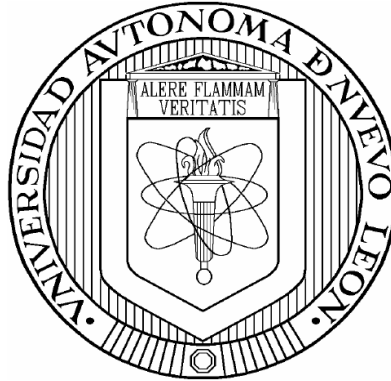


UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSTGRADO



**DESARROLLO DE ALEACIONES DE ALTA RESISTENCIA Al-Cu
SERIE 2XX**

POR

ANDRÉS FERNANDO RODRÍGUEZ JASSO

TESIS

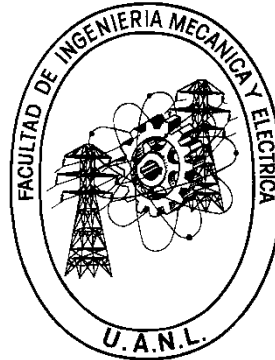
**EN OPCIÓN AL GRADO DE DOCTOR EN INGENIERÍA DE
MATERIALES**

CD. UNIVERSITARIA

JULIO DEL 2012

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSTGRADO



DESARROLLO DE ALEACIONES DE ALTA RESISTENCIA Al-Cu
SERIE 2XX

POR
ANDRÉS FERNANDO RODRÍGUEZ JASSO

TESIS
EN OPCIÓN AL GRADO DE DOCTOR EN INGENIERÍA DE
MATERIALES

CD. UNIVERSITARIA

JULIO DEL 2012

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA
DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSTGRADO

Los miembros del comité de Tesis recomendamos que la Tesis “**Desarrollo de aleaciones de alta resistencia Al-Cu serie 2XX**”, realizada por el M.C. Andrés Fernando Rodríguez Jasso sea aceptada para su defensa como opción al grado de Doctor en Ingeniería de Materiales.

El Comité de Tesis

Asesor

Dr. Rafael Colás Ortiz

Revisor

Dra. Martha Patricia Guerrero Mata

Revisor

Dr. Arturo Juárez Hernández

Revisor

Dr. José Talamantes Silva

Revisor

Dr. Salvador Valtierra Gallardo

Vo. Bo.

Dr. Moisés Hinojosa Rivera
División de Estudios de Postgrado

DEDICATORIA

A Eyleen y a Emilse

AGRADECIMIENTOS

A Eyleen por su apoyo incondicional, amistad y amor.

A la empresa NEMAK por el apoyo brindado en la realización de este trabajo de investigación.

A la Universidad Autónoma de Nuevo León y especialmente la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica por el apoyo que me brindaron en mis estudios de Ingeniería, Maestría y ahora en el Doctorado.

Al Dr. Rafael Colás Ortiz por su amistad, disponibilidad para las revisiones de la tesis y valiosa participación como asesor principal de este trabajo.

Al Dr. Salvador Valtierra Gallardo por su amistad y apoyo desde mi llegada a Nemark así como su influencia para que este proyecto se llevara a cabo.

Al Dr. Jose Talamantes Silva por su apoyo dentro de Nemark para finalizar la tesis trabajo así como por su coasesoria de este trabajo.

A la Dra. Martha Guerrero, por su apoyo en la revisión del presente escrito.

Al Dr. Arturo Juárez, por su apoyo en la revisión del presente escrito.

A todos mis compañeros de Nemark por su apoyo y amistad: Alex, Fernando, Efren, Marcos, Miguel, Jose Encarnación, Abraham, Gilberto, Juan Pablo, Lazaro, Eulogio y Alberto.

A todos los practicantes de R&D de Nemark por su apoyo y amistad: Alma, Mayra, Paty, Diana, Humberto, Alejandro, Aldo e Ismael.

A Jacobo, Rubén y Alejandro por su ayuda en la obtención de las muestras analizadas en el presente trabajo.

A los Profesores del Programa Doctoral en Ingeniería de Materiales

ÍNDICE

	Página
Dedicatoria	i
Agradecimientos	ii
Índice	iii
Resumen	1
Capítulo 1 Introducción	4
Capítulo 2. Aleaciones de aluminio	9
2.1. Introducción	9
2.1.1. Antecedentes históricos de la producción de aluminio	9
2.1.2. Características principales del aluminio	10
2.1.3. Antecedentes históricos de aleaciones de aluminio-cobre (Duraluminios)	11
2.2. Aleaciones de aluminio	11
2.2.1. Aleaciones de aluminio para trabajo mecánico	12
2.2.2. Aleaciones de aluminio para vaciado	12
2.2.3. Sistema de designación para condición de fabricación	13
Capítulo 3. Solidificación y refinamiento de grano	15
3.1. Introducción	15
3.2. Mecanismos de nucleación	15
3.2.1. Nucleación homogénea	16
3.2.2. Nucleación heterogénea	19
3.2.2.1. Nucleación secundaria	22
3.2.3. Sobreenfriamiento	22
3.2.4. Recalescencia	24
3.2.5. Proceso de fragmentación de los cristales	25
3.3. Solidificación de metales puros	25

