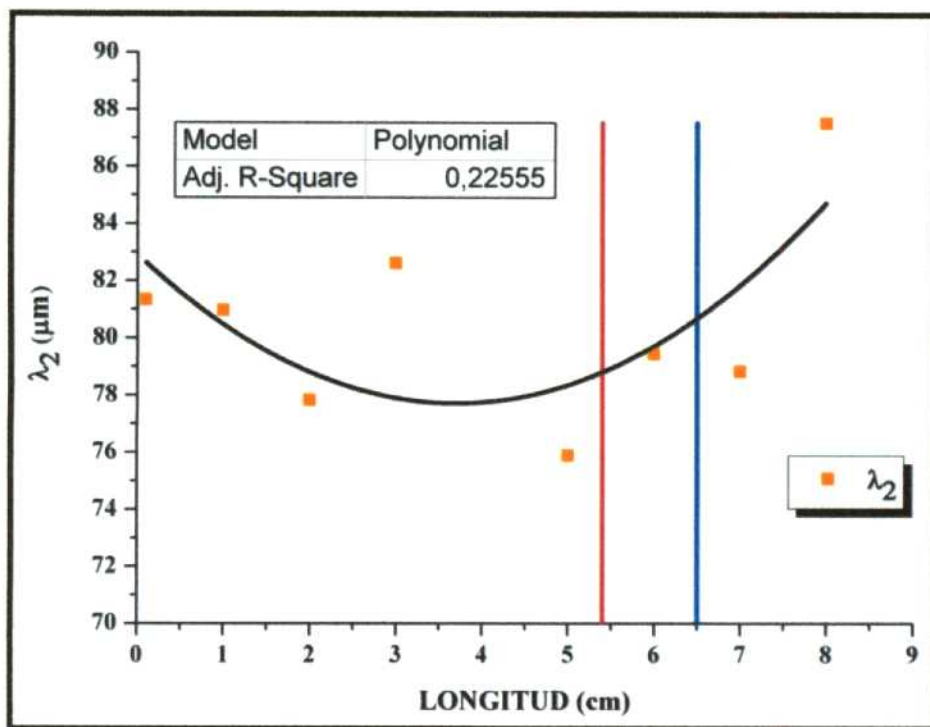


Tabla 8.10

$\lambda_2$ ( $\mu\text{m}$ )	$\sigma$ ( $\mu\text{m}$ )
81,3	17,7
81,0	19,9
77,8	13,6
82,6	10,5
75,9	15,4
79,5	19,0
78,8	19,2
87,5	36,1

d)

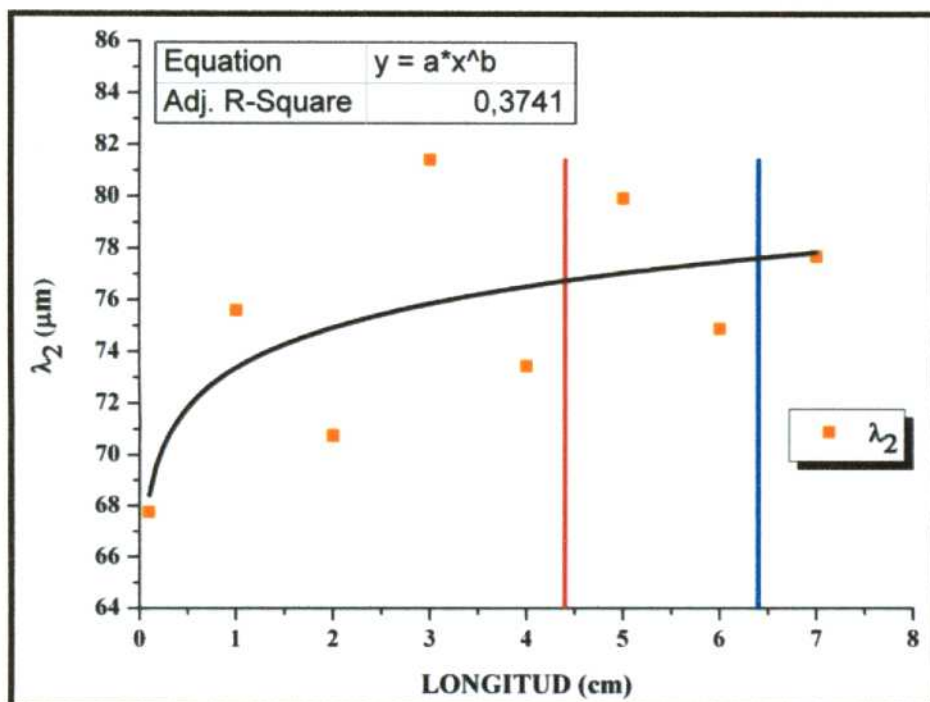
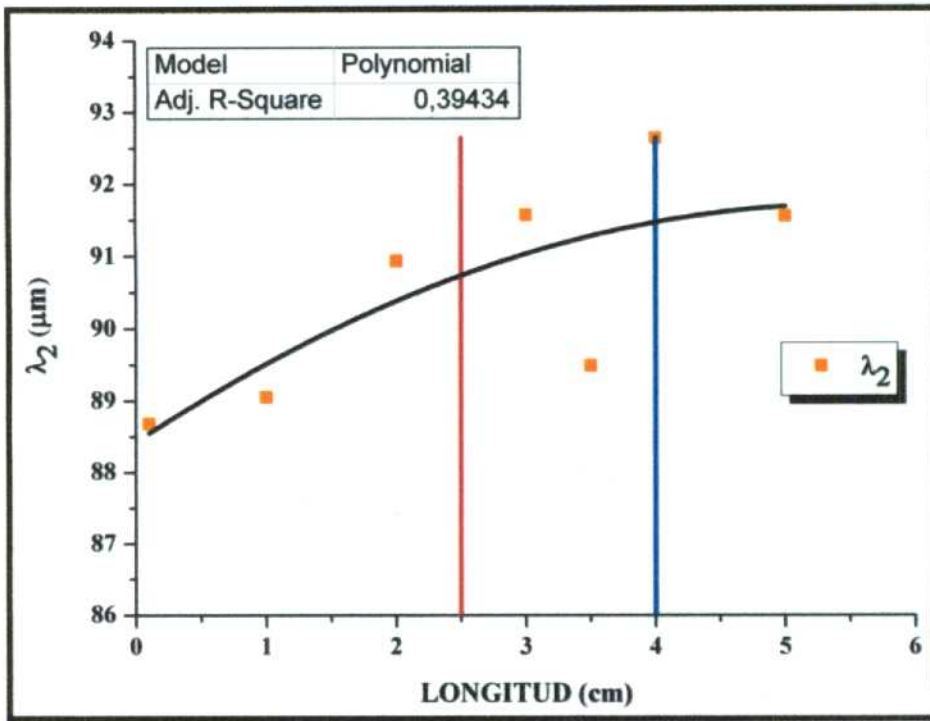


Tabla 8.11

$\lambda_2$ ( $\mu\text{m}$ )	$\sigma$ ( $\mu\text{m}$ )
75,1	19,0
75,6	13,6
70,7	15,7
81,4	17,3
73,4	12,6
79,9	13,4
74,9	17,3
77,7	4,2

e)

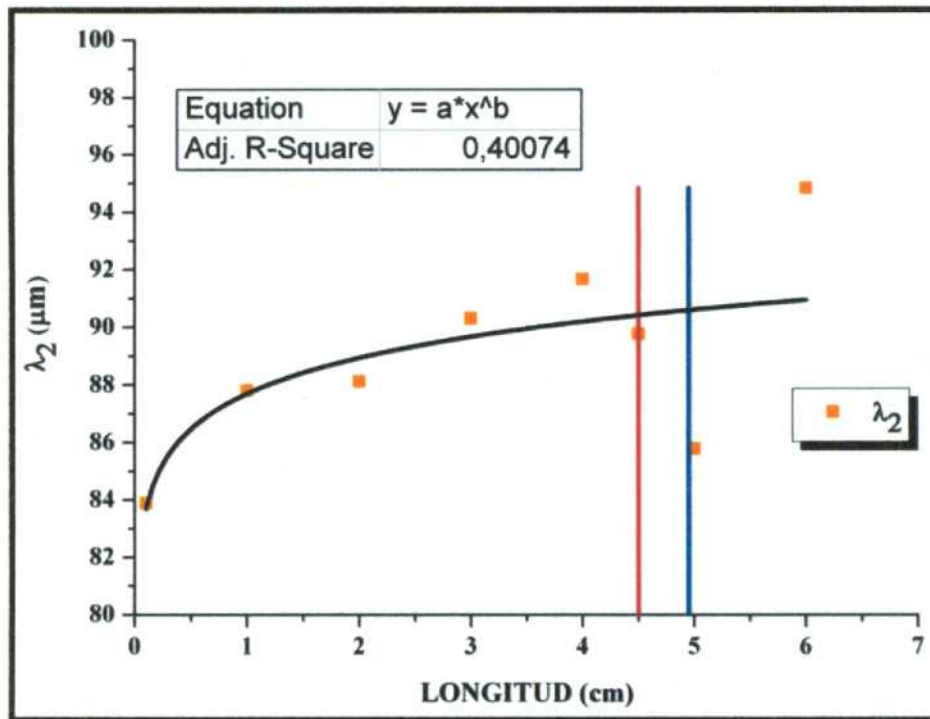
Figura VIII.3 – Espaciamiento dendrítico  $\lambda_2$  en función de la longitud la probeta para aleaciones Al-1%Cu.a) Experiencia 1. b) Experiencia 2. c) Experiencia 3. d) Experiencia 4. e) Experiencia 5.



a)

Tabla 8.12

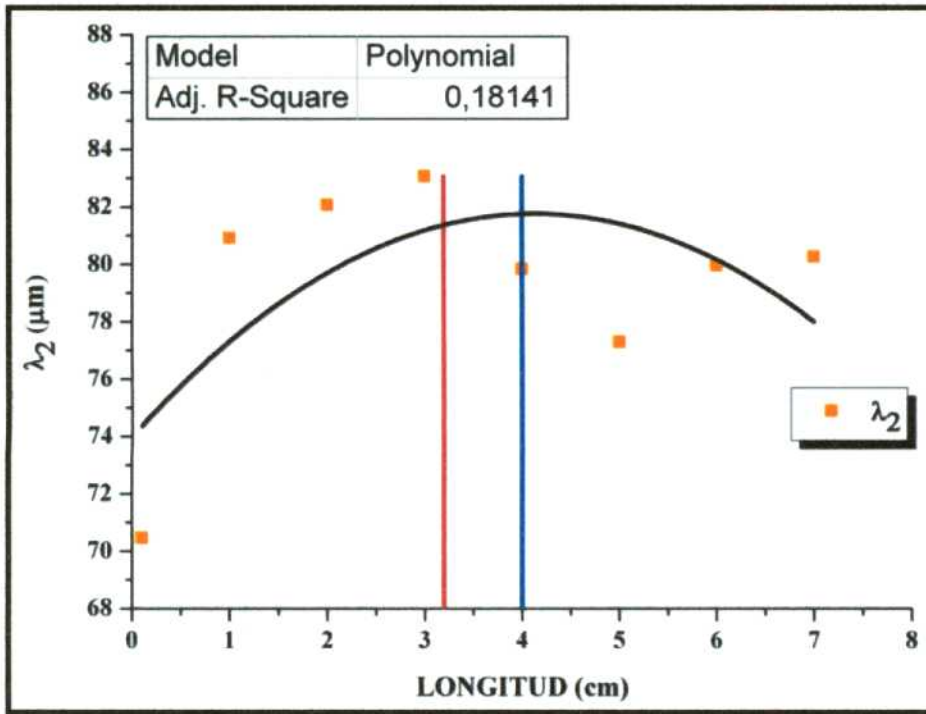
$\lambda_2$ ( $\mu\text{m}$ )	$\sigma$ ( $\mu\text{m}$ )
88,7	5,1
89,1	4,9
90,9	13,2
91,6	11,5
89,5	5,7
92,6	10,1
91,6	9,3



b)

Tabla 8.13

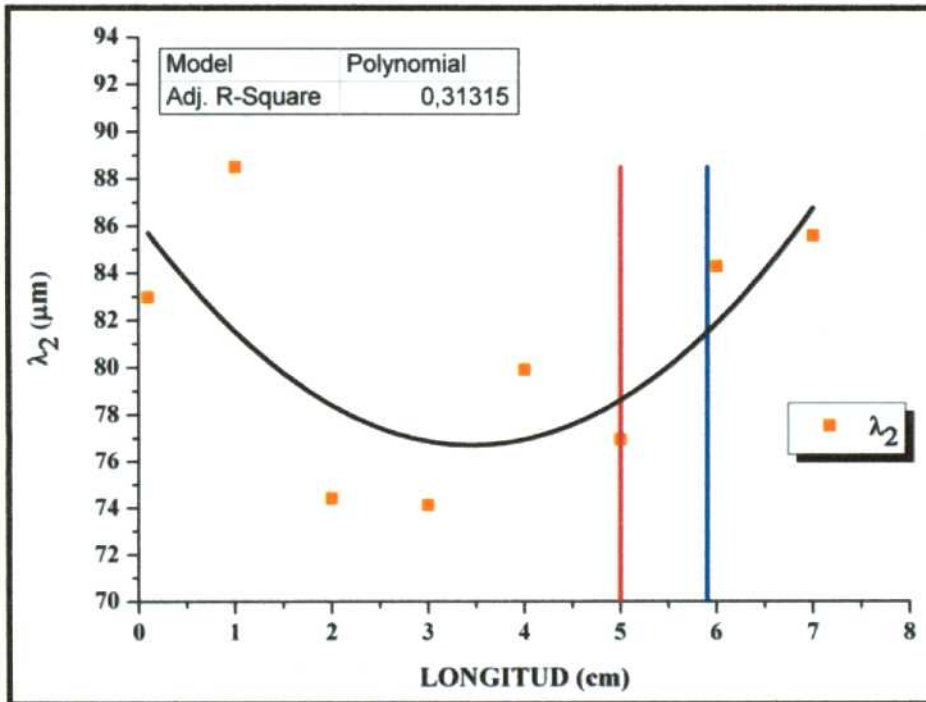
$\lambda_2$ ( $\mu\text{m}$ )	$\sigma$ ( $\mu\text{m}$ )
83,9	3,1
87,8	10,5
88,1	16,2
90,3	17,4
91,7	27,2
89,8	5,9
85,8	9,6
94,8	8,2



c)

Tabla 8.14

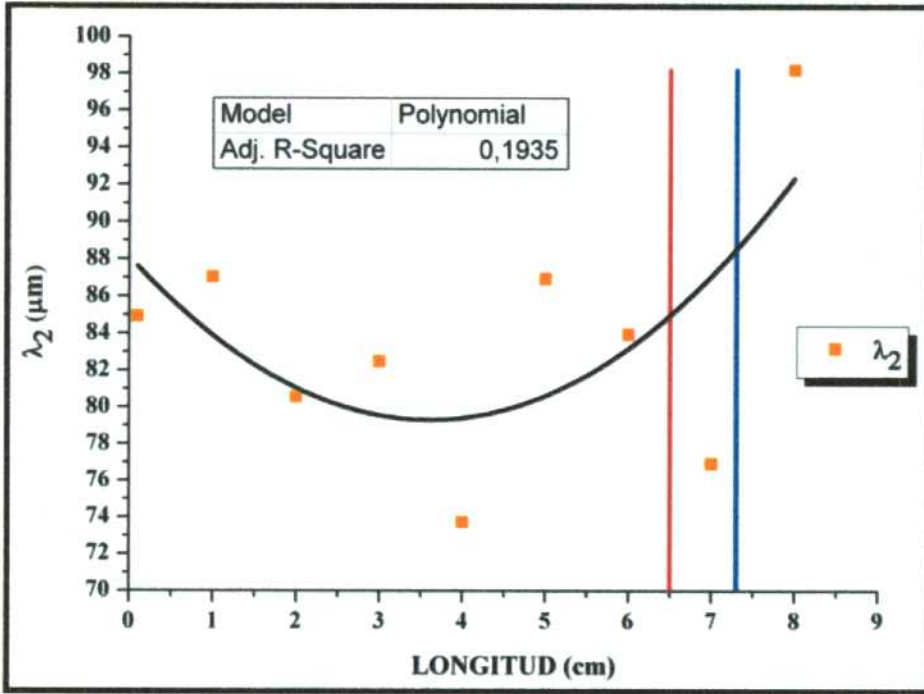
$\lambda_2$ ( $\mu\text{m}$ )	$\sigma$ ( $\mu\text{m}$ )
70,5	14,0
80,9	13,9
82,1	16,5
83,1	20,9
79,8	16,1
77,3	6,7
80,0	3,1
80,3	17,3



d)

Tabla 8.15

$\lambda_2$ ( $\mu\text{m}$ )	$\sigma$ ( $\mu\text{m}$ )
83,0	21,3
88,5	10,1
74,4	11,9
74,1	12,7
79,9	17,3
77,0	20,4
84,3	23,3
85,6	19,0

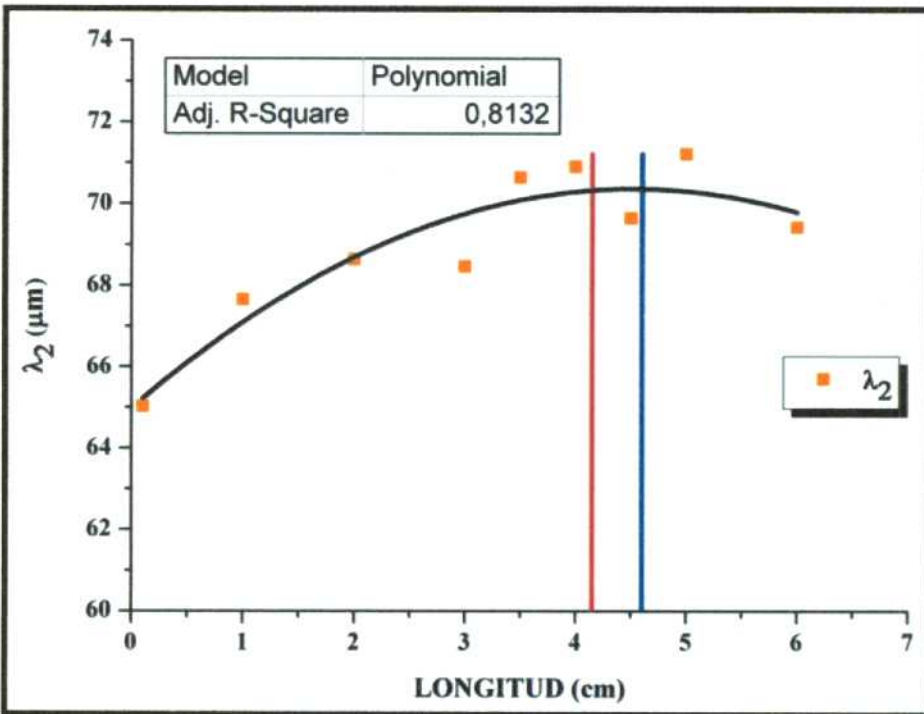


e)

Figura VIII.4 –Variación del espaciamiento dendrítico  $\lambda_2$  a lo largo de probetas solidificadas direccionalmente de aleaciones Al-4,5%Cu. a) Experiencia 6. b) Experiencia 7. c) Experiencia 9. d) Experiencia 10. e) Experiencia 11.

Tabla 8.16

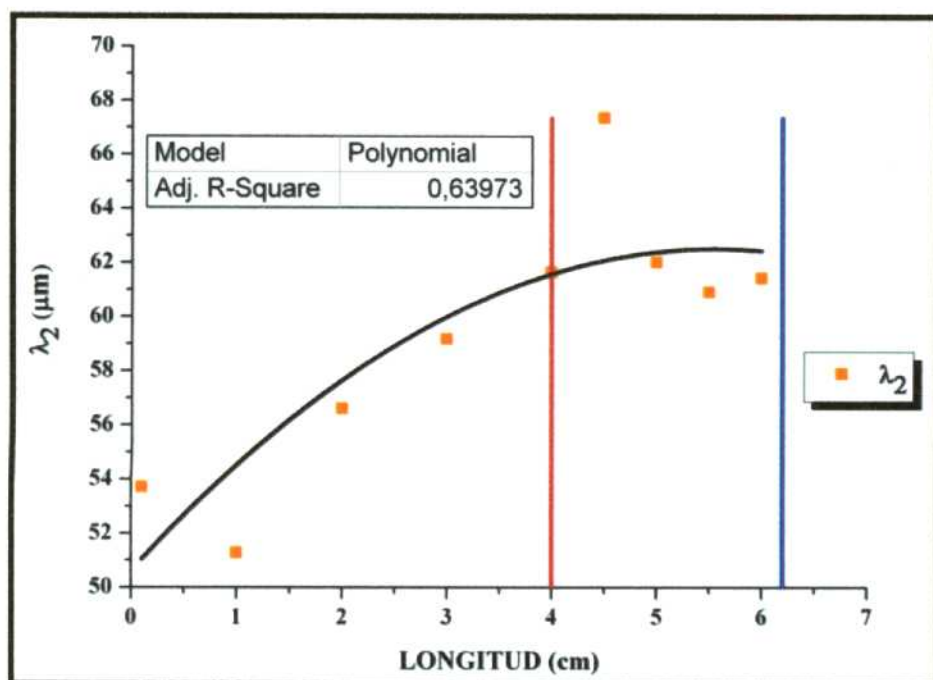
$\lambda_2$ ( $\mu\text{m}$ )	$\sigma$ ( $\mu\text{m}$ )
84,9	12,1
87,0	17,0
80,5	13,8
82,5	18,2
73,7	16,6
86,9	12,9
83,9	15,5
76,9	15,2
98,2	26,9



a)

Tabla 8.17

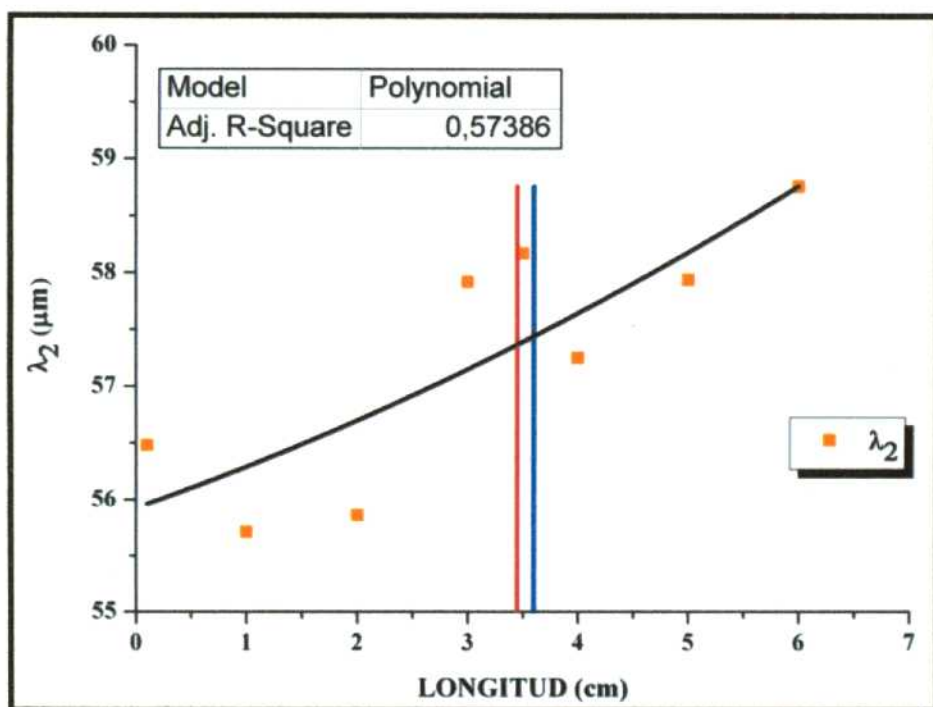
$\lambda_2$ ( $\mu\text{m}$ )	$\sigma$ ( $\mu\text{m}$ )
65,0	5,7
67,7	7,9
68,6	8,5
68,5	4,2
70,6	7,7
70,9	8,7
69,7	7,1
71,2	11,4
69,4	5,1



b)

Tabla 8.18

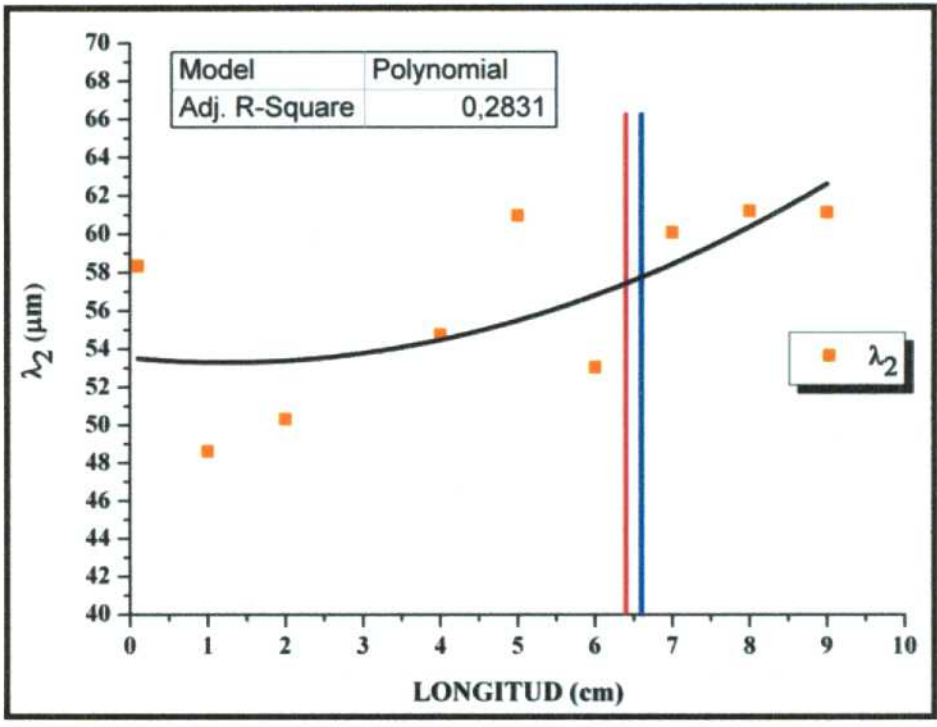
$\lambda_2$ ( $\mu\text{m}$ )	$\sigma$ ( $\mu\text{m}$ )
53,7	7,4
51,3	11,3
56,6	9,2
59,2	10,6
61,7	10,9
67,4	15,9
62,0	12,5
60,9	15,7
61,4	9,7



c)

Tabla 8.19

$\lambda_2$ ( $\mu\text{m}$ )	$\sigma$ ( $\mu\text{m}$ )
56,5	7,8
55,7	8,5
55,9	10,5
57,9	8,1
58,2	10,7
57,2	6,5
57,9	2,9
58,8	2,7



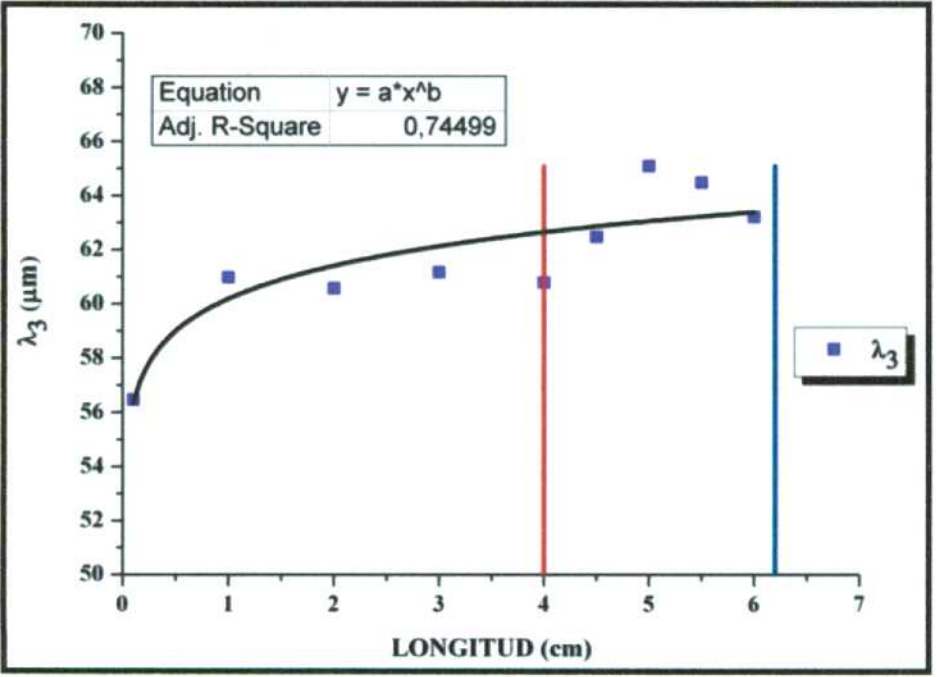
d)

Tabla 8.20

$\lambda_2$ ( $\mu\text{m}$ )	$\sigma$ ( $\mu\text{m}$ )
58,4	11,8
48,6	11,0
50,3	7,2
66,3	15,6
54,7	10,0
61,0	16,8
53,0	15,9
60,1	7,8
61,2	14,3
61,1	16,0

Figura VIII.5 – Espaciamento dendrítico  $\lambda_2$  versus longitud de la probeta para aleaciones Al-15%Cu. a) Experiencia 12. b) Experiencia 13. c) Experiencia 14. d) Experiencia 15.

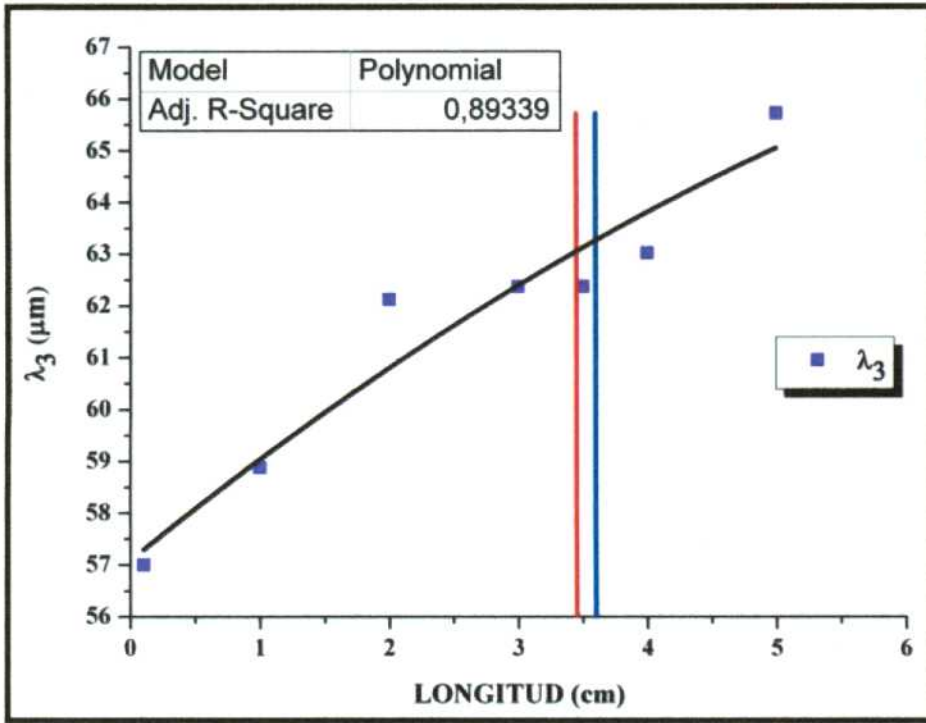
En las Figuras VIII.6 a y b se muestran las variaciones de los espaciamentos dendríticos  $\lambda_3$  a lo largo de toda la longitud, para dos probetas Al-15%Cu.



a)

Tabla 8.21

$\lambda_3$ ( $\mu\text{m}$ )	$\sigma$ ( $\mu\text{m}$ )
56,5	5,6
61,0	7,4
60,6	8,4
61,2	11,1
60,8	10,9
62,5	7,4
65,1	8,7
64,5	7,2
63,2	8,3



b)

Figura VIII.6 – Espaciamento dendrítico  $\lambda_3$  versus longitud de la probeta para aleaciones Al-15%Cu.a) Experiencia 13. b) Experiencia 14.

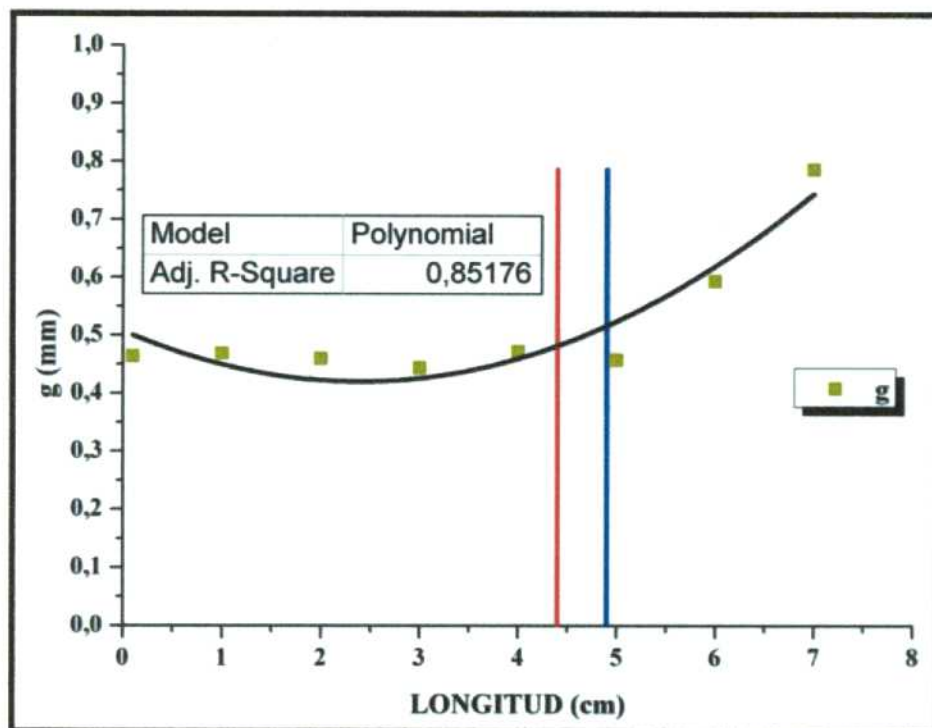
Tabla 8.22

$\lambda_3$ ( $\mu\text{m}$ )	$\sigma$ ( $\mu\text{m}$ )
57	7
58,9	7,1
62,1	13,6
62,4	12,8
62,4	13,5
63	12,7
65,7	7,8
57,3	3,4

## APÉNDICE IX: Mediciones de los tamaños de granos

Desde la Figura IX.1 hasta la Figura IX.4 se muestran las medidas de los tamaños de los granos "g" en función del largo de las probetas para las estructuras de granos columnar (a la izquierda de la línea roja), de TCE (entre las líneas de color rojo y azul) y equiaxial (a la derecha de la línea de color azul). En las Tabla 9.1 a 9.9 se muestran los valores de las  $\sigma$  en la medida de los g para cada una de las aleaciones. El error máximo en la medición del g es igual a 13%.

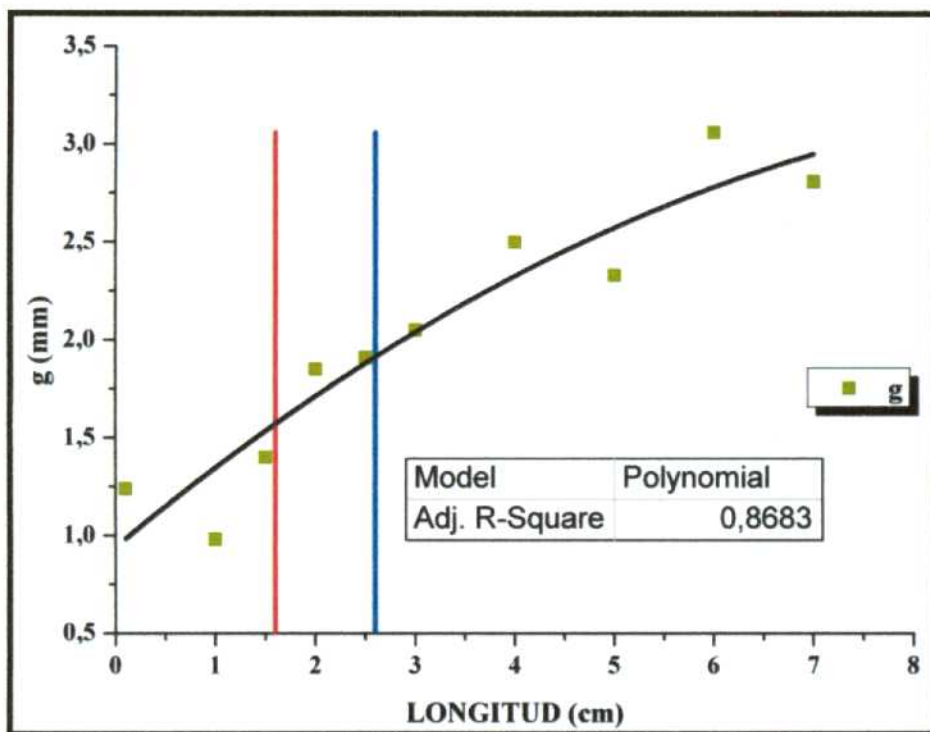
Las mediciones de los tamaños de granos se realizaron en las aleaciones Al-1%Cu (3 probetas), Al-4,5%Cu (2 probetas), Al-15%Cu (2 probetas) y Al-33,2%Cu (2 probetas).



a)

Tabla 9.1

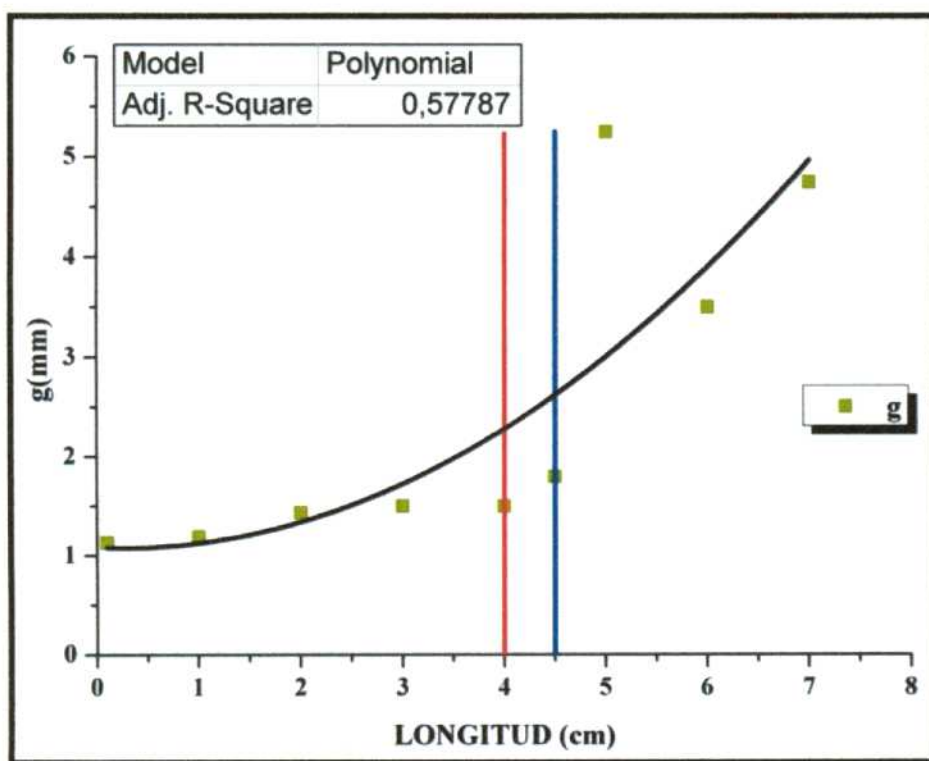
g (mm)	$\sigma$ (mm)
0,46	0,2
0,47	0,2
0,46	0,2
0,44	0,2
0,47	0,2
0,46	0,15
0,59	0,3
0,79	0,2



b)

Tabla 9.2

g (mm)	$\sigma$ (mm)
1,24	0,5
0,98	0,3
1,4	0,5
1,85	0,55
1,91	0,4
2,05	0,75
2,5	0,5
2,33	1
3,06	1,1
2,81	1,5

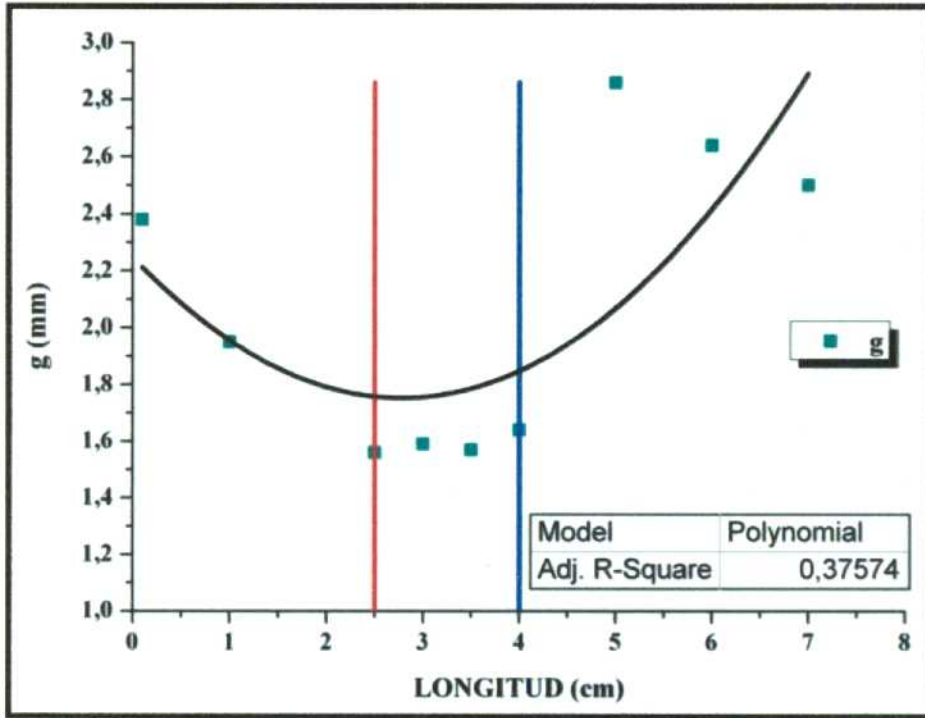


c)

Tabla 9.3

g (mm)	$\sigma$ (mm)
1,13	0,5
1,19	0,6
1,43	0,65
1,5	0,7
1,5	1
1,8	0,25
5,25	0,35
3,5	0,5
4,75	1

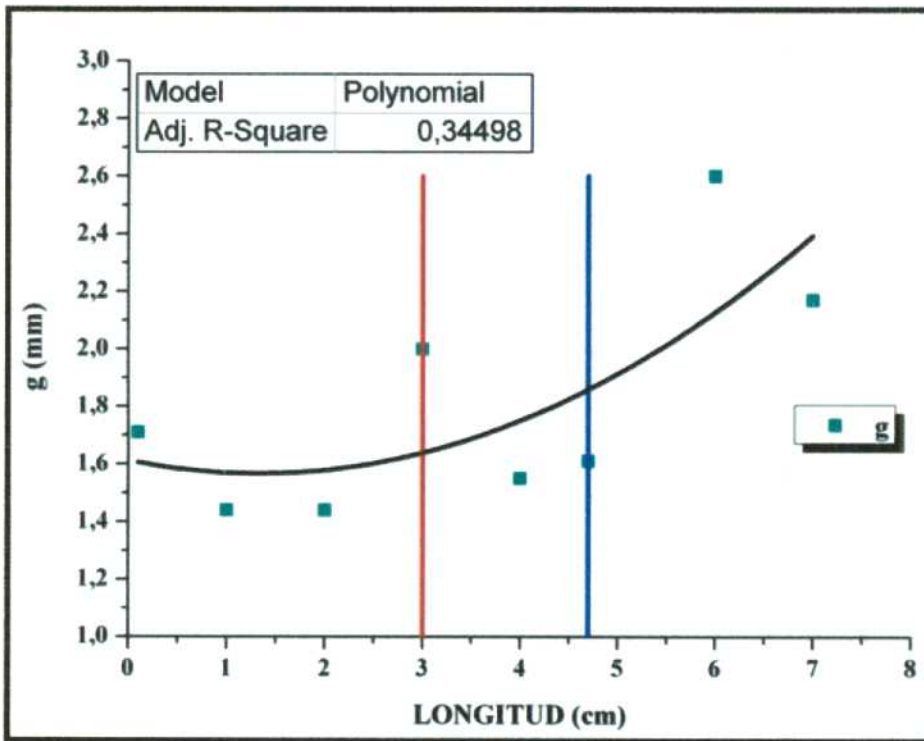
Figura IX.1 – Tamaño de grano en función de la longitud la probeta para aleaciones Al-1%Cu.a) Experiencia 1. b) Experiencia 2. c) Experiencia 3.