3.3.1. Distribución de temperaturas en la intercara de solidificación	26
3.3.1.1. Morfología de la intercara con gradiente positivo	27
3.3.1.2. Morfología de la intercara con gradiente negativo	28
3.3.1.2.1. Crecimiento dendrítica en materiales puros	29
3.4. Solidificación en aleaciones	30
3.4.1. Crecimiento dendrítico en aleaciones	31
3.4.2. Solidificación de mezclas eutécticas	33
3.5. Solidificación en el sistema Al-Cu	35
3.5.1. Secuencia de solidificación de la aleación A206	35
3.5.2. Refinamiento de grano	37
3.5.1.1. Refinamiento por enfriamiento rápido mediante templaderas	38
3.5.1.2. Refinamiento químico del tamaño de grano mediante agentes nucleantes	38
3.5.3. Agrietamiento en caliente	40
3.5.3.1. Efecto de la concentración de deformación	41
3.5.3.2. Efecto de la concentración de esfuerzo	42
Capítulo 4. Análisis Térmico	44
4.1. Introducción	44
4.2. Análisis térmico	44
4.2.1. Análisis térmico del refinamiento de grano	47
4.2.1.1. Nucleación de granos sin adición de partículas refinadoras	47
4.2.1.2. Nucleación de granos con adición de partículas refinadoras	47
4.2.2. Análisis térmico de la modificación de eutéctico Al-Si	50
Capítulo 5. Tratamientos térmicos de aleaciones de aluminio	53
5.1. Introducción	53
5.2. Tratamiento térmico de endurecimiento por precipitación	54
5.2.1. Tratamiento de solución	54
5.2.1.1. Temperatura de solución	54
5.2.1.2. Tiempo de solución	55
5.2.2. Enfriamiento brusco	56
5.2.3. Tratamiento de envejecido	56
5.2.3.1. Endurecimiento del aluminio	57
5.2.3.2. Endurecimiento por precipitación	58
5.2.3.3. Endurecimiento por precipitación en sistemas Al-Cu	59
5.3. Índice de calidad	61

Capítulo 6. Procedimiento Experimental	70
6.1. Introducción	70
6.2. Obtención de muestras para evaluación	70
6.2.1. Fusión del metal, tratamiento del metal líquido y análisis químico	70
6.2.2. Muestras de análisis térmico	73
6.2.2.1. Arreglo experimental para la obtención de muestras de análisis térmico	73
6.2.2.2. Evaluación de curvas de solidificación	74
6.2.3. Muestras para agrietamiento en caliente	76
6.2.3.1. Arreglo experimental para muestras de agrietamiento en caliente	77
6.2.3.2. Evaluación de muestras para agrietamiento en caliente	78
6.2.4. Muestras para la evaluación de propiedades mecánicas	79
6.2.4.1. Arreglo experimental para el vaciado de moldes tipo cuña	79
6.3.4.2. Registro de condiciones de solidificación de moldes tipo cuña	80
6.3.4.3. Obtención de especímenes para análisis de propiedades mecánicas	80
6.3. Tratamientos térmicos	80
6.3.1. Tratamiento térmico T7	81
6.3.2. Tratamiento térmico T4	81
6.4. Ensayos mecánicos	82
6.4.1. Ensayos mecánicos de tensión	82
6.4.2. Ensayos mecánicos de dureza	82
6.5. Preparación metalográfica y análisis microestructural	83
6.5.1. Preparación metalográfica	83
6.5.2. Análisis microestructural	83
6.5.2.1. Espacio interdendrítico secundario	84
6.5.2.2. Tamaño de grano	84
6.5.2.3. Porosidad	84
6.5.2.4. Análisis de fases	84
Capítulo 7. Resultados	85
7.1. Introducción	85
7.2. Análisis químico	85
7.3. Análisis térmico	86
7.4. Agrietamiento en caliente	88
7.5. Velocidad de solidificación en moldes tipo cuña	90
7.6. Propiedades mecánicas	90
7.7. Análisis microestructural	92