a)

Tabla 9.4

g (mm)	$\sigma$ (mm)
2,38	0,9
1,95	0,95
1,56	0,6
1,59	0,6
1,57	0,65
1,64	1,05
2,86	1,45
2,64	0,85
2,5	1

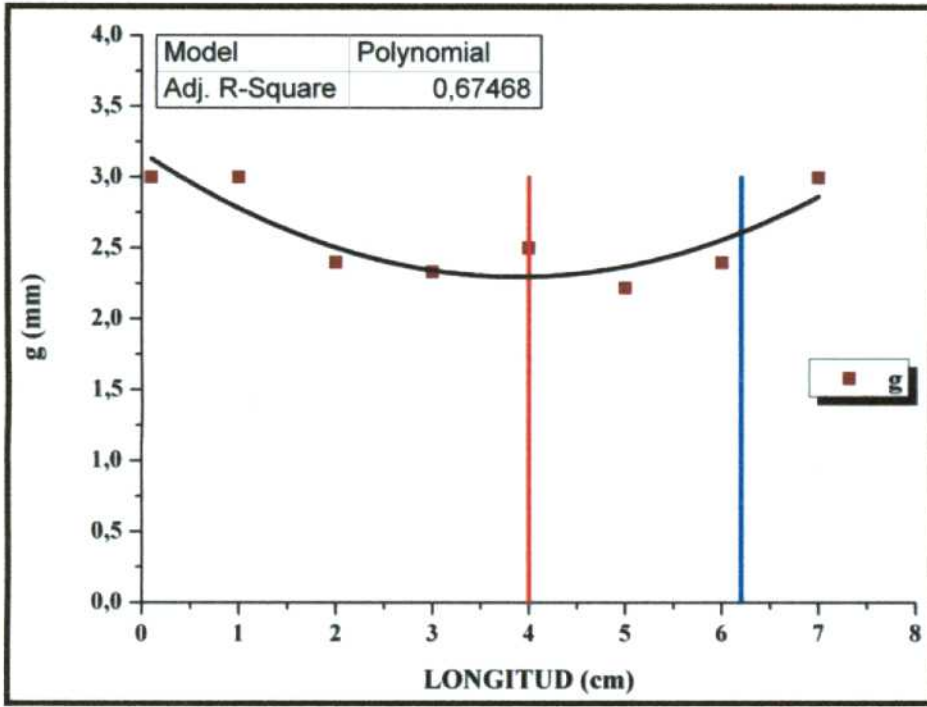


b)

Tabla 9.5

g (mm)	$\sigma$ (mm)
1,71	1
1,44	0,7
1,44	0,5
2	1,4
1,55	0,5
1,61	0,7
2,6	0,65
2,17	0,4

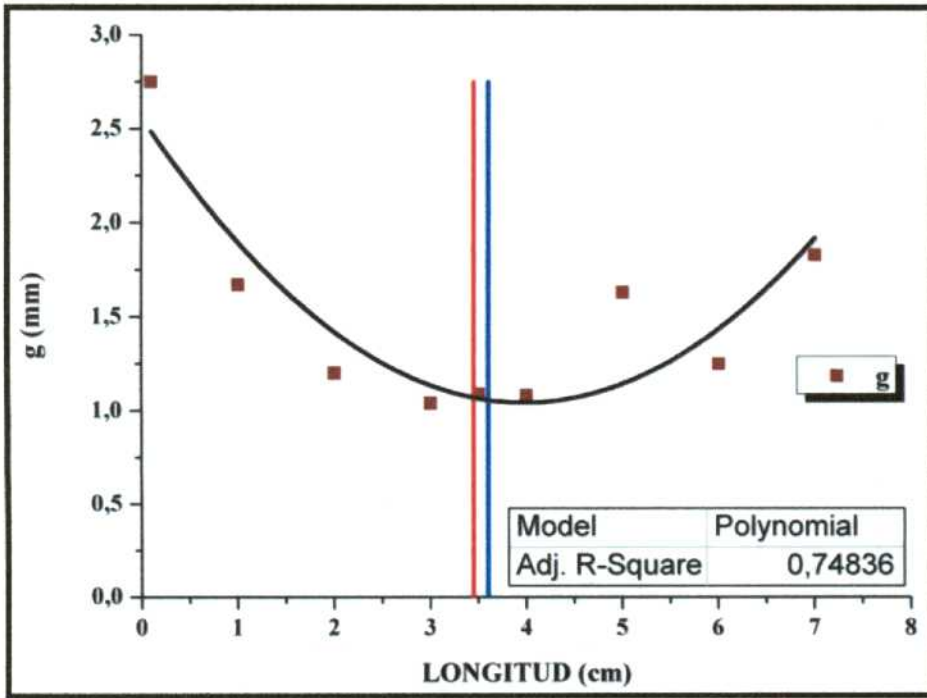
Figura IX.2 – Tamaño de grano a lo largo de probetas solidificadas direccionalmente de aleaciones Al-4,5%Cu. a) Experiencia 6. b) Experiencia 8.



a)

Tabla 9.6

g (mm)	$\sigma$ (mm)
3	1,8
3	1,8
2,4	0,65
2,33	1,15
2,5	1,2
2,22	0,9
2,4	1,15
3	0,7

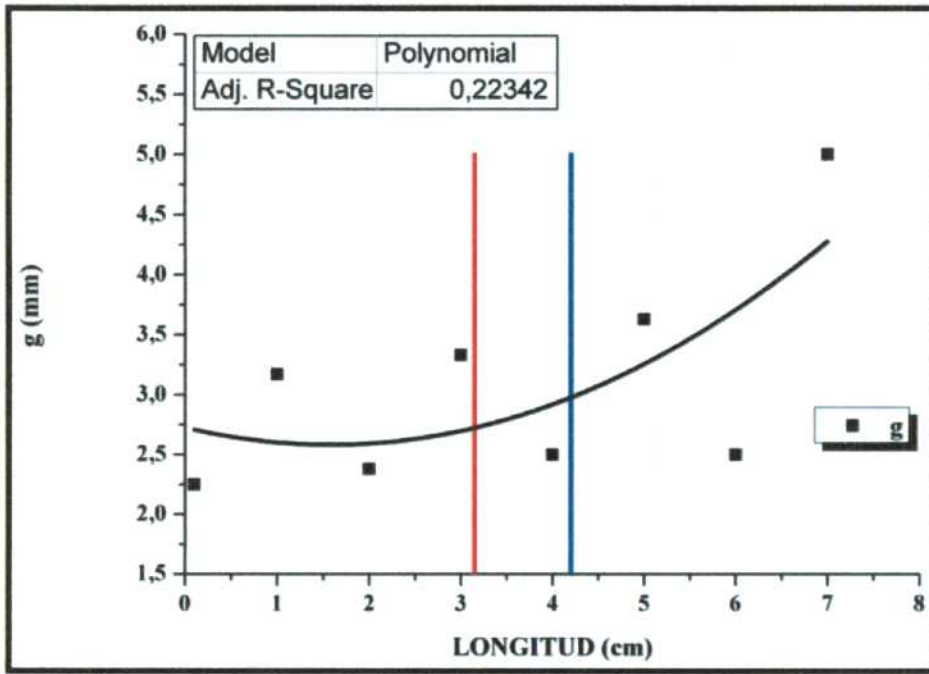


b)

Tabla 9.7

g (mm)	$\sigma$ (mm)
2,75	0,95
1,67	0,8
1,2	0,25
1,04	0,35
1,09	0,55
1,08	0,55
1,63	0,6
1,25	0,4
1,83	0,5

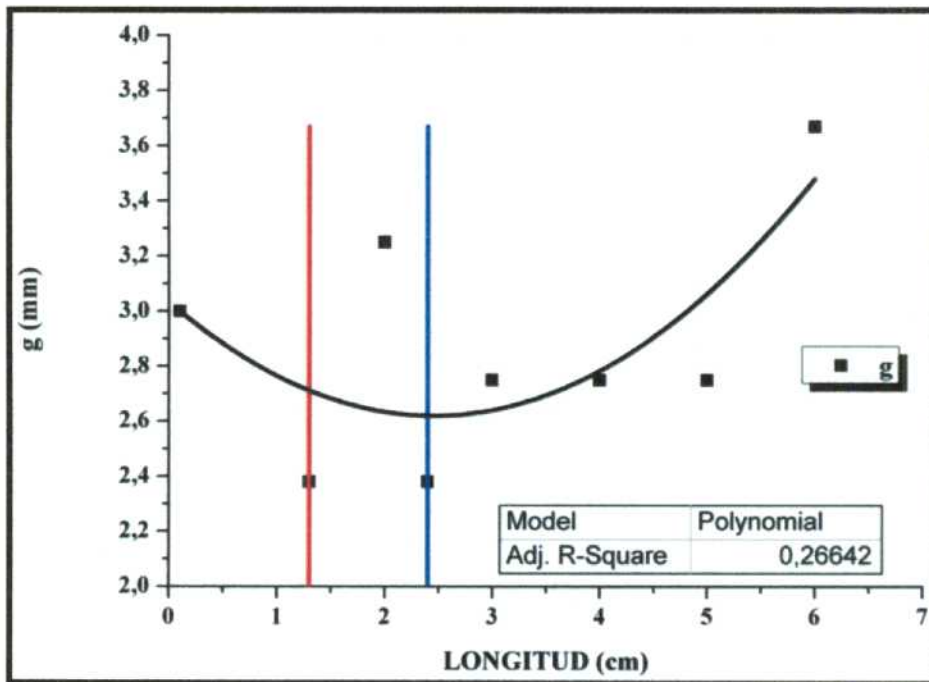
Figura IX.3 – Tamaño de grano versus longitud de la probeta para aleaciones Al-15%Cu. a) Experiencia 13. b) Experiencia 14.



a)

Tabla 9.8

g (mm)	$\sigma$ (mm)
2,25	1,2
3,17	1,55
2,38	0,95
3,33	0,3
2,5	1,8
3,63	2,2
2,5	0,8
5	4,25



b)

Tabla 9.9

g (mm)	$\sigma$ (mm)
3	1,4
2,38	1,15
3,25	0,95
2,38	0,75
2,75	1,55
2,75	1,65
2,75	1,5
3,67	2,3

Figura IX.4 – Tamaño de grano versus longitud de la probeta para aleaciones Al-Cu de composición eutéctica (Al-33,2%Cu).a) Experiencia 16. b) Experiencia 17.

## APÉNDICE X: Curvas de enfriamiento

Desde la Figura X.1 hasta la Figuras X.6 se pueden observar las curvas de enfriamiento o curvas de temperatura en función del tiempo de las aleaciones Al-1%Cu, Al-4,5%Cu, Al-15%Cu y Al-33,2%Cu. En las mismas se puede ver la variación de la temperatura en función del tiempo, medida en la posición de cada una de las termocuplas, en donde se señalan las temperaturas de solidus y liquidus experimentales de cada una de las aleaciones.

Las curvas de enfriamiento que no aparecen en las gráficas se deben a que las termocuplas correspondientes fallaron al momento de la medición.

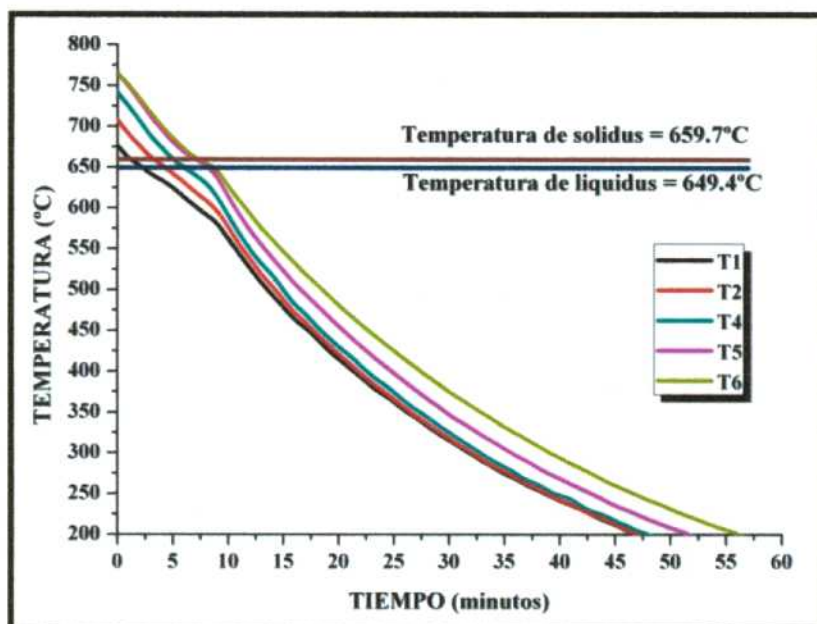


Figura X.1 – Curvas de enfriamiento para una aleación Al-1%Cu (Experiencia 5).

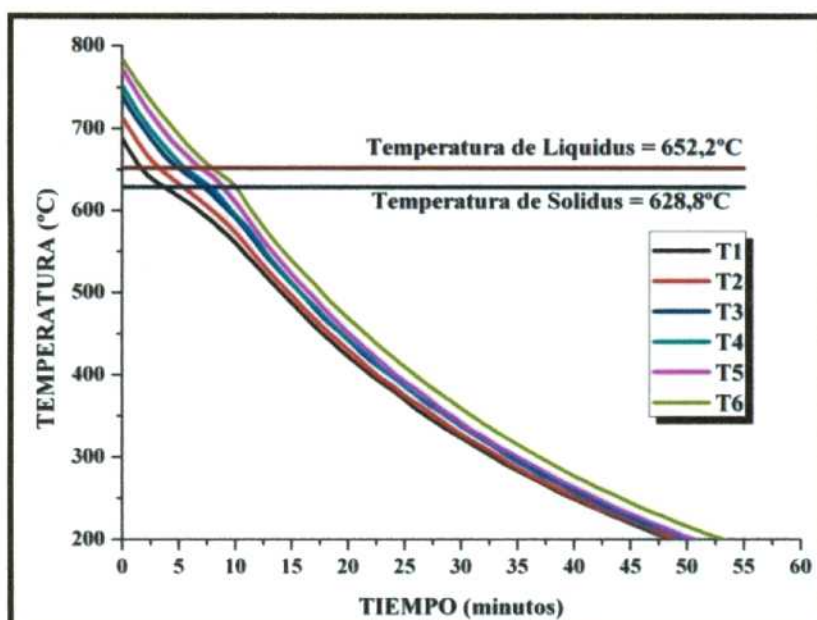


Figura X.2 – Curvas de enfriamiento para una aleación Al-4,5%Cu (Experiencia 9).

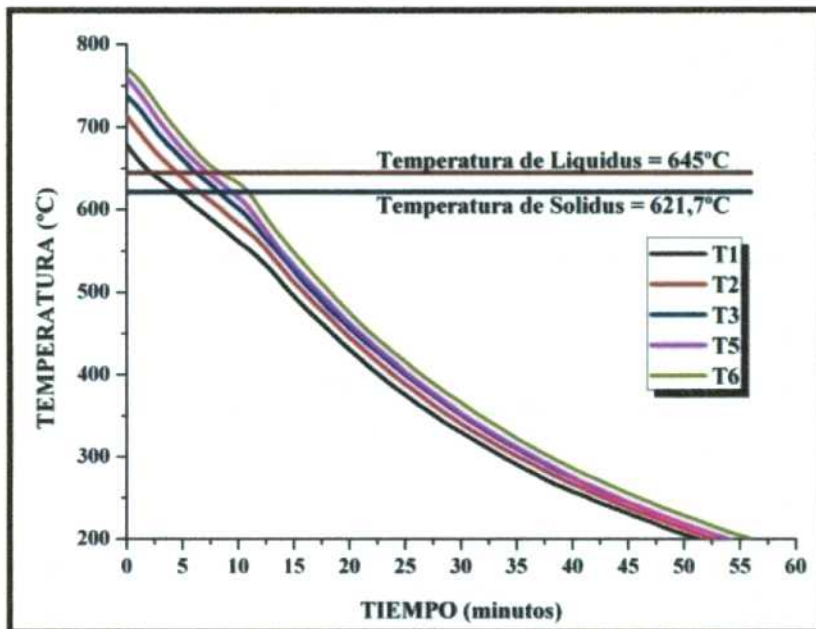


Figura X.3 – Curvas de resfriamento para uma liga Al-4,5%Cu (Experiência 10).

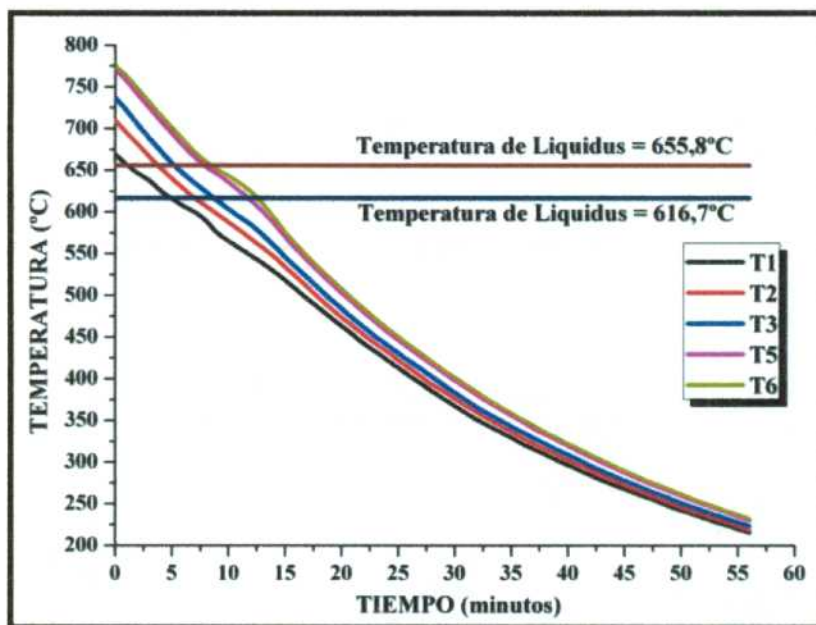


Figura X.4 – Curvas de resfriamento para uma liga Al-4,5%Cu (Experiência 11).

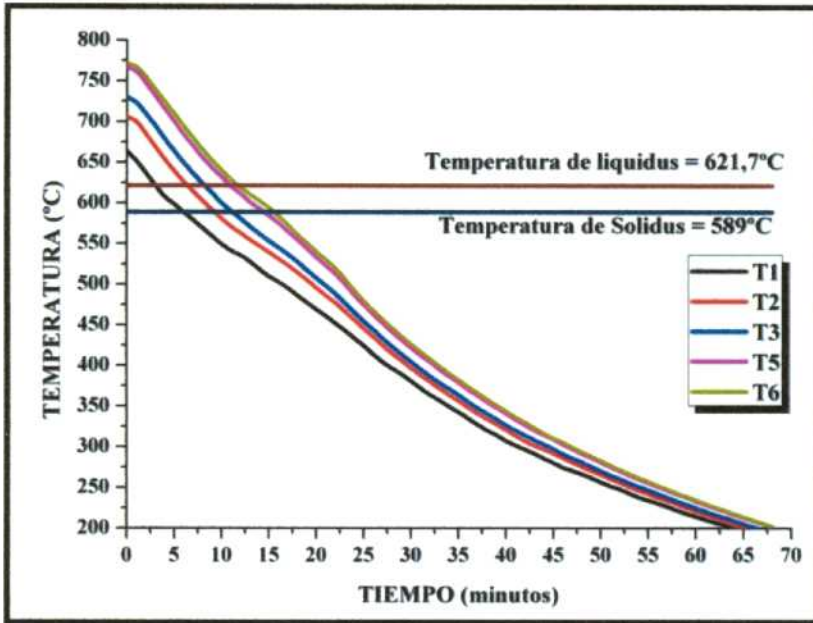


Figura X.5 – Curvas de enfriamiento para una aleación Al-15%Cu (Experiencia 15).

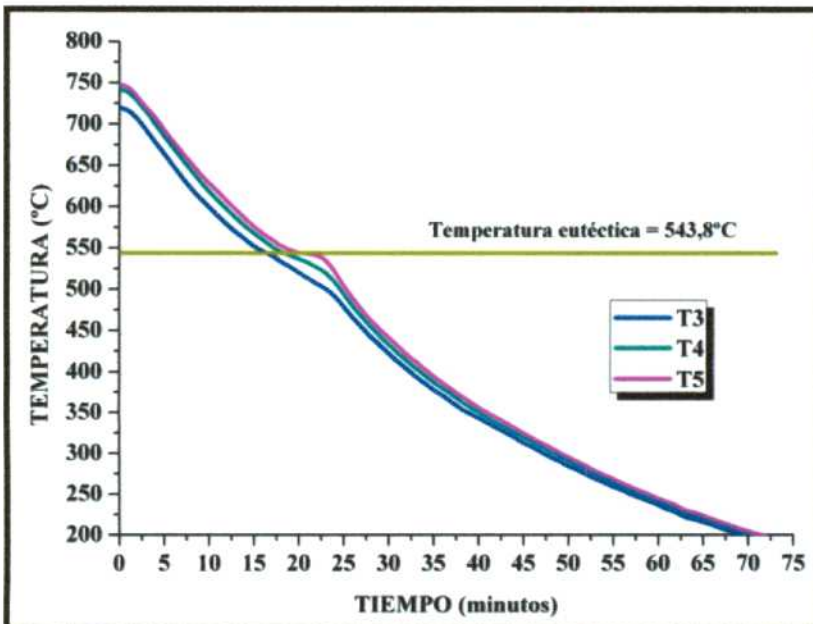


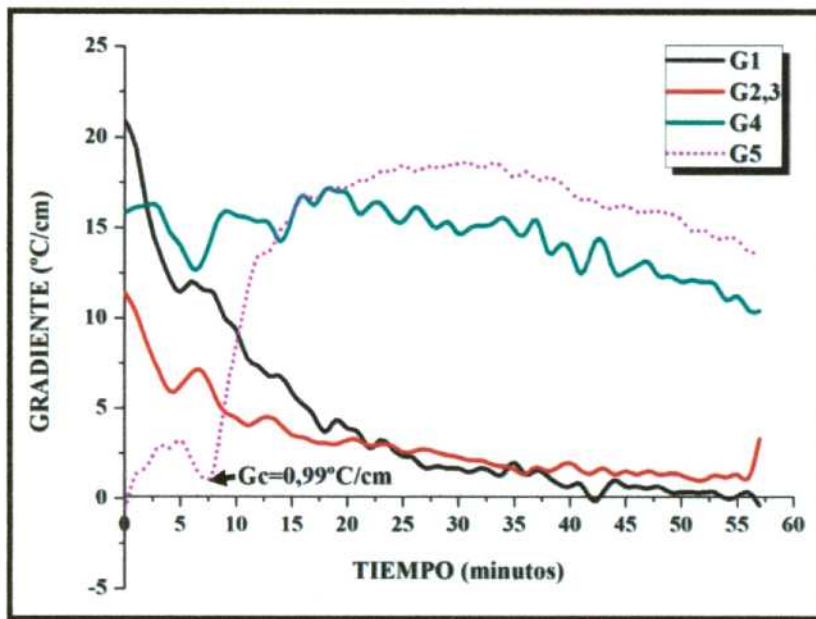
Figura X.6 – Curvas de enfriamiento para una aleación Al-33,2%Cu (Experiencia 19).

## APÉNDICE XI: Curvas de gradientes de temperatura en función del tiempo

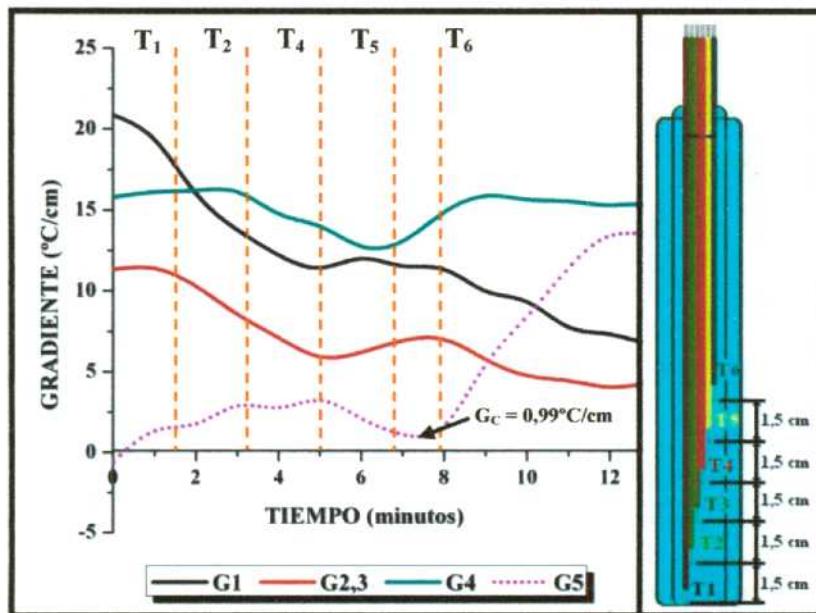
En las Figuras XI.1 hasta las Figuras XI.6 se presentan las curvas de temperatura en función del tiempo para aleaciones Al-1%Cu, Al-4,5%Cu, Al-15%Cu y Al-33,2%Cu.

Además, en cada una de las curvas se señala el gradiente en el instante en el que ocurre la TCE, esto es el gradiente de temperatura crítico " $G_C$ " y una ampliación de la curva de los gradientes de temperatura para los primeros minutos del proceso de solidificación. En esta ampliación se representa, con líneas verticales ( $T_1$ ,  $T_2$ ,  $T_3$ ,  $T_4$ ,  $T_5$ ,  $T_6$ ), el instante de tiempo en que el frente de solidificación líquido se sitúa en la posición de cada una de las termocuplas. Igualmente, se puede ver la disposición del sistema de termocuplas en el interior del tubo de Borosilicato en cada una de las figuras.

La línea de gradientes de temperatura correspondiente a la TCE se identifica con una curva punteada.

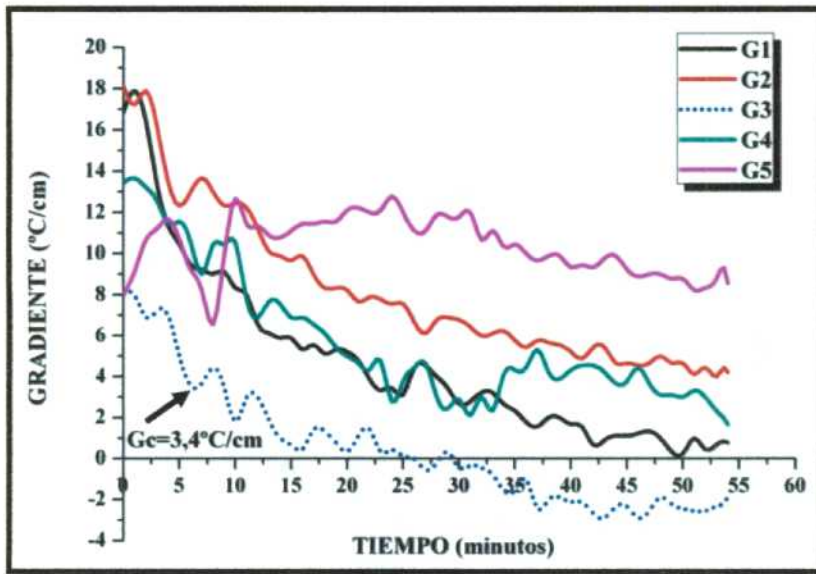


a)

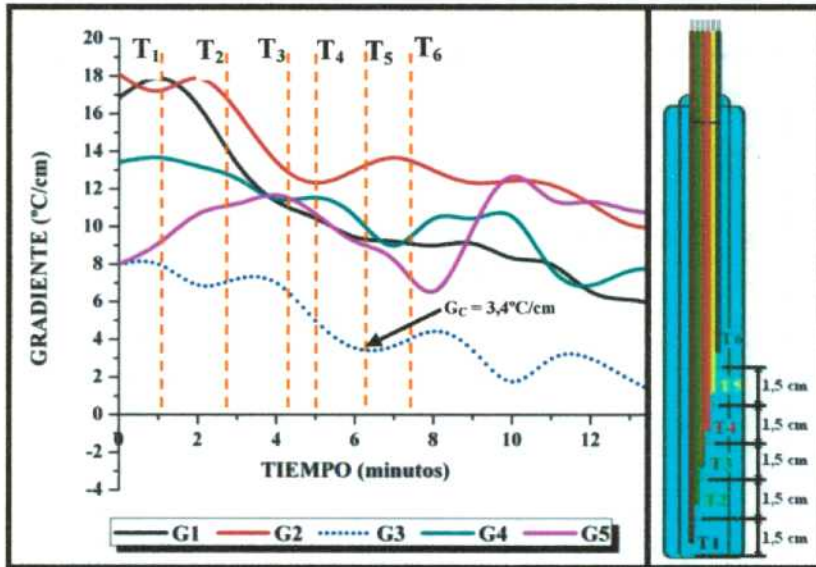


b)

Figura XI.1 – a) Curvas de Gradientes de temperatura a lo largo del tiempo para una aleación Al-1%Cu (Experiencia 5). b) Gradientes de Temperatura en función del tiempo. Las líneas T<sub>1</sub>, T<sub>2</sub>, T<sub>4</sub>, T<sub>5</sub> y T<sub>6</sub> indican el momento en que el frente de líquido pasa por la posición de cada una de las termocuplas.

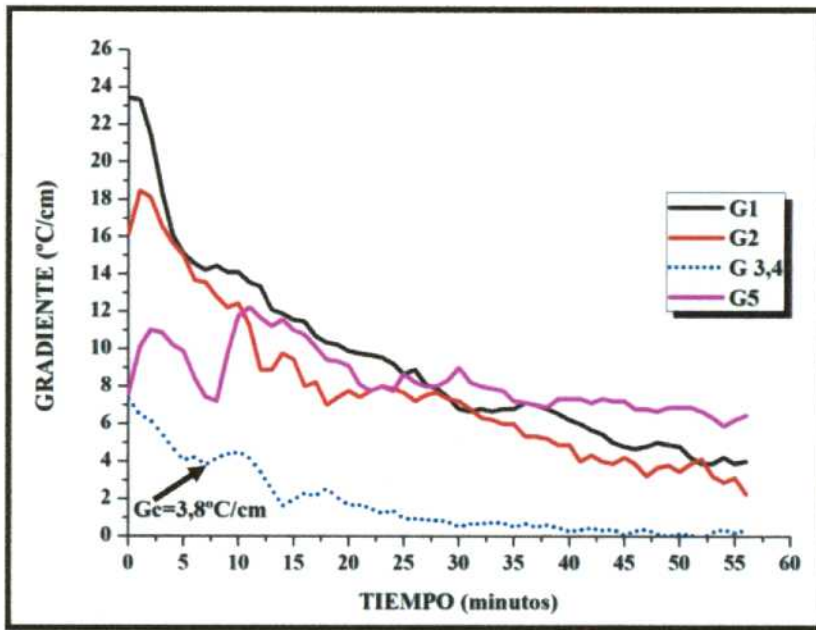


a)

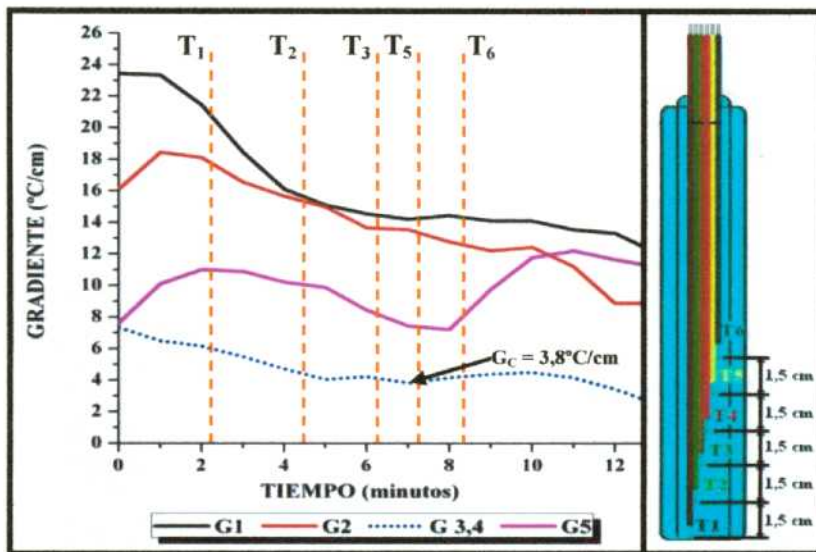


b)

Figura XI.2 – a) Curvas de Gradientes de temperatura a lo largo del tiempo para una aleación Al-4,5%Cu (Experiencia 9). b) Gradientes de Temperatura en función del tiempo. Las líneas T<sub>1</sub>, T<sub>2</sub>, T<sub>3</sub>, T<sub>4</sub>, T<sub>5</sub> y T<sub>6</sub> indican el momento en que el frente de líquido pasa por la posición de cada una de las termocuplas.

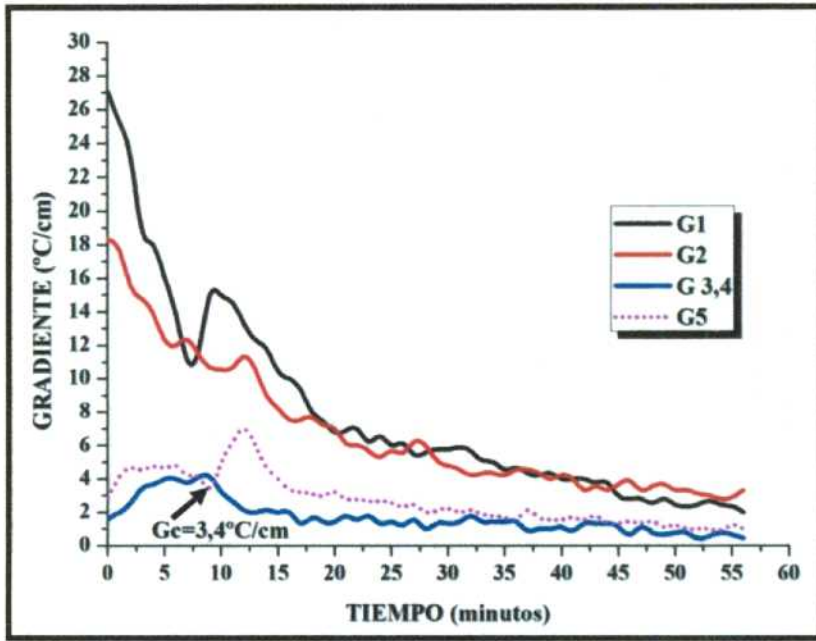


a)

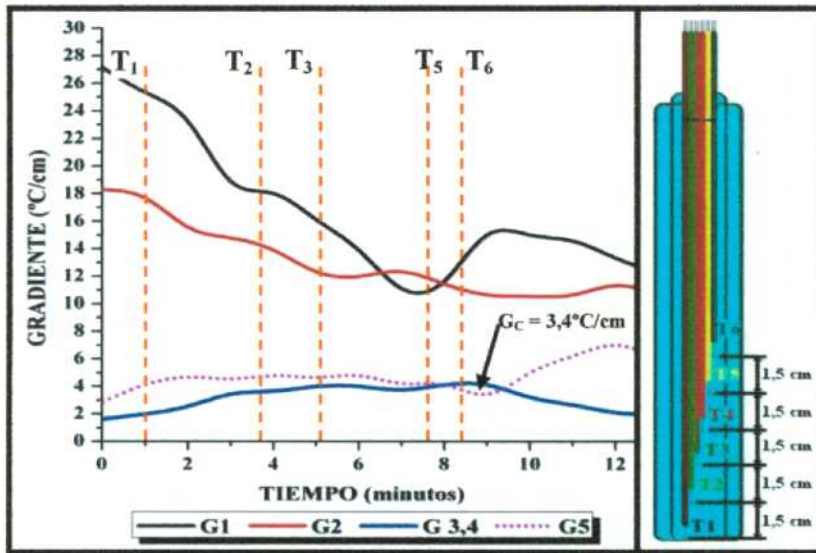


b)

Figura XI.3 – a) Curvas de Gradientes de temperatura a lo largo del tiempo para una aleación Al-4,5%Cu (Experiencia 10). b) Gradientes de Temperatura en función del tiempo. Las líneas T<sub>1</sub>, T<sub>2</sub>, T<sub>3</sub>, T<sub>5</sub> y T<sub>6</sub> indican el momento en que el frente de líquido pasa por la posición de cada una de las termocuplas.

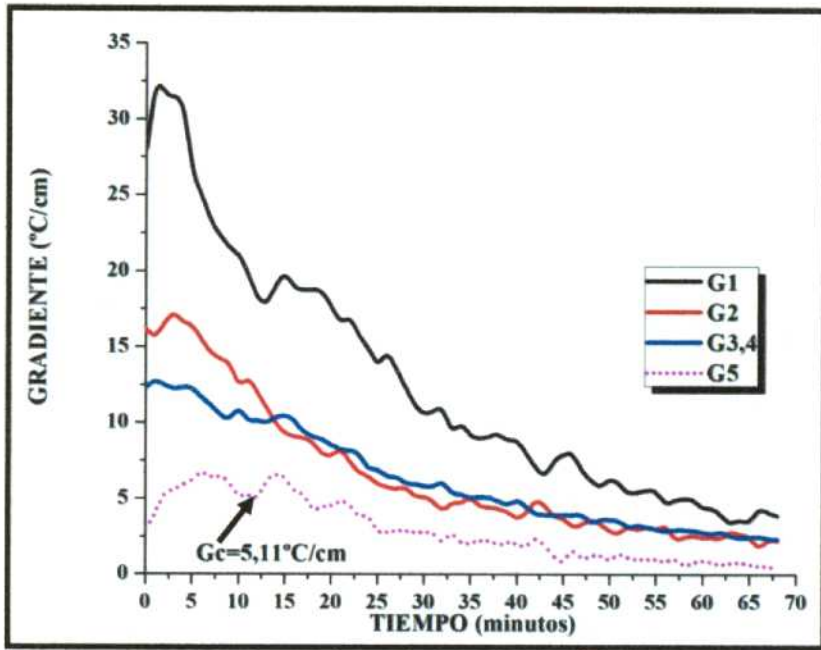


a)

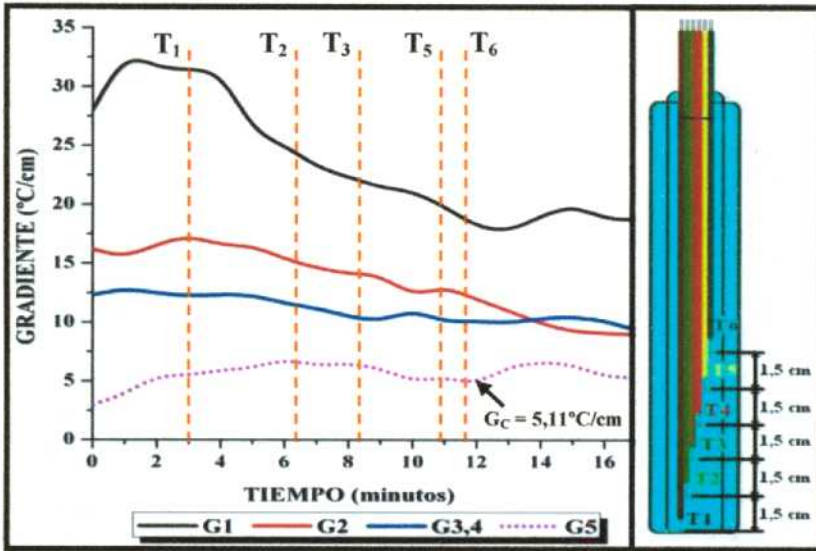


b)

Figura XI.4 – a) Curvas de Gradientes de temperatura a lo largo del tiempo para una aleación Al-4,5%Cu (Experiencia 11). b) Gradientes de Temperatura en función del tiempo. Las líneas T<sub>1</sub>, T<sub>2</sub>, T<sub>3</sub>, T<sub>5</sub> y T<sub>6</sub> indican el momento en que el frente de líquido pasa por la posición de cada una de las termocupas.

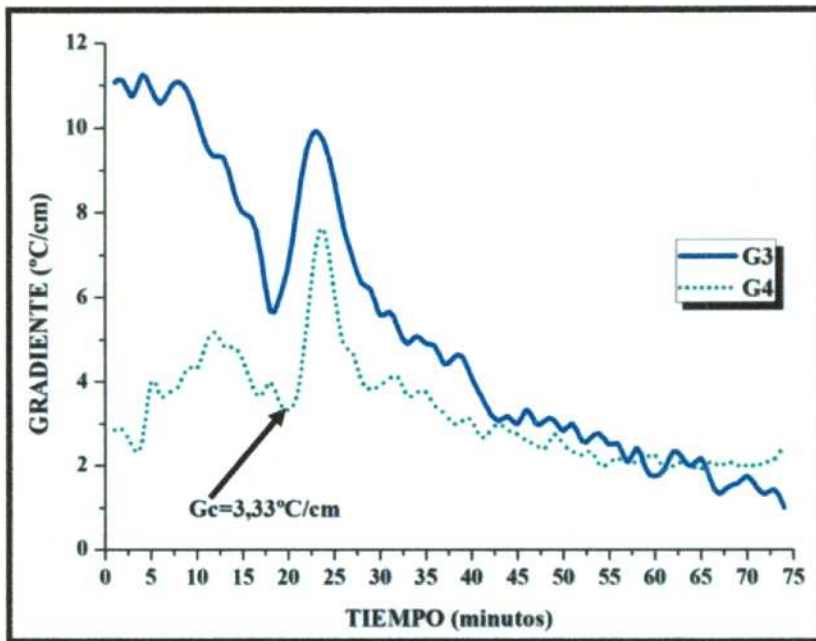


a)

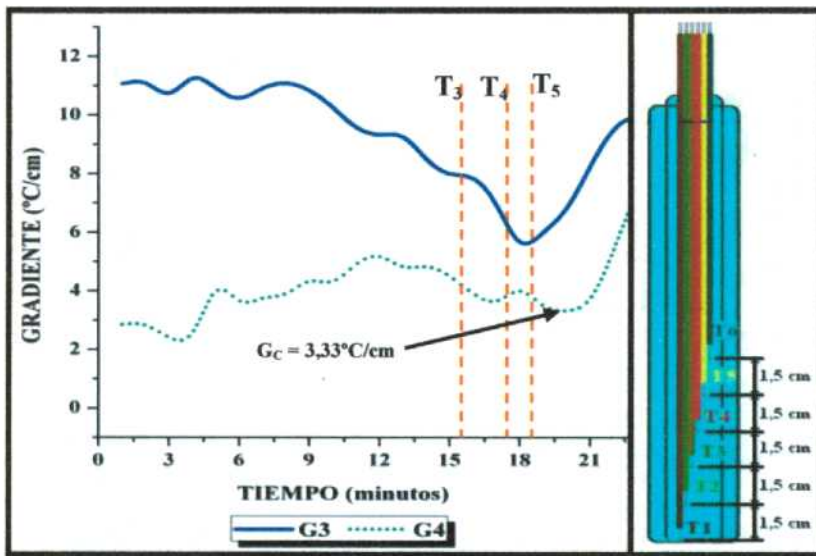


b)

Figura XI.5 – a) Curvas de Gradientes de temperatura a lo largo del tiempo para una aleación Al-15%Cu (Experiencia 15). b) Gradientes de Temperatura en función del tiempo. Las líneas  $T_1$ ,  $T_2$ ,  $T_3$ ,  $T_5$  y  $T_6$  indican el momento en que el frente de líquido pasa por la posición de cada una de las termocuplas.



a)



b)

Figura XI.6 – a) Curvas de Gradientes de temperatura a lo largo del tiempo para una aleación Al-33,2%Cu (Experiencia 19). b) Gradientes de Temperatura en función del tiempo. Las líneas  $T_3$ ,  $T_4$  y  $T_5$  indican el momento en que el frente de líquido pasa por la posición de cada una de las termocuplas.