Capítulo 8. Discusión	96
8.1. Introducción	96
8.2. Análisis químico	96
8.3. Análisis térmico	97
8.4. Agrietamiento en caliente	103
8.5. Velocidad de solidificación en moldes tipo cuña	105
8.6. Propiedades mecánicas	105
8.7. Análisis microestructural	109
Capítulo 9. Conclusiones	115
Capítulo 10. Recomendaciones	120
Referencias	122
Lista de Tablas	127
Lista de Figuras	129
Apéndices	135
Apéndice A. Gráficas de análisis térmico	135
Apéndice B. Parámetros de análisis térmico	150
Apéndice C. Resultados de ensayos mecánicos de tensión	162
Apéndice D. Graficas de resultados de ensayos mecánicos de tensión	173
Apéndice E. Resultados de dureza Brinell	181
Apéndice F. Imágenes de microestructura y tamaño de grano	184
Apéndice G. Análisis químico de fases mediante microscopio electrónica	205
Apéndice H. Análisis estadístico	226
Resumen Autobiográfico y Publicaciones Científicas	241

RESUMEN

El presente trabajo se realizó con el objetivo de estudiar el efecto que presenta los principales elementos de aleación y contaminantes en aleaciones de alta resistencia Al-Cu de la serie 2XX (tipo 206), para lo cual se evaluó la secuencia de solidificación de la aleación mediante el análisis térmico de las curvas de solidificación de moldes estándar, se evaluó asimismo la tendencia al agrietamiento en caliente mediante el uso de un molde que restringe la libre contracción durante la solidificación y enfriamiento, así como el efecto en las propiedades mecánicas y microestructura a diferentes velocidades de solidificación observadas en procesos comerciales de moldeo semipermanente de monoblocks automotrices de aluminio.

Dentro de la metodología seguida se obtuvieron muestras de metal en condiciones de planta con 20 composiciones químicas diferentes, que se ordenaron en 4 grupos de acuerdo a su contenido de Cu, el contenido de otros elementos como el Mg, Mn, Fe, Si y Zn también fue variado, mientras que todas las composiciones fueron refinadas químicamente con una aleación maestra Al-Ti5-B1 ya que el refinamiento se considera indispensable para reducir la tendencia al agrietamiento a niveles que permitan el vaciado de piezas complejas. De cada aleación se obtuvieron muestras para análisis térmico (en moldes de arena y de grafito precalentado), muestras para evaluar la tendencia al agrietamiento en caliente (en moldes de arena y de acero H13) y moldes tipo cuña con templadera en la parte inferior para la determinación de las propiedades mecánicas en un amplio intervalo de velocidades de solidificación. Las piezas para propiedades mecánicas se seccionaron a 10 niveles, dependiendo de su velocidad local de solidificación, para posteriormente ser sometidas a tratamiento térmico T4 y T6. Algunas muestras fueron preparadas metalográficamente para ser estudiadas bajo microscopía óptica y electrónica de barrido (MEB), con lo que se evaluaron los cambios microestructurales sufridos debidos al cambio en composición química y velocidad de solidificación.

Los cambios en composición evaluados indican que el Fe y el Mn son elementos que influyen negativamente en la formación de grietas mientras que el Si reduce su presencia. El Cu y Mg y Zn no mostraron un efecto significativo al igual que el B en los contenidos estudiados (mínimo 15 ppm de boro), siendo éste suficiente para reducir el tamaño de grano a niveles de

50-70 μm en la zona cercana a la templadera y con una morfología casi equiaxial, lo cual es un factor preponderante para la disminución del agrietamiento en caliente concordando con la literatura existente.

El uso del molde de grafito precalentado demostró ser más efectivo para la obtención de los parámetros de solidificación de la mayoría de las fases presentes en las aleaciones. De manera general se concluye que la temperatura de formación de las reacciones disminuye de manera general cuando se incrementa el contenido de Cu, de los elementos de aleación, así como los elementos contaminantes.

La fase Al_2Cu solidifica en un rango de 540 a 522°C siendo en la mayor parte de los casos la que determina la temperatura máxima de solubilizado y su nucleación está influenciada por el contenido de Cu y Mg, Si y Fe, mientras que las aleaciones con alto contenido de magnesio (0.45%) y las que contienen Mg y Si a niveles de 0.2 y 0.15% respectivamente promueven la formación de fases Al_2MgCu y Mg_2Si con bajo punto de fusión (515 a 497°C) restringiendo aún más la temperatura máxima de solubilizado, los resultados indican también que en las aleaciones con 0.45% de magnesio y con silicio residual el aumento del contenido de Fe de los niveles residuales 0.07% a 0.25% disminuye la tendencia a la formación de fases de bajo punto de fusión. El Fe adicionalmente promueve el aumento en la temperatura de formación de las fases ricas en este elemento (Al_7FeCu_2), este comportamiento se observó a varios niveles de cobre.

El cinc no mostro ningún efecto significativo en las temperatura de formación de ninguna reacción durante el análisis térmico así como en las propiedades mecánicas y microestructura de las aleaciones estudiadas.

Una de las conclusiones del presente trabajo es que el aumento en la velocidad de solidificación es benéfico para aumentar las propiedades mecánicas de todas las aleaciones estudiadas, reduciendo la porosidad, el tamaño de las fases segregas y de los granos.

En general se encontró que el Cu y el Mg incrementan el esfuerzo de cedencia, el esfuerzo último de tensión y la dureza, mientras que el Mn es nocivo para la resistencia sólo a velocidades de solidificación moderadas y lentas, pudiendo ser contrarrestado este efecto al aumentar el contenido de Fe. La elongación total disminuye conforme se incrementa el contenido de Cu, Mg, Mn y Fe en las zonas con enfriamiento moderado y lento, mientras que el índice de calidad sólo se ve afectado por el Fe y el Mn en la condición T4 y por el Mg y Cu en la condición T7 para las mismas velocidades de solidificación.

En general se observa que las fases crecen en la frontera de grano, lo cual es propio de la segregación necesaria para el enriquecimiento del líquido remanente en los elementos como Fe, Si, Mg, Mn y Cu. Hay dos fases distinguibles por su forma que predominan a lo largo de las aleaciones estudiadas, las agujas (de tonalidad oscura en imágenes microscopio óptico) ricas en Fe (y pequeñas cantidades de Mn) con mayor temperatura de solidificación y otra de tipo bloque que se amolda a la forma de las fronteras de grano. Esta fase se encuentra en dos tonalidades, una clara que se asocia a la fase eutéctica Al_2Cu y la otra más oscura que está asociada a fases más complejas ricas en Fe y Mn.

Resumiendo, en todas las aleaciones se observa la fase eutéctica tipo bloque Al_2Cu que crece siguiendo la forma de la frontera de grano, así como la fase acicular rica en hierro, que en ocasiones puede contener también manganeso, a altos contenidos de magnesio (0.45%) se observa la presencia de este elemento en ambas fases. El incremento del contenido de Mn en la aleación tiende a favorecer la formación de una fase tipo escritura china rica en Fe y Mn; las adiciones de silicio tienden a promover la formación de esta fase.

CAPÍTULO 1

INTRODUCCIÓN

El uso del aluminio y sus aleaciones hasta mediados del siglo XX se limitó principalmente a la producción de artefactos decorativos y utensilios de cocina. Durante este periodo las aleaciones Al-Cu o Duraluminios se utilizaron en menor medida para la producción de piezas complejas para usos industriales, no obstante las buenas propiedades mecánicas que presentaban este tipo de aleaciones, su uso se redujo gradualmente debido a la dificultad del proceso de vaciado, producto de su alta tendencia al agrietamiento en caliente.

La expansión económica, producto de la postguerra en los años 50's aceleró el crecimiento de la industria del aluminio con el uso de las aleaciones primarias Al-Si (aleación A356), las cuales presentan menor dificultad para el vaciado de piezas con geometrías complejas y no presentan la tendencias al agrietamiento en caliente observada anteriormente en las aleaciones Al-Cu. Otro factor detonante en la expansión del uso de aleaciones de aluminio fue la abundancia de chatarra de aluminio contaminada con Fe y Cu con la cual se comenzaron a producir aleaciones secundarias Al-Si-Cu (Aleaciones 319 y 380), siendo éstas más económicas y con buenas propiedades mecánicas.

En los años 70's la crisis de petróleo motivó el desarrollo de nuevas tecnologías economizadoras de combustible. En la industria del transporte aumentó notablemente el uso de aleaciones de aluminio, debido a que la combinación de bajo peso y buenas propiedades mecánicas y térmicas hicieron de estos materiales la mejor opción para la sustitución de otros materiales más pesados como el hierro y el acero. En estos años se destaca la producción de monoblocks de combustión interna, cabezas de enfriamiento de cilindros y pistones para motores.

En los Estados Unidos de América la Corporate Average Fuel Efficiency (CAFE por sus siglas en inglés) ha establecido estándares de eficiencia energética para las flotas de vehículos que se comercializan en ese país, siendo esto valores referencia a nivel mundial ya que este es uno de los principales mercados para la comercialización de vehículos automotor. Este aumento en los niveles de eficiencia energética es resultado del aumento en el precio de los energéticos y las materias primas que se ha observado en los últimos años producto de la expansión industrial en Asia. Por ejemplo para el 2011 se han especificado eficiencias energéticas de 11.7 kilómetros por litro (27.6 millas por galón) para la flotilla combinada de autos y camionetas ligeras, y se ha establecido un aumento anual de 4.3%, alcanzando valores para el 2016 de 14.5 kilómetros por litro (34.1 millas por galón), véase información completa en Tabla 1.1^[1].