## APÉNDICE XII: Posiciones de las interfaces líquida y sólida

En las gráficas de las Figuras XII.1 a XII.6 se muestran las curvas de variación en la posición de la interfase líquida ó  $L/(S+L)$  y la interfase sólida ó  $(S+L)/S$  como una función del tiempo. Las líneas horizontales (indicadas con color azul) corresponden a los tiempos de solidificación local en las posiciones de las termocupas.

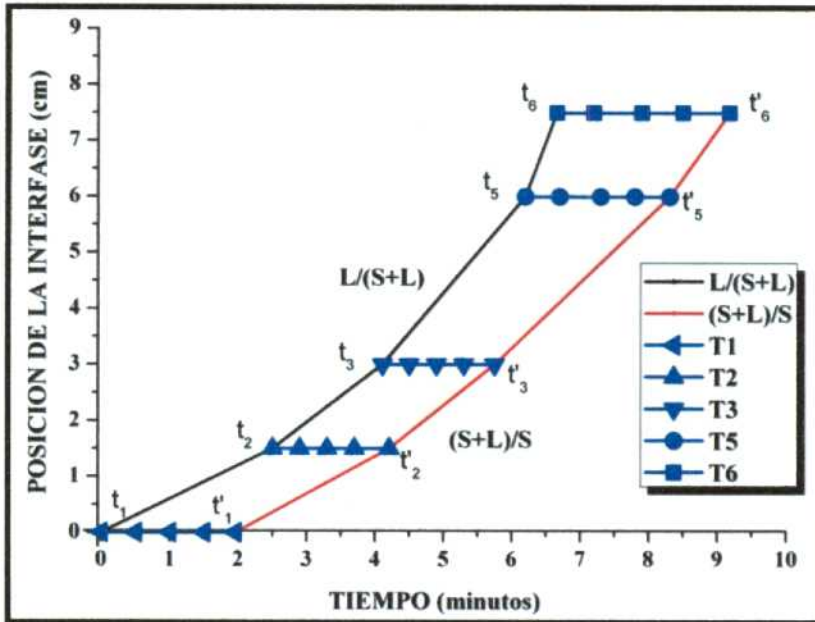


Figura XII.1 – Gráfica de las posición de las interfaces  $L/(L+S)$  y  $(L+S)/S$  en función del tiempo en que se encuentran en cada termocupa durante la solidificación para una aleación Al-1%Cu (Experiencia 4).

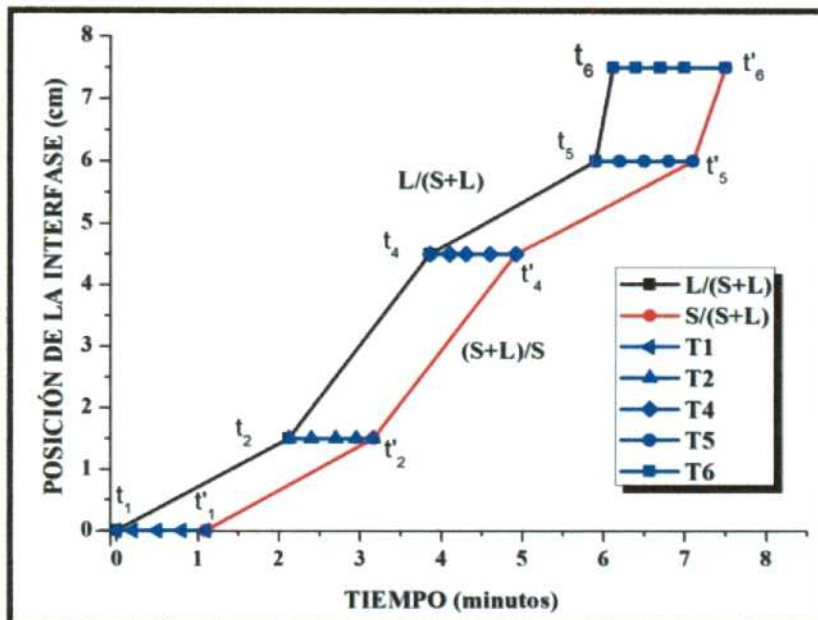


Figura XII.2 – Gráfica de las posición de las interfaces  $L/(L+S)$  y  $(L+S)/S$  en función del tiempo en que se encuentran en cada termocupa durante la solidificación para una aleación Al-1%Cu (Experiencia 5).

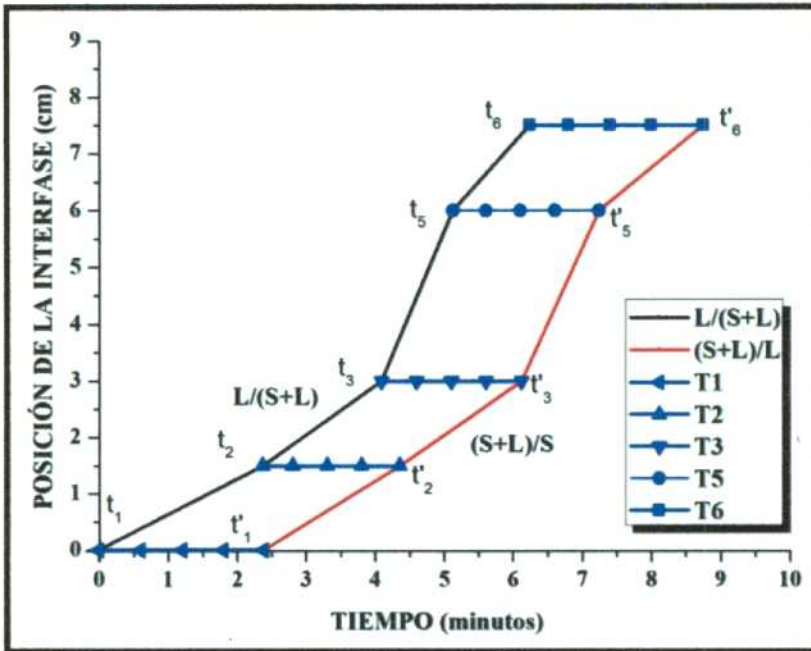


Figura XII.3 – Gráfica de las posición de las interfases L/(L+S) y (L+S)/S en función del tiempo en que se encuentran en cada termocupa durante la solidificación para una aleación Al-4,5%Cu (Experiencia 10).

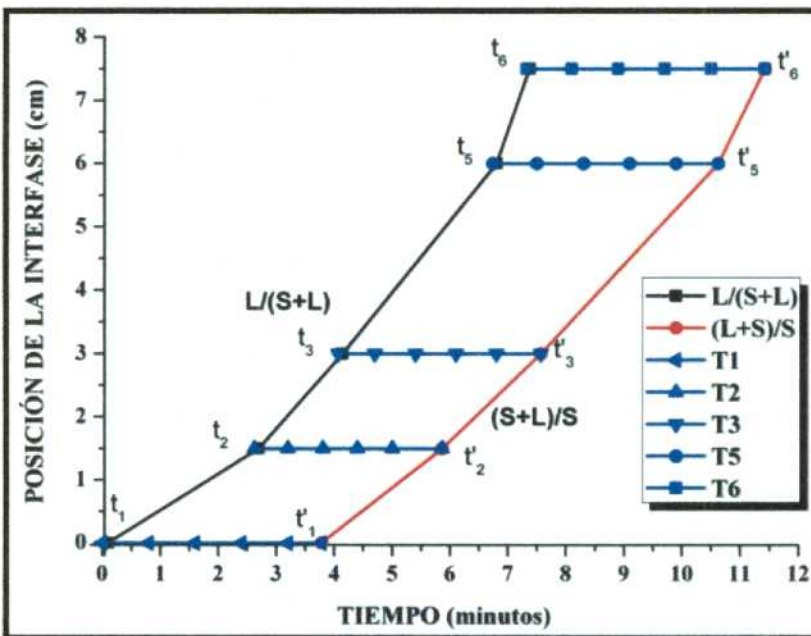


Figura XII.4 – Gráfica de las posición de las interfases L/(L+S) y (L+S)/S en función del tiempo en que se encuentran en cada termocupa durante la solidificación para una aleación Al-4,5%Cu (Experiencia 11).

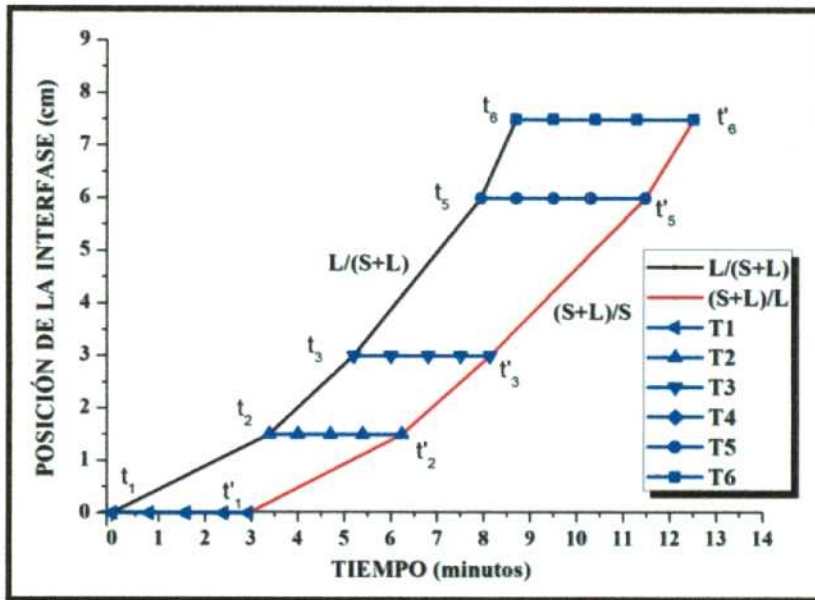


Figura XII.5 – Gráfica de las posición de las interfases L/(L+S) y (L+S)/S en función del tiempo en que se encuentran en cada termocupla durante la solidificación para una aleación Al-15%Cu (Experiencia 15).

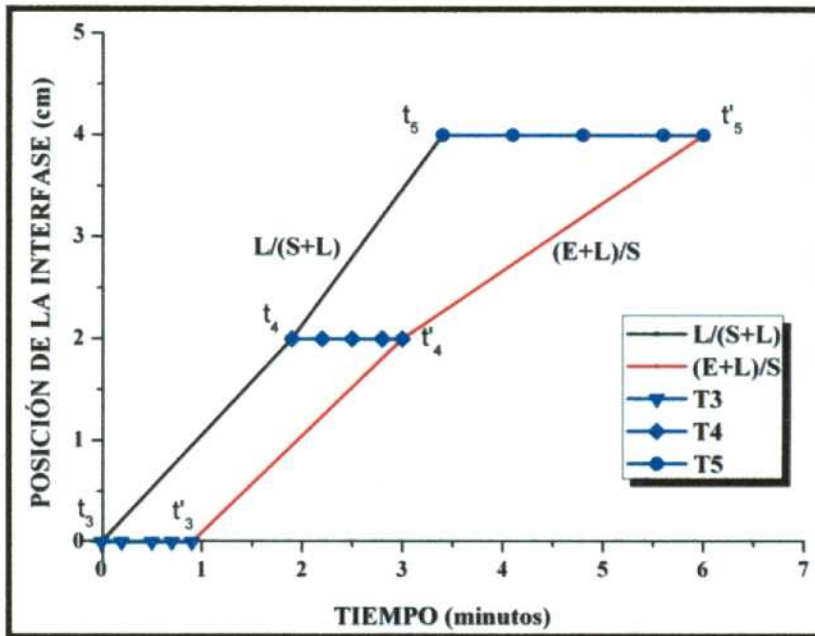


Figura XII.6 – Gráfica de las posición de las interfases L/(L+S) y (L+S)/S en función del tiempo en que se encuentran en cada termocupla durante la solidificación para una aleación Al-33,2%Cu (Experiencia 19).

## APÉNDICE XIII: Determinación de la velocidad de solidificación local

Como se explicó en el Capítulo IV (sección 4.15.2.), la velocidad de la interfase líquida " $V_L$ " entre las termocupas  $T_1$  y  $T_2$  se define como la pendiente de la curva de posición de la interfase en función del tiempo, la misma puede determinarse mediante la siguiente ecuación.

$$V_L = \frac{\Delta x}{t_2 - t_1} \quad (\text{XIII.1})$$

De la misma forma la velocidad promedio de la interfase sólida entre las termocupas  $T_1$  y  $T_2$  se puede determinar mediante la ecuación.

$$V_S = \frac{\Delta x}{t'_2 - t'_1} \quad (\text{XIII.2})$$

La disposición de las termocupas en el interior del molde de vidrio se pueden observar esquemáticamente en la Figura XIII.1

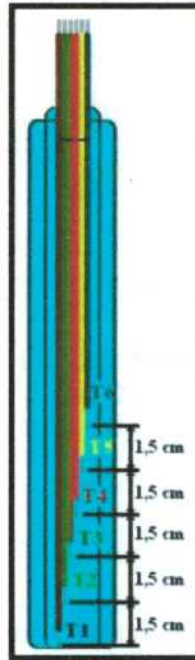


Figura XIII.1 - Disposición del sistema de termocupas (tipo k) en el interior del molde de Borosilicato.

Despejando y ordenando las ecuaciones XIII.1 y XIII.2, se tiene que [1]:

$$t_2 = \frac{\Delta x}{V_L} + t_1 \quad (\text{XIII.3})$$

$$t'_2 = \frac{\Delta x}{V_S} + t'_1 \quad (\text{XIII.4})$$

Restando ambas se obtiene.

$$t_2 - t_2' = \left( \frac{\Delta x}{V_L} - \frac{\Delta x}{V_S} \right) + t_1 - t_1' \quad (\text{XIII.5})$$

$t_2 - t_2' = \Delta t_2$  es el intervalo de tiempo entre el inicio y el fin de la solidificación en la  $T_2$ .

$t_1 - t_1' = \Delta t_1$  es el intervalo de tiempo entre el inicio y el fin de la solidificación en la  $T_1$ .

Con esto se obtiene la velocidad de solidificación local como:

$$\frac{\Delta t_2 - \Delta t_1}{\Delta x} = \left( \frac{1}{V_L} - \frac{1}{V_S} \right) = \frac{1}{V^*} \quad (\text{XIII.6})$$

$$\frac{V_S \cdot V_L}{V_L - V_S} = V^* \quad (\text{XIII.7})$$

Según los valores de las velocidades de solidificación local, se pueden presentar las siguientes situaciones [1]:

- a) Que la velocidad de solidificación local sea infinita, esto indicaría que las velocidades de las interfaces son iguales.
- b) Que la velocidad de solidificación local sea nula, sería el caso en que una de las dos velocidades de las interfaces sea cero.
- c) Que la velocidad de solidificación local sea positiva, en este caso la velocidad de la interfase líquida es superior a la de la interfase sólida.
- d) Que la velocidad de solidificación local sea negativa, sería el caso en que la velocidad de la interfase sólida sea mayor que la de la interfase líquida.

## **Bibliografía:**

- [1] A. E. Ares, "Transición columnar a equiaxial en aleaciones plomo estaño", Instituto Sábato, CNEA-UNSaM, 1997.

## APÉNDICE XIV: Velocidades de las interfases críticas

En los gráficos que se presentan desde la Figura XIV.1 hasta la Figura XIV.6 se muestran las velocidades de las interfases en función de las longitudes de las probetas para aleaciones de composiciones hipoeutécticas. En las Figuras se puede observar el valor de la velocidad de la interfase líquida crítica, esto es, la velocidad de la interfase al momento en que se produce la TCE.

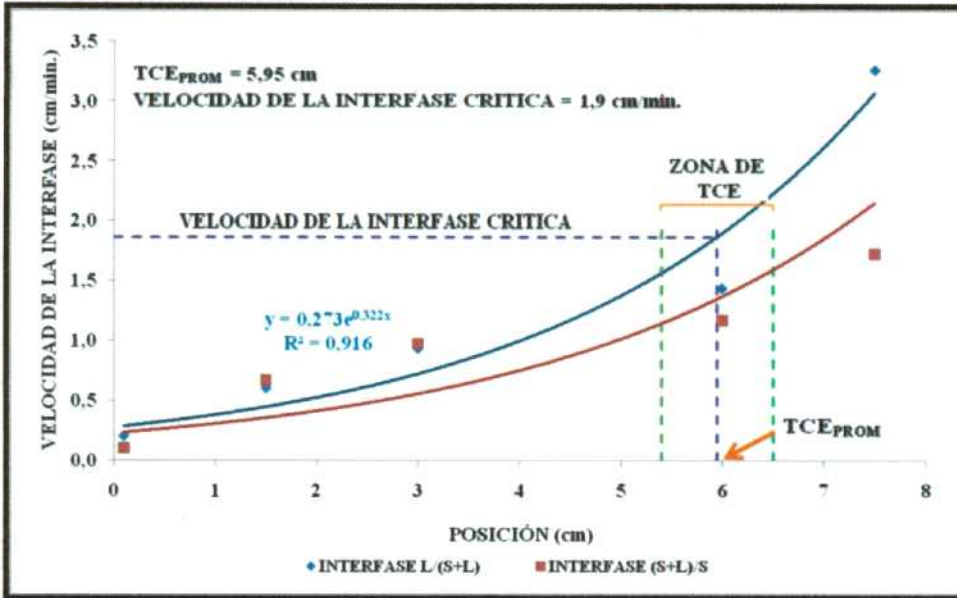


Figura XIV.1 – Velocidad de la interfase versus la posición en la probeta para una aleación Al-1%Cu (Experiencia 4).

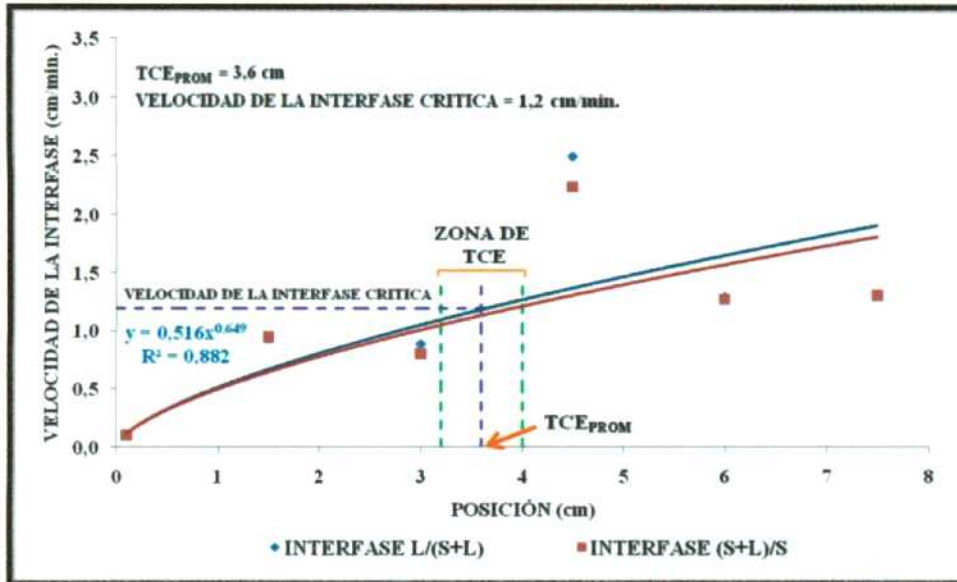


Figura XIV.2 – Velocidad de la interfase versus la posición en la probeta para una aleación Al-1%Cu (Experiencia 5).

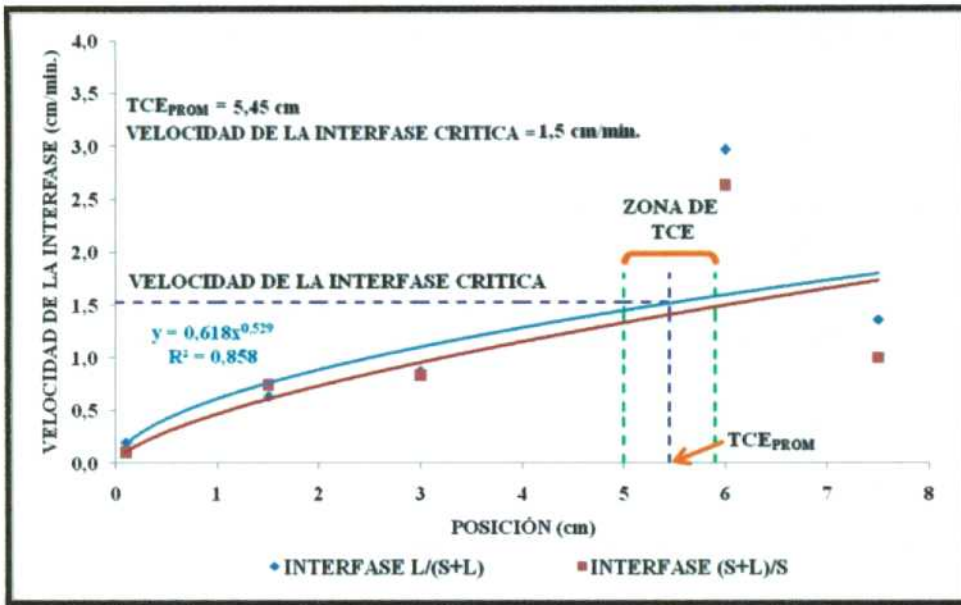


Figura XIV.3 – Velocidad de la interfase versus la posición en la probeta para una aleación Al-4,5%Cu (Experiencia 9).

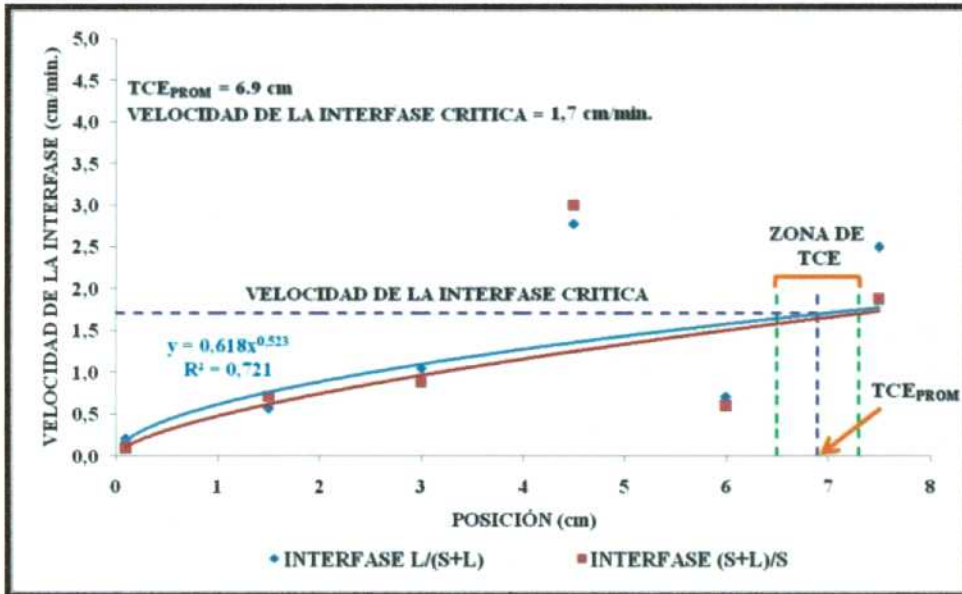


Figura XIV.4 – Velocidad de la interfase versus la posición en la probeta para una aleación Al-4,5%Cu (Experiencia 11).

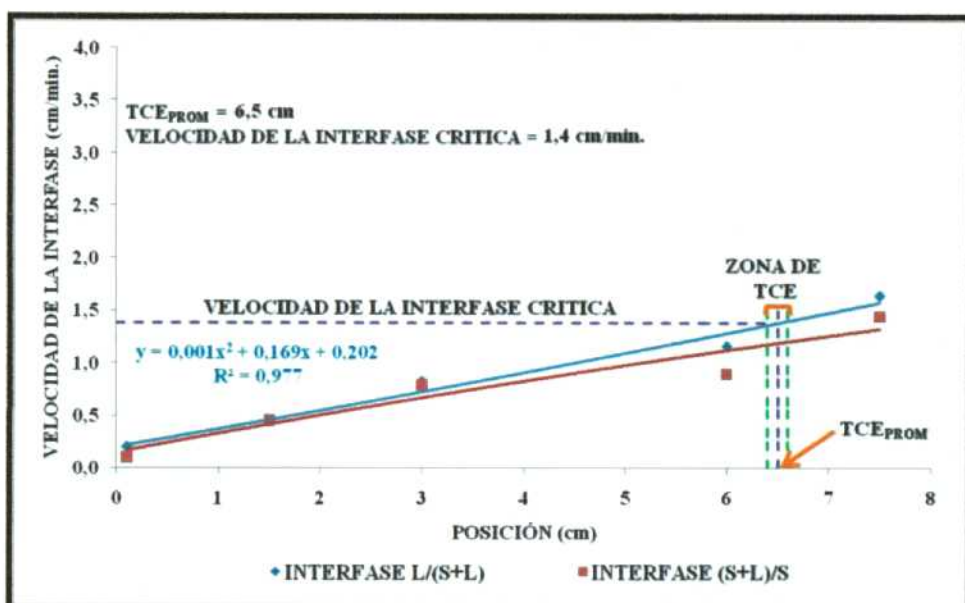


Figura XIV.5 – Velocidad de la interfase versus la posición en la probeta para una aleación Al-15%Cu (Experiencia 15).

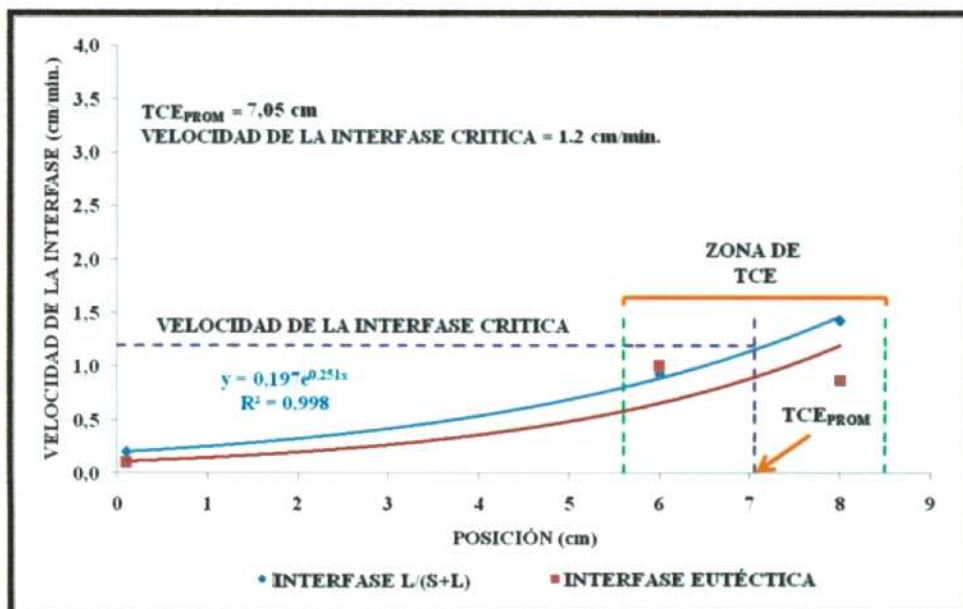


Figura XIV.6 – Velocidad de la interfase versus la posición en la probeta para una aleación Al-33,2%Cu (Experiencia 19).

## APÉNDICE XV: Valores de microdureza versus el tamaño de los espaciamientos dendríticos secundarios

Desde la Figura XV.I hasta la Figura XV.3 se presentan en el eje de las ordenadas los valores correspondientes a la variación de los valores de microdureza y en el eje de las abscisas los valores de los espaciamientos dendríticos secundarios " $\lambda_2$ " para aleaciones Al-1%Cu, Al-4,5%Cu y Al-15%Cu. A cada una de las Figuras se le adjunta una Tabla, donde se puede observar el error cometido en la medida de los valores de HV " $e_{HV}$ " para cada una de las aleaciones.

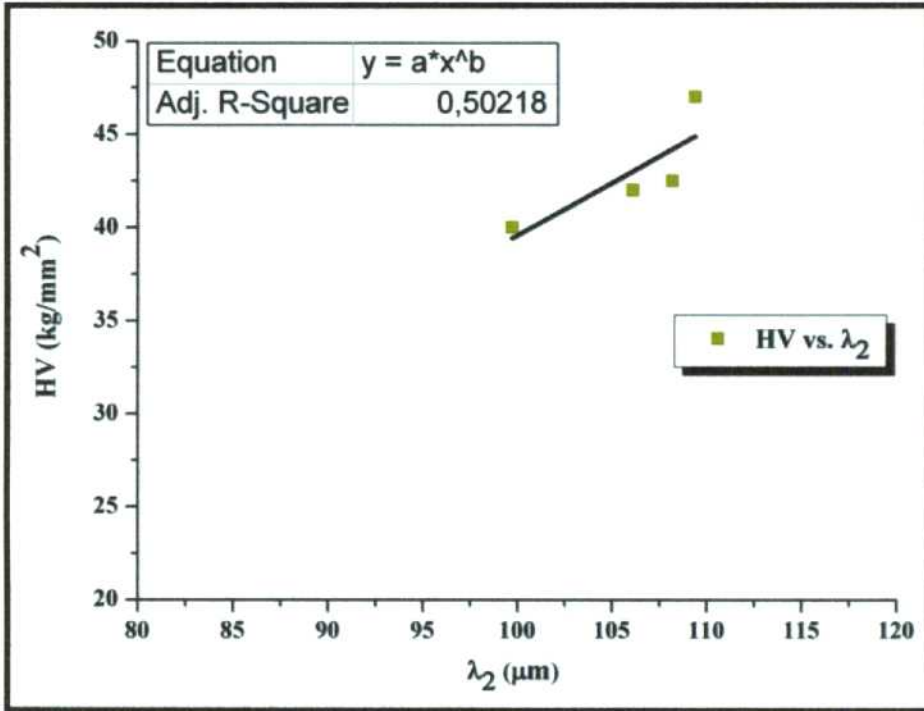


Tabla 15.1

HV (kg/mm <sup>2</sup> )	$e_{HV}$ (kg/mm <sup>2</sup> )
40	1,65
42	1,8
42,5	1,9
46,8	2,05

a)

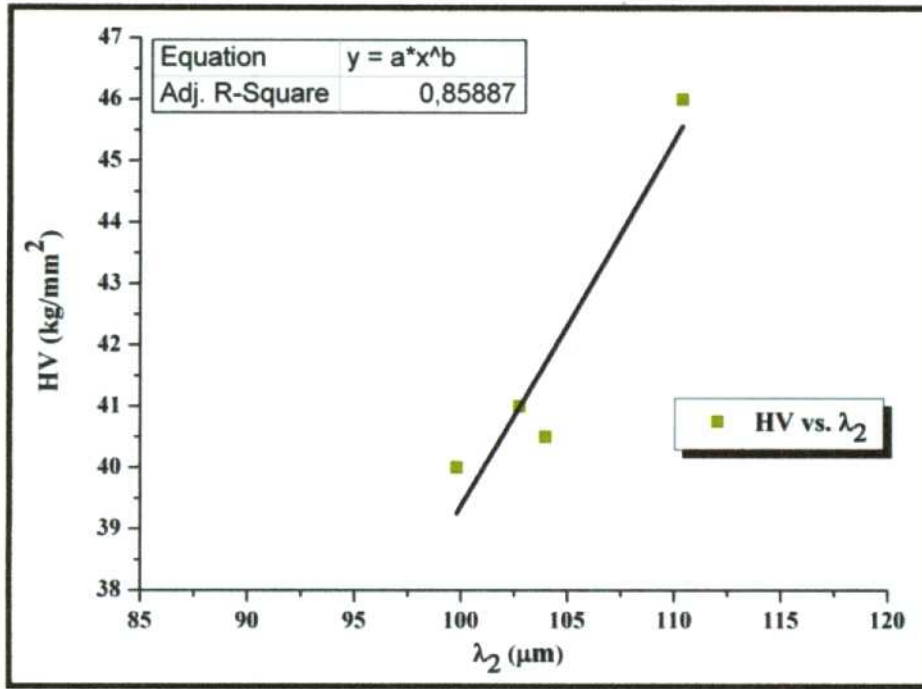


Tabla 15.2

HV ( $\text{kg}/\text{mm}^2$ )	$e_{\text{HV}}$ ( $\text{kg}/\text{mm}^2$ )
40,2	1,6
41,1	1,7
40,4	1,7
45,8	2

b)

Figura XV.1 – Microdureza Vickers versus el espaciamento dendrítico secundario para aleaciones Al-1%Cu. a) Experiencia 2. b) Experiencia 3.

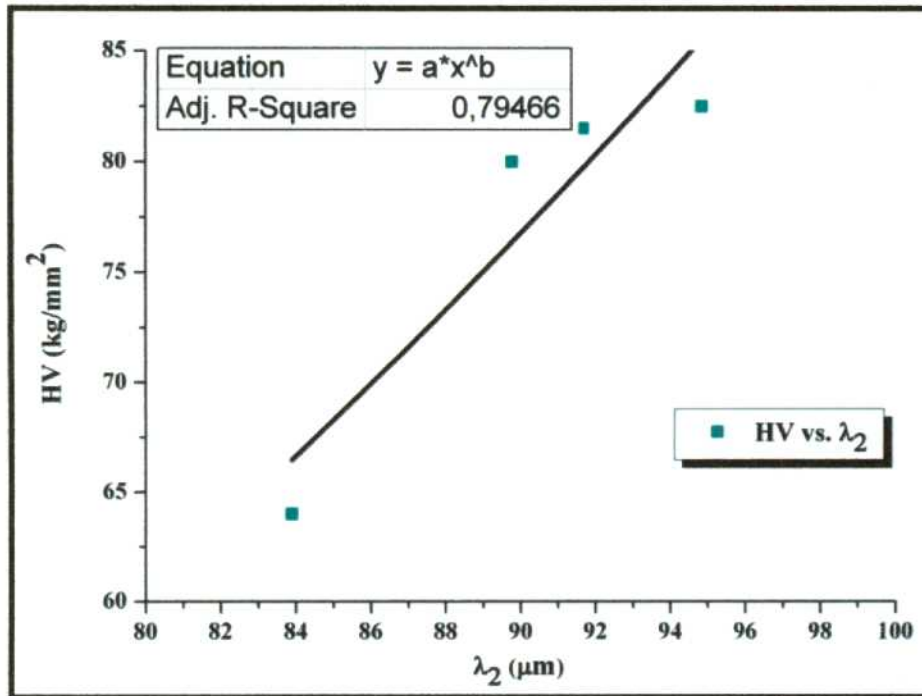


Tabla 15.3

HV ( $\text{kg}/\text{mm}^2$ )	$e_{\text{HV}}$ ( $\text{kg}/\text{mm}^2$ )
64	3,4
81,5	4,8
80	4,7
82,5	4,9

a)

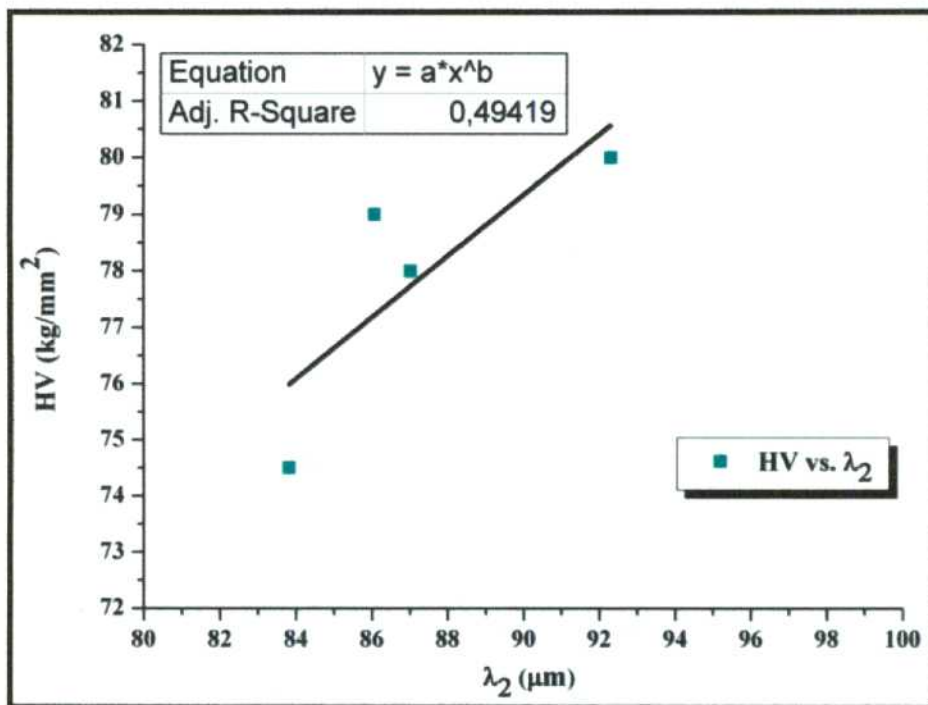


Tabla 15.4

HV ( $\text{kg}/\text{mm}^2$ )	$e_{\text{HV}}$ ( $\text{kg}/\text{mm}^2$ )
74,5	4,25
78	4,5
79	4,6
80	4,7

b)

Figura XV.2 – Microdureza Vickers versus espaciamento dendrítico secundario para aleaciones Al-4,5%Cu. a) Experiencia 7. b) Experiencia 8.

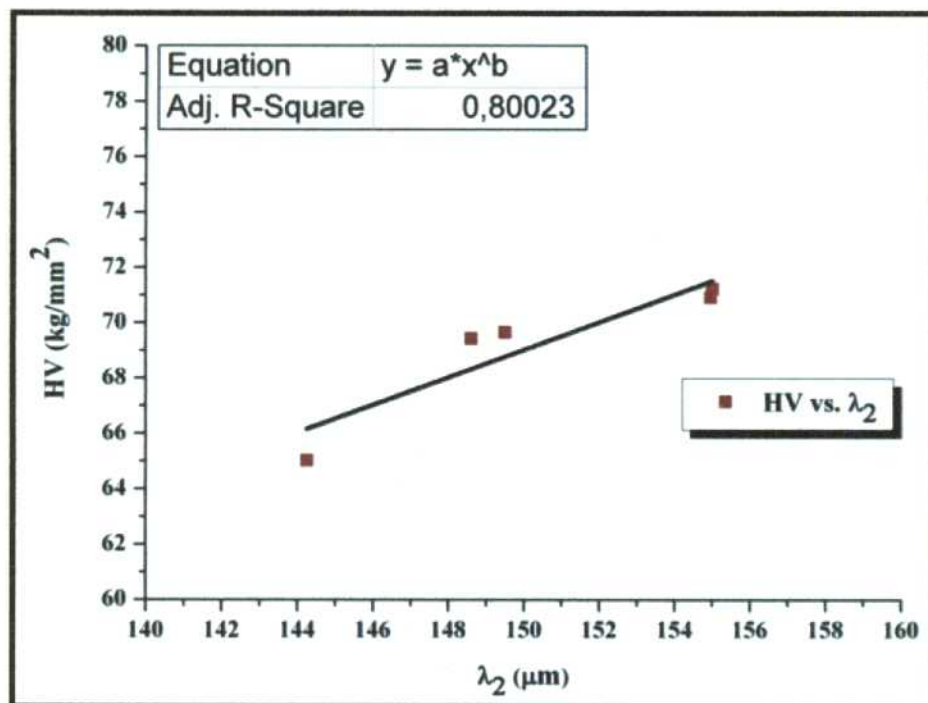


Tabla 15.5

HV ( $\text{kg}/\text{mm}^2$ )	$e_{\text{HV}}$ ( $\text{kg}/\text{mm}^2$ )
144,25	11,75
154,95	13,4
149,5	12,45
155	13
148,6	12,8

a)

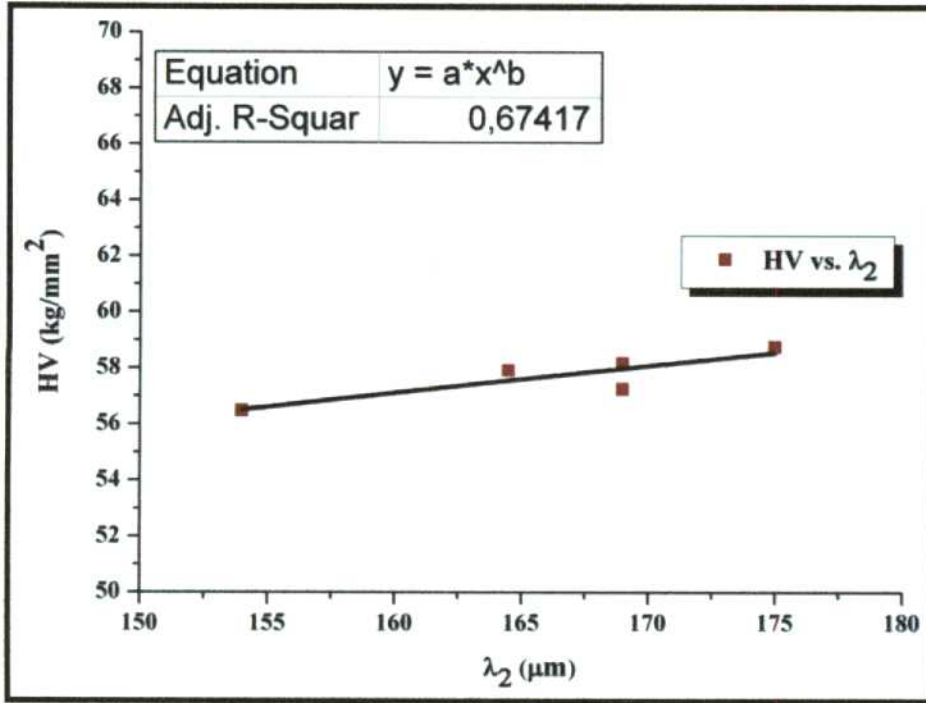


Tabla 15.6

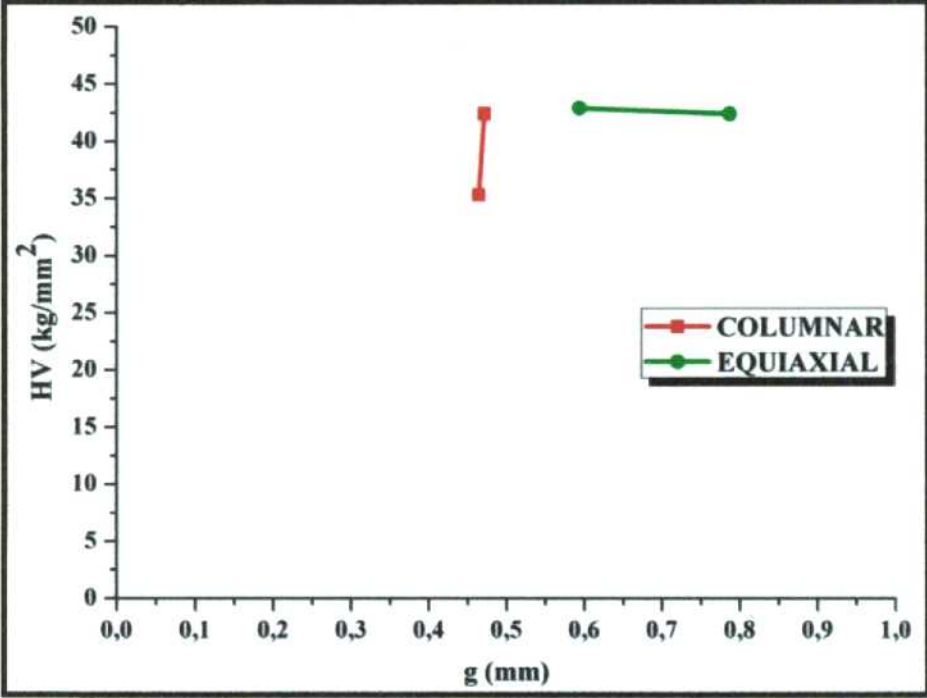
HV ( $\text{kg}/\text{mm}^2$ )	$e_{\text{HV}}$ ( $\text{kg}/\text{mm}^2$ )
154	12,6
164,5	13,85
169	14,5
169	14,5
175	15,25

b)

Figura XV.3 – Microdureza Vickers versus espaciamento dendrítico secundario para aleaciones Al-15%Cu. a) Experiencia 12. b) Experiencia 14.