Tipo de Vehículo	2011	2012	2013	2014	2015	2016
Carros de pasajeros	30.4 [12.9]	33.3 [14.2]	34.2 [14.5]	34.9 [14.8]	36.2 [15.4]	37.8 [16.1]
Camionetas ligeras	24.4 [10.4]	25.4 [10.7]	26.0 [11.1]	26.6 [11.3]	27.5 [11.7]	28.8 [12.2]
Combinado carros y camionetas	27.6 [11.7]	29.7 [12.6]	30.5 [13.0]	31.3 [13.3]	32.6 [13.9]	34.1 [14.5]

Tabla 1.1. Promedio de consumo de combustible requerido en millas por galón [kilómetros por litro] bajo el estándar final de la CAFE (Corporate Average Fuel Efficiency)^[1].

Con la finalidad de cumplir con estándares internacionales y para incrementar la comercialización de vehículos las compañías armadoras han desarrollado mejoras a los motores haciéndolos cada vez más pequeños y aumentando su capacidad en caballos de fuerza (HP), esto se ha logrado mediante la implementación de sistemas de inyección directa, turbo cargadores, etc. Estos cambios de diseño han requerido a su vez de mejoras en las propiedades mecánicas de las aleaciones utilizadas para la fabricación del cuerpo del motor. Otra acción que ha favorecido el desarrollo de mejores materiales es el uso cada vez mayor de motores diesel, los cuales por su diseño trabajan a mayores presiones internas y temperaturas. En ambos casos, tanto en motores diesel como a gasolina, la tendencia internacional apunta hacia una operación a mayor temperatura y con presiones más elevadas en la cámara de combustión, lo que origina la necesidad de que los materiales de fabricación no sólo tengan mejores propiedades a temperatura ambiente sino a temperaturas elevadas como 250°C y 300°C.

En este contexto de aleaciones con buena resistencia a altas temperaturas se ha observado que las aleaciones Al-Si-Mg cuya resistencia se basa en la precipitación de fases de Mg y Si (ejemplo aleación A356) presentan una pérdida de propiedades tras ser expuestas por tiempo prolongado a temperaturas de 205°C^[2], las aleaciones Al-Si-Cu presentan una mejora a temperaturas de 200°C y 250°C, por otra parte se ha observado que las aleaciones base Al-Cu presentan las mejores propiedades a temperatura ambiente y una menor caída en éstas a altas temperaturas como 200°C, 250°C y 300°C^[2].

Dentro de la familia aluminio-cobre, la aleación 206 ha sido objeto de un gran interés en los últimos años, esto se debe principalmente a las excelentes propiedades mecánicas que puede alcanzar (436 MPa de esfuerzo último, 347 MPa de esfuerzo de cedencia y 11% de elongación)^[2]. No obstante sus altas propiedades, que superan las resistencias de aleaciones comerciales como la A356 y la 319, su uso ha sido limitado debido a su alta tendencia al agrietamiento en caliente. Recientemente Sigworth ha desarrollado una nueva versión de la aleación 206 que incorpora el uso de bajos contenidos de Ti en forma de aleaciones maestras Al-Ti-B de última generación, las cuales generan un tamaño de grano mucho más pequeño durante el vaciado (entre 50 y 150 μm de diámetro) que reduce drásticamente la tendencia al agrietamiento en caliente, esta nueva aleación se ha denominado B206^[3-5].

En la aleación 206 los principales elementos de aleación son el Cu y el Mg mientras que los principales elementos contaminantes son el Fe, Mn y Si. El proceso de segregación que se presenta durante la solidificación dendrítica de esta aleación permite la acumulación de grandes cantidades de soluto y su posterior precipitación en fases ricas en Cu, Fe, Mn, Si y Mg con distintas estructuras y morfologías, aún a las bajas concentraciones de estos elementos en la aleación. Por ejemplo en el caso de las aleaciones del tipo 319 se ha observado que la precipitación de fases ricas en Fe se hace posible por la baja solubilidad que presenta este elemento dentro del aluminio, siendo ésta de 0.05% a 660°C y este valor se reduce conforme disminuye la temperatura o se encuentra en presencia de otros elementos como el Si, Mn, Cu y Cr con los cuales pueda formar compuestos^[6]. Las fases que precipitan durante la solidificación de una aleación del tipo A206.2 son presentadas por Bäckerud y coautores^[7] (Véase Capítulo 3, Tabla 3.3), donde la solidificación del aluminio primario tiene lugar a 651°C, seguido por la solidificación de fases ricas en Mn, Fe y Cu, llegando hasta la solidificación de fases ricas en Mg a temperaturas de 500°C, lo que representa un intervalo de solidificación de alrededor de 150°C.

La combinación de la precipitación de fases frágiles ricas en Fe, Mn, Mg, Si y principalmente Cu en las aleaciones Al-Cu que toma lugar en el líquido segregado (alrededor de la dendrita de aluminio primario y en la periferia del grano), junto con el largo intervalo de solidificación de alrededor de 150°C (en el cual se presenta la contracción del aluminio primario, que se encuentra restringida por el molde en el cual se hace el vaciado de la pieza) dan lugar a problemas de agrietamiento en caliente.