# APÉNDICE XVI: Valores de microdureza versus el tamaño de los granos

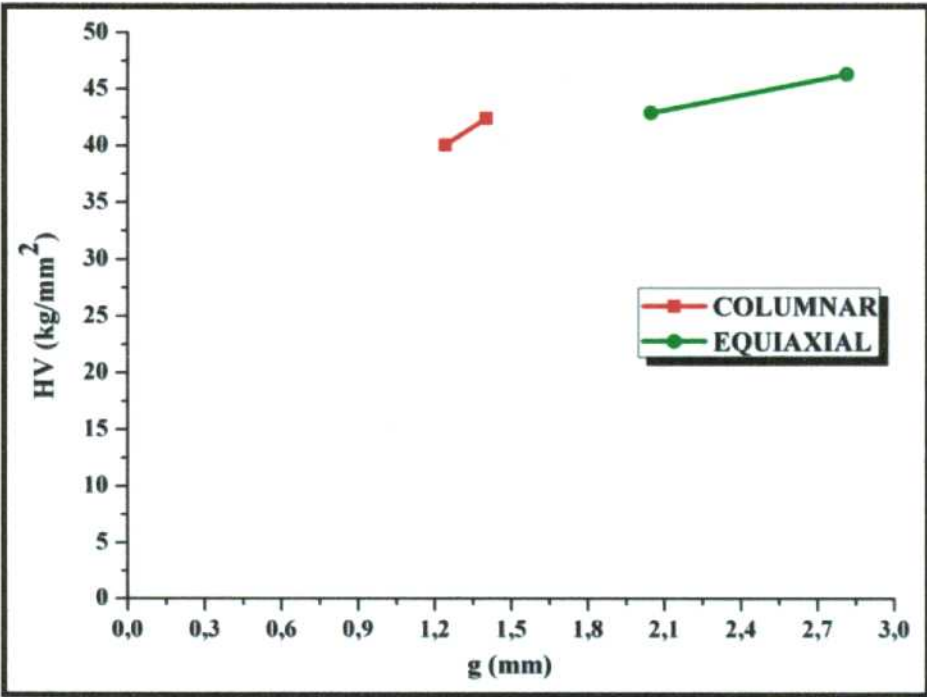
En las gráficas que se muestran a continuación (ver Figuras XVI.1 a XVI.4) se presenta la relación entre los valores de la microdureza Vickers medidos y los tamaños de granos "g" en las zonas de estructura columnar (color azul) y equiaxial (color verde). En las Tablas 16.1 a 16.9 se indican los  $e_{HV}$  determinados en la medición de los valores de HV.



a)

Tabla 16.1

HV (kg/mm <sup>2</sup> )	$e_{HV}$ (kg/mm <sup>2</sup> )
35,3	1,4
42,4	1,8
42,9	1,85
42,4	1,8



b)

Tabla 16.2

HV (kg/mm <sup>2</sup> )	$e_{HV}$ (kg/mm <sup>2</sup> )
40,05	1,66
42,4	1,81
42,9	1,85
46,3	2,07

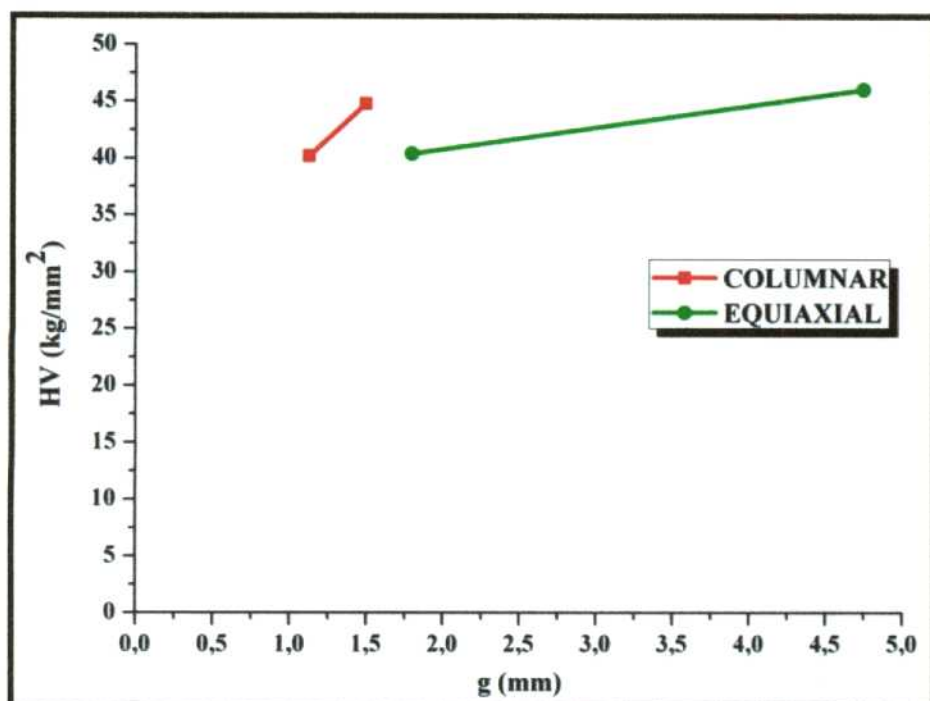


Tabla 16.3

HV (kg/mm <sup>2</sup> )	e <sub>HV</sub> (kg/mm <sup>2</sup> )
40,2	1,6
44,8	1,95
40,4	1,7
46	2,05

c)

Figura XVI.1 – Microdureza Vickers en función del tamaño de grano para aleaciones Al-1%Cu. a) Experiencia 1. b) Experiencia 2. c) Experiencia 3.

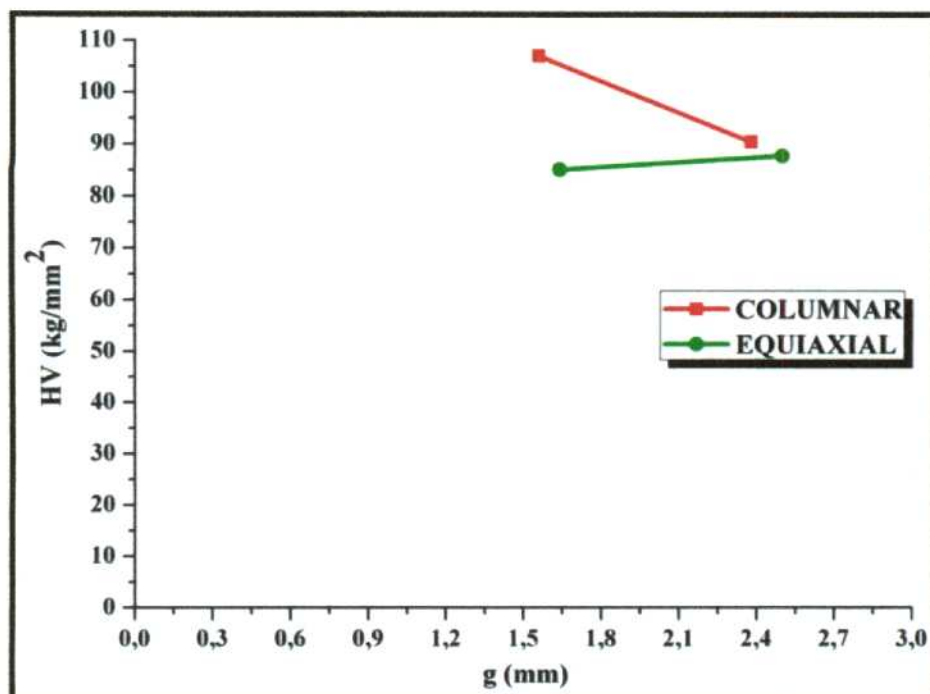


Tabla 16.4

HV (kg/mm <sup>2</sup> )	e <sub>HV</sub> (kg/mm <sup>2</sup> )
90,5	5,65
107	7,25
85,1	5,15
87,8	5,4

a)

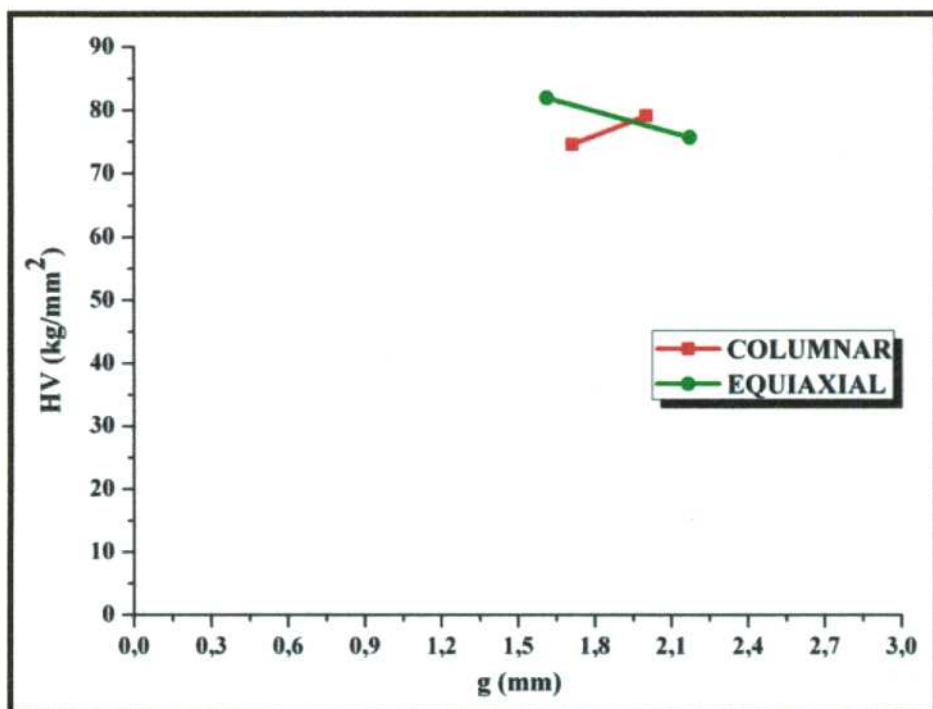


Tabla 16.5

HV (kg/mm <sup>2</sup> )	e <sub>HV</sub> (kg/mm <sup>2</sup> )
74,6	4,25
79,1	4,6
81,95	4,85
75,5	4,3

b)

Figura XVI.2 – Microdureza Vickers en función del tamaño de grano para aleaciones Al-4,5%Cu. a) Experiencia 6. b) Experiencia 8.

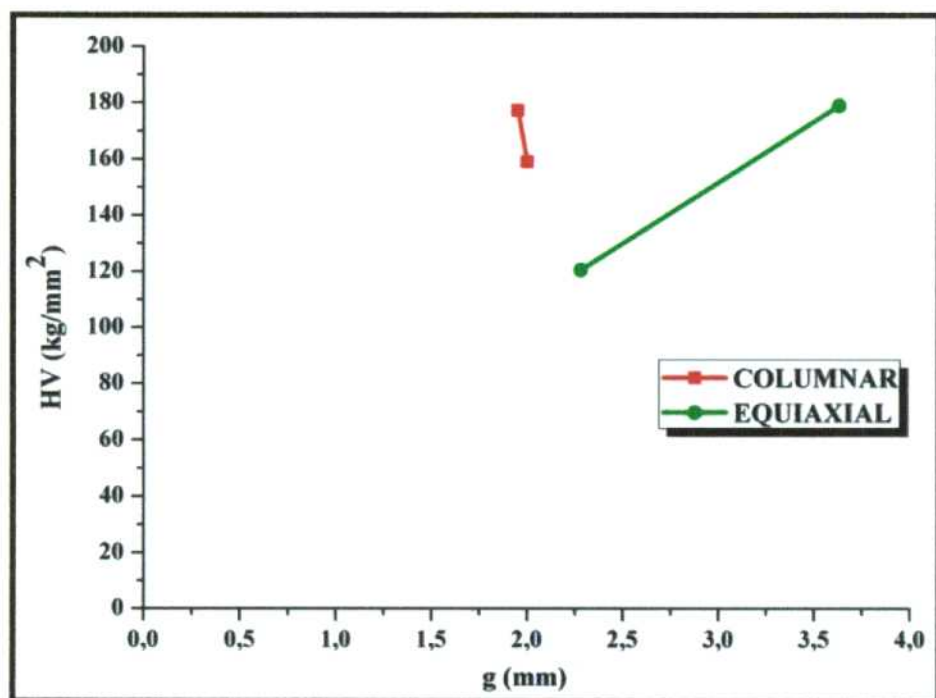
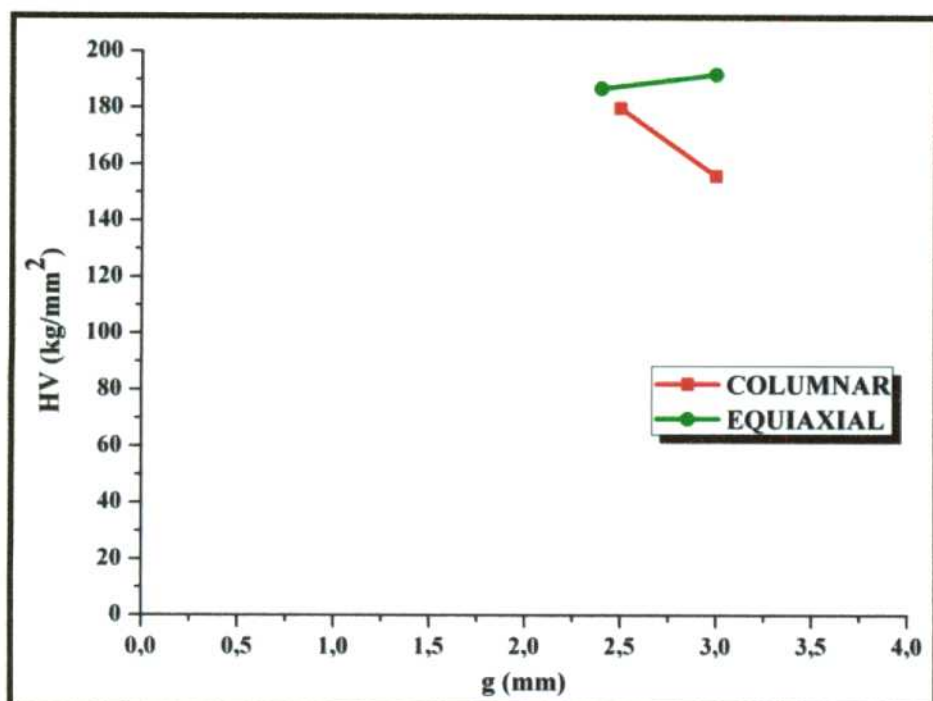


Tabla 16.6

HV (kg/mm <sup>2</sup> )	e <sub>HV</sub> (kg/mm <sup>2</sup> )
159	13,8
177,25	16,5
120,5	8,7
179	15,75

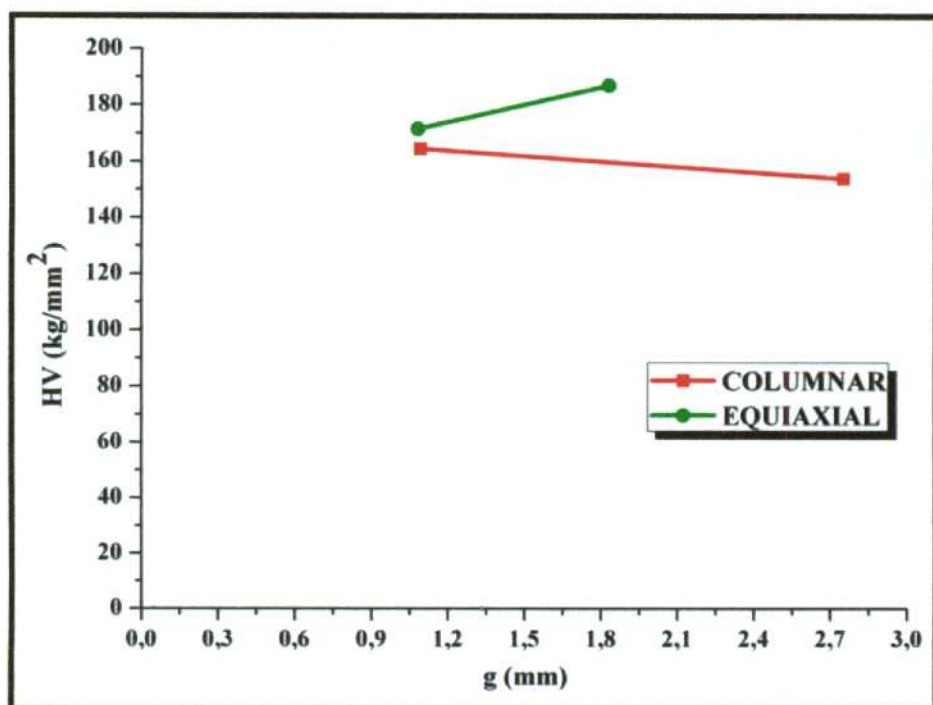
a)



b)

Tabla 16.7

HV (kg/mm <sup>2</sup> )	e <sub>HV</sub> (kg/mm <sup>2</sup> )
156	12,8
180	16
187	16
192	17,5



c)

Tabla 16.8

HV (kg/mm <sup>2</sup> )	e <sub>HV</sub> (kg/mm <sup>2</sup> )
154	12,6
164,5	13,85
171,5	14,75
187	16,8

Figura XVI.3 – Microdureza Vickers en función del tamaño de grano para aleaciones Al-15%Cu. a) Experiencia 12. b) Experiencia 13. c) Experiencia 14.

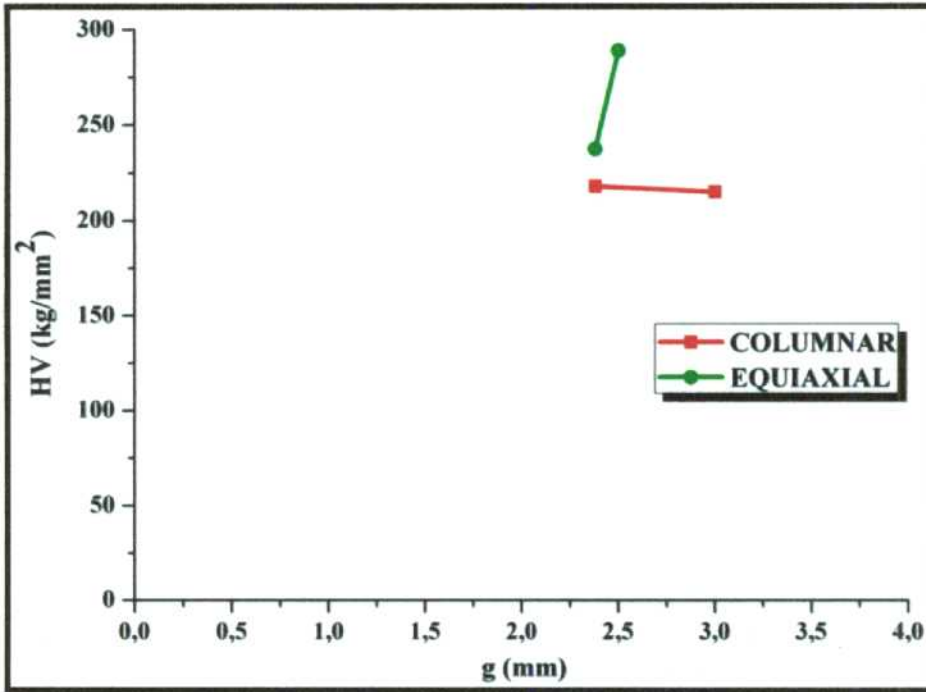


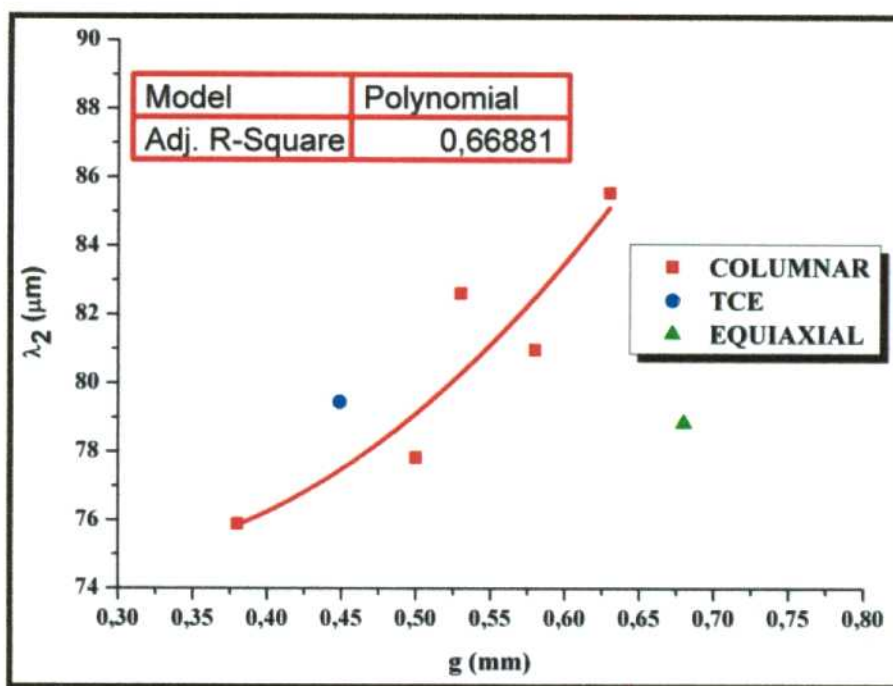
Tabla 16.9

HV (kg/mm <sup>2</sup> )	e <sub>HV</sub> (kg/mm <sup>2</sup> )
215	20,75
218	21,13
237,5	24,07
289	32,46

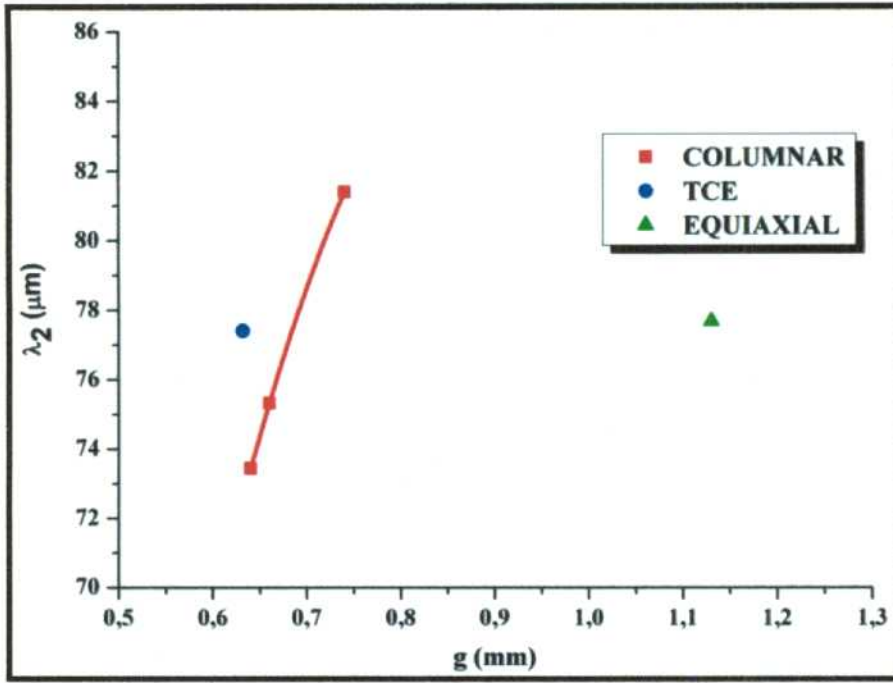
Figura XVI.4 – Microdureza Vickers en función del tamaño de grano para una probeta de composición eutéctica (Experiencia 17).

## APÉNDICE XVII: Relación entre los espaciamentos dendríticos secundarios y los tamaños de los granos

A continuación se presentan las medidas de los valores de los espaciamentos dendríticos secundarios " $\lambda_2$ " versus el tamaño de grano "g" (ver desde la Figura XVII.1 hasta la Figura XVII.3), las medidas se realizaron en las zonas de estructura columnar (señalado con color azul), de TCE (señalado con marrón) y equiaxial (señalado con color verde) para todas las concentraciones estudiadas.

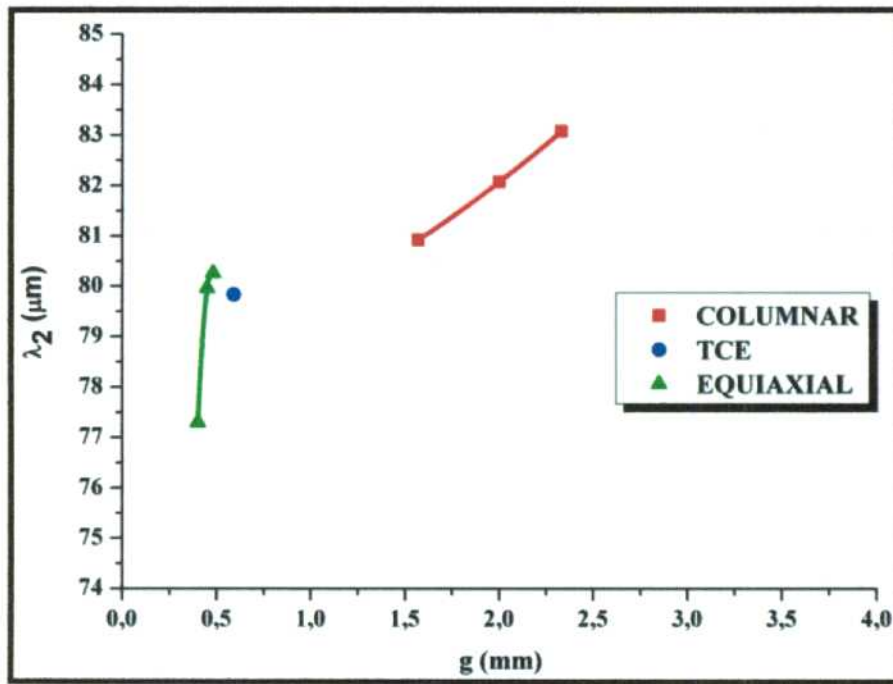


a)

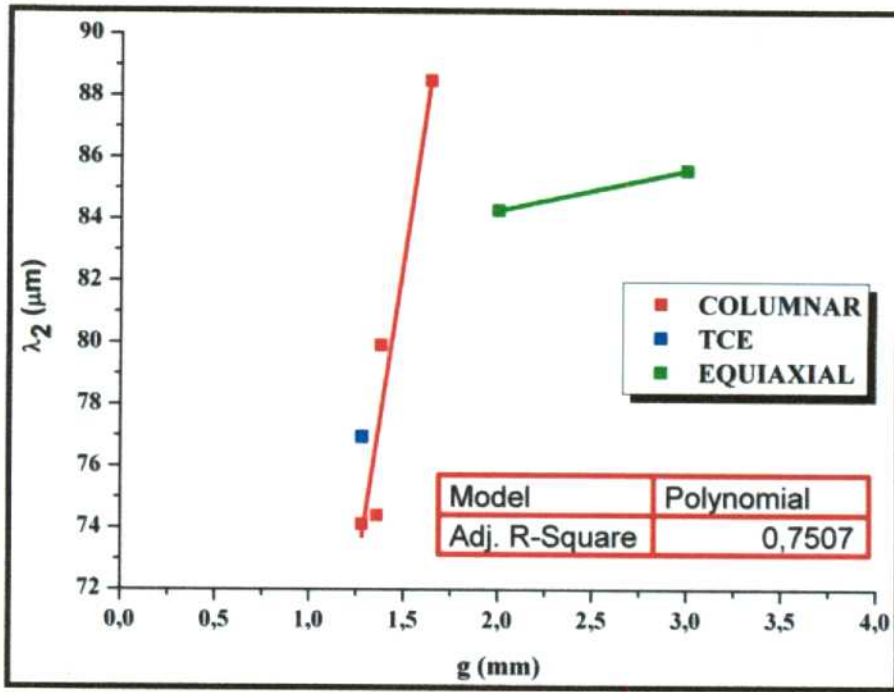


b)

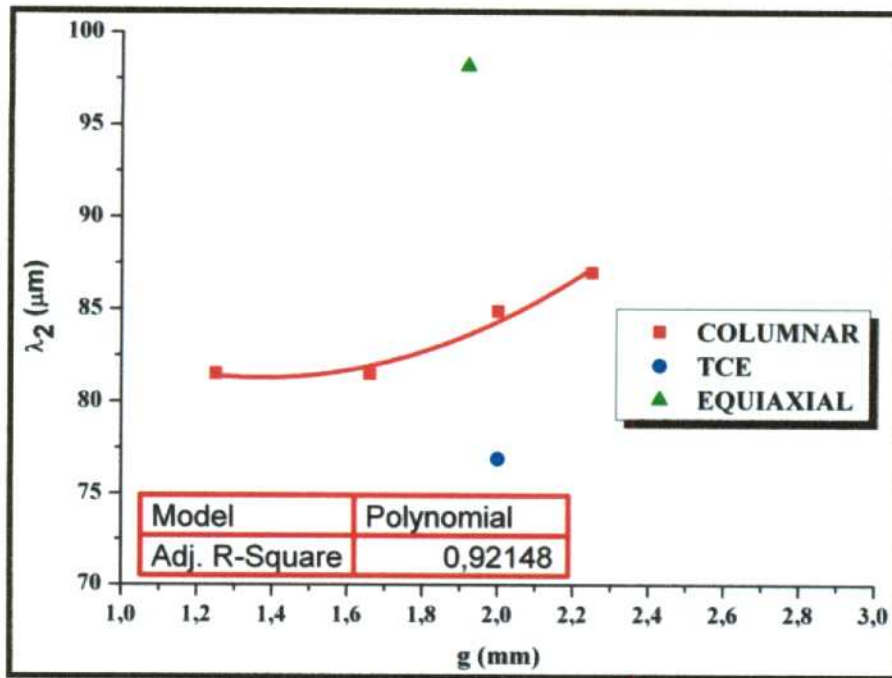
Figura XVII.1 – Curvas de espaciamentos dendríticos secundarios como una función del tamaño de los granos para una aleación Al-1%Cu. a) Experiencia 4. b) Experiencia 5.



a)



b)



c)

Figura XVII.2 – Curvas de espacimientos dendríticos secundarios como una función del tamaño de los granos para aleaciones Al-4,5%Cu. a) Experiencia 9. b) Experiencia 10. c) Experiencia 11.

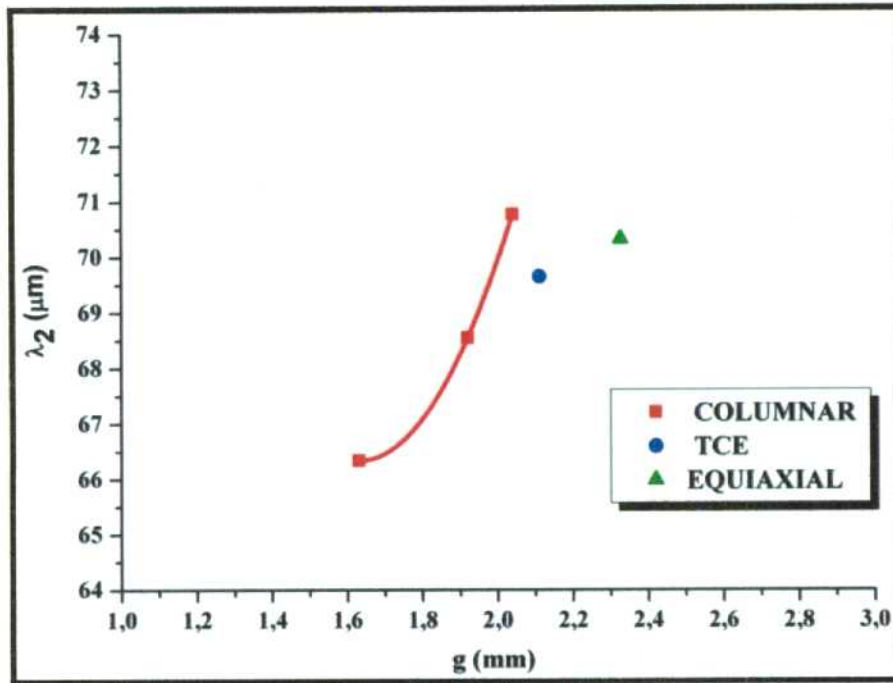


Figura XVII.3 – Curvas de espaciamientos dendríticos secundarios como una función del tamaño de los granos para aleaciones Al-15%Cu (Experiencia 12).

## APÉNDICE XVIII: Errores en la determinación de las velocidades de las interfaces y de los gradientes de temperatura

### XVIII.1. Error en la determinación de la velocidad de la interfase líquida "V<sub>L</sub>"

Según lo expuesto en el Capítulo IV (sección 15.2) la velocidad de la interfase líquida se define de la siguiente manera:

$$V_L = \frac{\Delta x}{t_2 - t_1} \quad (\text{XVIII.1})$$

donde:

- V<sub>L</sub>- Velocidad de la interfase líquida (cm/min).
- Δx - Distancia entre termocuplas (cm).
- t<sub>2</sub>-t<sub>1</sub>- Intervalo de tiempo en el cual la interfase líquida pasa entre dos termocuplas adyacentes.

El error en la medida de las V<sub>L</sub> se determinó por la suma de los efectos producidos en las medidas de las distancias entre las termocuplas y en la determinación del tiempo en el que la interfase líquida pasa entre dos termocuplas adyacentes. De esta manera, se considera que:

- el error de apreciación en la medición de la distancia entre termocuplas (Δx=1,5 cm), que está dado por:

$$e_{ap} = 0,1 \text{ cm} \quad (\text{XVIII.2})$$

- El error en las medidas de tiempo, correspondientes al adquirente de datos es igual a:

$$e_t = 0,16 \text{ min} = 10 \text{ s} \quad (\text{XVIII.3})$$

Es decir, que el error total en la medida de las velocidades de las interfaces es igual a:

$$\frac{\Delta V_L}{V_L} = \frac{e_{ap}}{1,5 \text{ cm}} + \frac{e_t}{t_2 - t_1} = \frac{0,1 \text{ cm}}{1,5 \text{ cm}} + \frac{0,16 \text{ min}}{t_2 - t_1} \quad (\text{XVIII.4})$$

$$\Delta V_L = V_L \cdot \left( \frac{0,1 \text{ cm}}{1,5 \text{ cm}} + \frac{0,16 \text{ min}}{t_2 - t_1} \right) \quad (\text{XVIII.5})$$

### XVIII.1. Error en la determinación de los gradientes de temperatura "G<sub>L</sub>"

El error en la determinación de las medidas de temperatura se realizó de la misma manera que en el ítem anterior. Considerando la suma de los efectos causado por el error producido en las mediciones de las temperaturas más el error producido en medición de las distancias entre las termocuplas (e<sub>ap</sub> = 0,1 cm).

El error en la medición de las temperaturas está dado por [1]:

$$\Delta T = \sqrt{\frac{\sum_{i=1}^n (\bar{T} - T_i)}{n \cdot (n - 1)}} \cong 0,5^\circ C \quad (\text{XVIII.6})$$

Es decir que el error en las medidas de los gradientes de temperatura está dada por:

$$\frac{\Delta G_L}{G_L} = \frac{e_{ap}}{1,5 \text{ cm}} + \frac{\Delta(T_{i-1} - T_i)}{T_{i-1} - T_i} = \frac{0,1 \text{ cm}}{1,5 \text{ cm}} + \frac{1}{T_{i-1} - T_i} \quad (\text{XVIII.7})$$

$$\Delta G_L = G_L \cdot \left( \frac{0,1 \text{ cm}}{1,5 \text{ cm}} + \frac{1}{T_{i-1} - T_i} \right) \quad (\text{XVIII.8})$$

## **Bibliografía:**

- [1] A. E. Ares, "Transición columnar a equiaxial en aleaciones plomo estaño", Instituto Sábato, CNEA-UNSaM, 1997.



# PRODUCCIÓN CIENTÍFICA

## Publicaciones

- *Structural characterization and dimensional analysis during directional solidification of Al-Cu alloys*, Alicia Esther Ares, **Carlos María Rodríguez**, Carlos E. Schvezov, Mario Roberto Rosenberger. *Procedia Materials*. Aceptado en fecha 22/03/2012. En Prensa. Número ISSN: 1877-7058. © 2012.
- *Influencia de los parámetros térmicos sobre la microestructura de las aleaciones Al-Cu solidificadas direccionalmente*, **Carlos María Rodríguez**, Adriana Elizabet Candia, Carlos Enrique Schvezov, Mario Roberto Rosenberger, Alicia Esther Ares, *Revista ANALES AFA – PUBLICACION DE LA ASOCIACION FISICA ARGENTINA*, Volumen: 23. Enviado en fecha 31/03/2012. En Evaluación. Número ISSN 0327-358X, © 2011.

## Actas de congresos

- *Caracterización estructural de aleaciones Al-Cu*, **Carlos María Rodríguez**, Carlos Enrique Schvezov, Mario Roberto Rosenberger, Alicia Esther Ares, *Actas de la IBEROMAT XII*, Universidad de Alicante, Alicante, España, 30, 31 de Mayo y 1 de Junio, 2012, Actas editadas en CD. © 2012.
- *Analysis of thermal and structural parameters and microhardness variations in different Al-Cu alloys directionally solidified*, **Carlos María Rodríguez**, Adriana Elizabet Candia, Carlos Enrique Schvezov, Mario Roberto Rosenberger, Alicia Esther Ares, *LIGHT METALS 2012*, Páginas: 369-374, Número ISSN: 1096-9586. © 2012.
- *Caracterización estructural y propiedades mecánicas de aleaciones Al-Cu, primeros estudios*, **Carlos M. Rodríguez**, Mario R. Rosenberger, Carlos E. Schvezov, Alicia E. Ares, *Actas del 11º Congreso Binacional de Metalurgia y Materiales – SAM/CONAMET 2011*. Rosario, Argentina, 18 al 21 de Octubre de 2011. Código: 260-190-1-SP. Anales editados en la página web: <http://www.ifir-conicet.gov.ar/SAM-CONAMET2011/documentos/topico2/60-39-1-SP.pdf> © 2011.

## Congresos

12º CONGRESO BINACIONAL DE METALURGIA Y MATERIALES – CONAMET/SAM 2012, Universidad Técnica Federico Santa María, Chile, 22 al 26 de Octubre de 2012:

- *Parámetros Térmicos y Metalográficos en Aleaciones Al-Cu Dendríticas y Eutécticas Solidificadas Direccionalmente*, **C. M. Rodríguez**, C. E. Schvezov, M. R. Rosenberger, A. E. Ares.
- *Caracterización de Aleaciones Diluidas Zn-Sn Solidificadas Horizontalmente*, **C. M. Rodríguez**, C. E. Schvezov, M. R. Rosenberger, A. E. Ares.

4º ENCUENTRO DE JÓVENES INVESTIGADORES EN CIENCIA Y TECNOLOGÍA DE MATERIALES, Mar del Plata, Argentina, 8, 9 y 10 de Octubre de 2012:

- *Relación entre la Microestructura y la Microdureza de las Aleaciones Al-Cu Solidificadas Direccionalmente*, **C. M. Rodríguez**, M.R. Rosenberger, A. E. Ares. Modalidad de Presentación: POSTER.

- *Relación entre la Microestructura y la Microdureza de las Aleaciones Al-Cu Solidificadas Direccionalmente*, **C. M. Rodríguez**, M.R. Rosenberger, A. E. Ares. Modalidad de Presentación: ORAL.

96° REUNIÓN DE LA ASOCIACIÓN FÍSICA ARGENTINA - AFA 2012 – 97° Reunión Nacional de Física, Córdoba, Argentina, 25 al 28 de Septiembre de 2012:

- *Tamaños de Granos versus Espaciamientos Dendríticos en Aleaciones Al-Cu Solidificadas Unidireccionalmente*, Ares, A.E.; **Rodríguez, C. M.**, Schvezov, C.E., Candia, A.E., Rosenberger, M.R. Modalidad de Presentación: POSTER.

XII CONGRESO NACIONAL DE MATERIALES / IBEROMAT XII, Universidad de Alicante, 30, 31 de Mayo y 1 de Junio, 2012:

- *Caracterización Estructural de Aleaciones Al-Cu*, **Carlos María Rodríguez**, Carlos Enrique Schvezov, Mario Roberto Rosenberger, Alicia Esther Ares. Resumen publicado en CD.

THE 141<sup>th</sup> TMS ANNUAL MEETING EXHIBITION, Orlando, Florida, USA, March 11 to March 15, 2012:

- *Light Metals 2012: Analysis of Thermal and Structural Parameters and Microhardness Variations in Different Al-Cu Alloys Directionally Solidified*, **Carlos M. Rodríguez**; Adriana E. Candia; Carlos E. Schvezov; Mario R. Rosenberger; Alicia Ares. Modalidad de Presentación: ORAL. Resumen publicado en página 74.

JORNADA DE INICIACIÓN EN LA INVESTIGACIÓN 2012, CEDIT – Gobierno de la Provincia de Misiones, Posadas, Argentina, 14 de Marzo de 2012:

- *Solidificación Direccional de Aleaciones Al-Cu*, A.E. Candia, **C. M. Rodríguez**, M.R. Rosenberger, A. E. Ares. Modalidad de Presentación: ORAL. Trabajo resumido publicado en CD.

VIII JORNADAS DE LA FACULTAD DE CIENCIAS EXACTAS, QUÍMICAS Y NATURALES, Posadas-Misiones. Argentina, 2 al 4 de Noviembre de 2011:

- *Microdureza de las Aleaciones Al-Cu Solidificadas Direccionalmente*, Código IT.27, **Rodríguez, Carlos M.**, Candia, Adriana E., Schvezov, Carlos E., Rosenberger, Mario R., Ares, Alicia E. Modalidad de Presentación: POSTER. Resumen extendido publicado en página 216.
- *Caracterización Microestructural de las Aleaciones Al-Cu Hipoeutécticas*, Código: IT.07, Candia, Adriana E., **Rodríguez, Carlos M.**, Schvezov, Carlos E., Rosenberger, Mario R., Ares, Alicia E. Modalidad de Presentación: POSTER. Resumen extendido publicado en página 201.

11° CONGRESO BINACIONAL DE METALURGIA Y MATERIALES - SAM-CONAMET 2011, Rosario, Argentina, 18 al 21 de Octubre de 2011:

- *Caracterización Estructural y Propiedades Mecánicas de Aleaciones Al-Cu. Primeros Estudios*. **Carlos María Rodríguez**, Mario Roberto Rosenberger, Carlos Enrique Schvezov, Alicia Esther Ares. Modalidad de Presentación: POSTER. Resumen extendido publicado online con Código: 260-190-1-SP.

96° REUNIÓN DE LA ASOCIACIÓN FÍSICA ARGENTINA - AFA 2011 - XII Reunión de la SUF, Montevideo, Uruguay, 20 al 23 de Septiembre de 2011:

- *Influencia de los Parámetros Térmicos Sobre la Microestructura de las Aleaciones Al-Cu Solidificadas Direccionalmente*, Ares, A.E.; **Rodríguez, C. M.**, Schvezov, C.E., Candia, A.E., Rosenberger, M.R. Modalidad de Presentación: POSTER. Resumen publicado en CD.