Se ha observado en aleaciones como la 319 que, de los elementos contaminantes, el que presenta mayor influencia negativa en las propiedades mecánicas es el Fe, el cual al precipitarse junto con otros elementos en forma de fases frágiles, disminuye la elongación y la

resistencia a la tensión del material al actuar como concentradores de esfuerzos^[6-8]. Estas fases influyen también en otros problemas como la porosidad por rechupes^[9-10]. En trabajos como el de Gustafsson y coautores^[11] se ha encontrado que al aumentar el contenido de Fe la longitud de la fase β aumenta así como la longitud de los brazos de la fase α . Por su parte Mackay y coautores^[12] encontraron que al aumentar el contenido de Fe la temperatura de formación de la fase β - Al_5FeSi en aleaciones Al-Si con bajo contenido de Mn tiende a incrementarse. Otros investigadores han encontrado que el contenido de Mg en la aleación 319 puede influenciar la morfología de las fases ricas en Fe^[13,16].

Shabestari y coautores^[17] encontraron también que en las aleaciones del tipo 413 a bajas velocidades de solidificación se presenta una aglomeración y alargamiento de las fases ricas en Fe, contrario a lo que se observa a altas velocidades de solidificación. Por el contrario Narayanan y coautores^[14] encontraron en sus estudios para la aleación 319 que el dominio en la cristalización de la fase α en aleaciones con Mn sólo se presenta a bajas y moderadas velocidades de solidificación y que a altas velocidades se encuentra la presencia de ambas fases α y β . A este respecto Gustafsson y coautores^[11] encontraron en sus estudios de aleaciones Al-Si-Mg que al aumentar la velocidad de solidificación, la longitud de las placas de Al_5FeSi disminuye al igual que los brazos de la fase $\text{Al}_{15}(\text{MnFe})_3\text{Si}_2$ (escritura china). Wang y coautores^[15], en sus estudios de aleaciones Al-Si para piezas de inyección, concluyen que la morfología de las fases ricas en Fe depende de la velocidad de solidificación y del contenido de Cr, ya que este elemento tiende a facilitar la formación de la fase $\text{Al}_{15}(\text{MnFe})_3\text{Si}_2$ en forma de lodo o estrella.

Hay poca información sobre el efecto de la química y la velocidad de solidificación en la precipitación de fases ricas en Fe, Mn, Si y Mg en aleaciones del tipo 206. Bäckerud y coautores^[7] presentan el efecto del aumento en la velocidad de solidificación cuando al pasar de 0.3 a 4.5°C/seg observaron una disminución en el tamaño de grano de 174 μm a 59 μm , asimismo observaron una disminución en la temperatura final de solidificación desde 521°C para velocidades de solidificación de 0.3°C/seg y 491°C para velocidades de solidificación de 4.5°C/seg. Ambos efectos demuestran la importancia del efecto de la velocidad de solidificación en los parámetros microestructurales e intervalos de solidificación.

Gauthier y coautores^[13] en sus estudios sobre tratamientos térmicos de aleaciones del tipo 319.2, encontraron que debido a la presencia de fases ricas en Cu de bajo punto de fusión (515 a 540°C) las temperaturas de solución se deben mantener dentro de un intervalo muy estrecho. También encontraron que el mejor tratamiento de solución era de 8 hrs a 515°C, ya que a mayores temperaturas, la fusión parcial de las Fases ricas en Cu provocan la aparición de

porosidad por rechupes después del temple. Un tratamiento térmico de solubilizado alternativo, propuesto por estos autores es calentar por un corto periodo de tiempo a 540°C para así esferoidizar las partículas de Si y disolver una parte significativa del Cu, seguido esto de un lento enfriamiento hasta 515°C durante el cual las fases ricas en Cu solidificarán de la manera usual, para finalmente templar en agua. Este proceso presenta mejores propiedades que las obtenidas mediante tratamientos a bajas temperaturas durante largos periodos de tiempo.

Por lo anterior, el objetivo de este trabajo es estudiar el efecto que presenta los principales elementos de aleación y contaminantes en aleaciones Al-Cu del tipo 206, para lo cual se pretende evaluar la secuencia de solidificación de la aleación mediante el análisis térmico de las curvas de solidificación de moldes estándar, evaluar asimismo la tendencia al agrietamiento en caliente mediante el uso de un molde que restringe la libre contracción durante la solidificación y enfriamiento, así como el efecto en las propiedades mecánicas a diferentes velocidades de solidificación observadas en procesos comerciales de moldeo semipermanente de monoblocks automotrices de aluminio.

Dentro de la metodología seguida se obtuvieron muestras de metal en condiciones de planta con 20 composiciones químicas diferentes, que se ordenaron en 4 grupos de acuerdo a su contenido de Cu. De cada aleación se obtuvieron muestras para análisis térmico, muestras para evaluar la tendencia al agrietamiento en caliente y moldes tipo cuña con templadera en la parte inferior para la determinación de las propiedades mecánicas. Las piezas para propiedades mecánicas se seccionaron a varios niveles, dependiendo de su velocidad local de solidificación, para posteriormente ser sometidas a tratamiento térmico T4 y T6. Algunas muestras fueron preparadas metalográficamente para ser estudiadas bajo microscopía óptica y electrónica de barrido (MEB), con lo que se pretende evaluar los cambios microestructurales sufridos por el contenido de aleación y la velocidad de solidificación.

Se plantea la hipótesis de que tanto la reducción de los elementos de aleación como la de los contaminantes tendría un efecto benéfico en la reducción de la tendencia al agrietamiento en caliente. Otra hipótesis que se plantea demostrar es que el aumento en el contenido de elementos de aleación podría reducir la temperatura de precipitación de fases eutécticas secundarias teniendo esto como resultado la necesaria disminución de la temperatura de solución durante el tratamiento térmico. Se pretende observar el efecto benéfico del aumento en la velocidad de solidificación en las propiedades mecánicas producto de la disminución en el tamaño de las fases segregadas, así como el efecto de la cantidad de estas fases producto de la variación en el contenido de los elementos químicos de las aleaciones.

CAPÍTULO 2

ALEACIONES DE ALUMINIO

2.1. Introducción.

El aluminio es el tercer elemento químico más abundante en corteza terrestre, con un estimado de 8% en peso, solo por debajo del oxígeno con el 45.2% y el silicio con el 27.2%. Elementos como el hierro y el magnesio se encuentran en menor proporción con el 5% y el 2% respectivamente. En la naturaleza el aluminio se encuentra en forma de óxidos debido a su alta afinidad con el oxígeno y formando parte de muchos silicatos. El mineral del que se extrae el aluminio a nivel industrial es la bauxita el cual está formado en mayor medida por alúmina (Al_2O_3) hidratada e impurezas de óxidos de hierro silicio y titanio^[19,20].

2.1.1. Antecedentes históricos de la producción de aluminio.

El aluminio fue aislado por primera vez en 1825 por físico danés H. C. Oersted, el principal inconveniente para su obtención era la alta cantidad de energía que se requería para su producción. En 1886 Charles Martin Hall, en Estados Unidos de América, y Paul L. T. Héroult, en Francia, patentaron de manera independiente un proceso para la obtención de aluminio a partir de alúmina por medio de electrólisis. En 1888 Karl Bayer, en Alemania, patentó un proceso para la obtención de alúmina a partir de bauxita. La combinación de ambos procesos (Hall-Héroult y Bayer) permitió la producción de aluminio a menor costo, lo que combinado con su bajo costo de reciclado y alta vida útil permitió el crecimiento de su uso, primero en aplicaciones decorativas y posteriormente industriales^[2,19,20]. En la Tabla 2.1 se muestra el rápido crecimiento de la producción de aluminio posterior al 1886^[23].

Año	Producción anual de aluminio (toneladas)
1885	13
1890	200
1900	7000
1910	45000
1920	160000
2011	25627000

Tabla 2.1. Producción anual de aluminio^[23].

2.1.2. Características principales del aluminio.

La principal característica del aluminio es su versatilidad, debido a la extensa variedad de propiedades físicas y mecánicas que se pueden obtener, desde el aluminio de alta pureza hasta las más de 300 aleaciones de aluminio disponibles en el mercado. En la Tabla 2.2 se despliegan algunas de las principales propiedades del aluminio puro.

Propiedad	Valor
Símbolo químico	Al
Número atómico	13
Peso atómico	26.9815
Radio atómico	0.143 nm
Estructura cristalina	Cubica centrada en las caras
Parámetro de red	0.404 nm
Densidad	2.6989 g/cm ³
Punto de fusión	660.4°C
Punto de ebullición	2494°C
Cambio de volumen durante la solidificación	6.5%
Módulo de elasticidad	62 GPa
Módulo de Corte	25 GPa
Coefficiente de Poisson	0.31
Calor específico a 25°C	900 J/kg K
Calor específico a 660.4°C (líquido)	1180 J/kg K
Calor latente de fusión	397 KJ/kg
Calor latente de vaporización	10.78 MJ/kg
Calor de combustión	31.05 MJ/kg

Tabla 2.2. Propiedades del aluminio puro^[2].

2.1.3. Antecedentes históricos de aleaciones de aluminio-cobre.

En los primeros años de la producción de aluminio no se contaba con información suficiente para desarrollar tratamientos térmicos que pudieran incrementar las propiedades mecánicas del suave aluminio puro, las únicas herramientas disponibles para mejorar la resistencia eran adicionar elementos de aleación que generaran fases duras durante la solidificación y el trabajado en frío. Fue hasta el año 1911 cuando el Químico Alemán A. Wilm descubrió que una aleación de aluminio con 4% de cobre y 0.5% de magnesio endurecía tras unos días de ser sometida al apropiado tratamiento térmico. El mecanismo de endurecimiento no fue explicado hasta algunos años más tarde, pero este desarrollo produjo aleaciones con el doble de resistencia mecánica, lo que impactó la producción mundial con la creación de aleaciones térmicamente tratables aluminio-cobre llamadas Duraluminio^[23,24]. Este desarrollo permitió que se produjeran piezas vaciadas a la dimensión final con propiedades mecánicas suficientes para aplicaciones industriales y de aviación.

Esta nueva aleación fue utilizada en los siguientes años para construir el fuselaje de los dirigibles Zeppelin y otras partes de aeronaves, su proceso de fabricación se mantuvo como secreto para usos militares. Posteriormente a partir de 1920 y debido a problemas de corrosión y agrietamiento en caliente, se desarrollaron aleaciones aluminio-magnesio y aluminio-magnesio-silicio que presentaban menores propiedades mecánicas, pero mayor fluidez, mejor resistencia a la corrosión y menor tendencia al agrietamiento en caliente^[23, 24].

2.2. Aleaciones de aluminio.

El aluminio en estado puro presenta baja resistencia mecánica por lo cual otros elementos son agregados para mejorarla. Algunos elementos son adicionados por su alta solubilidad sólida en el aluminio, como la plata, cinc, magnesio, cobre y silicio que tienen solubilidad significativa que permiten el incremento de las propiedades mecánicas mediante el endurecimiento por precipitación natural o artificial durante el proceso de tratamiento térmico. Otros elementos con baja solubilidad se segregan durante la solidificación y forman fases que aportan propiedades específicas como el titanio, cromo, manganeso y circonio. Elementos como el hierro y el plomo regularmente son contaminantes y presentan baja solubilidad, formando fases nocivas. El hidrógeno es el único gas que tiene solubilidad apreciable en el aluminio en estado líquido^[2,20].

Se han desarrollado diferentes sistemas de clasificación para las aleaciones de aluminio (Asociaciones, Países, etc), una de las más utilizadas a nivel internacional es la desarrollada por la Asociación del Aluminio (Aluminum Association) en Estados Unidos, la cual distingue dos

grupos principales, las aleaciones para trabajo mecánico y las aleaciones para vaciado. Este sistema permite identificar si la aleación es endurecible por tratamiento térmico o sólo por trabajado mecánico.

2.2.1. Aleaciones de aluminio para trabajo mecánico.

En las aleaciones para trabajo mecánico se utiliza un sistema de cuatro dígitos. El primer dígito identifica el elemento aleante principal (se definen nueve grupos o series, ver Tabla 2.3). El segundo dígito (si es diferente de cero) indica una modificación a la aleación original o un cambio en los límites de impurezas. Los últimos dos dígitos son arbitrarios e identifican una aleación específica o, en el caso de la serie 1xxx, indican el porcentaje mínimo de aluminio. El prefijo X se utiliza para designar aleaciones experimentales^[2,20].

Serie	Elemento de aleación principal
1xxx	Mínimo 99 % aluminio
2xxx	Cobre
3xxx	Manganeso
4xxx	Silicio
5xxx	Magnesio
6xxx	Magnesio y silicio
7xxx	Cinc principalmente
8xxx	Estaño y litio principalmente
9xxx	Sin Uso

Tabla 2.3. Sistema de designación para aleaciones de aluminio para trabajo mecánico^[2].

2.2.2. Aleaciones de aluminio para vaciado.

Las aleaciones para vaciado presentan un contenido mayor de elementos aleantes, lo que le permite aumentar su fluidez siendo ésta una característica esencial para llenar formas complejas y obtener productos casi en su forma final. Para estas aleaciones se utiliza un sistema de tres dígitos y un decimal. El primer dígito indica el elemento aleante principal (se definen nueve grupos o series, ver Tabla 2.4). Los siguientes dos dígitos identifican una aleación específica o, en el caso de la serie 1xxx, indican el porcentaje mínimo de aluminio. El dígito a la derecha del punto decimal indica el tipo de producto, siendo cero cuando la pieza es producto final y uno y dos cuando es lingote. Se utilizan prefijos siguiendo el orden alfabético

para indicar modificaciones en la aleación, sólo se omiten las letras I, O y Q, la letra X se reserva para aleaciones experimentales^[2,20].

Serie	Elemento de aleación principal
1xx.x	Mínimo 99 % aluminio
2xx.x	Cobre
3xx.x	Silicio, cobre y magnesio
4xx.x	Silicio
5xx.x	Magnesio
6xx.x	Sin Uso
7xx.x	Cinc principalmente
8xx.x	Estaño
9xx.x	Sin Uso

Tabla 2.4. Sistema de designación para aleaciones de aluminio para vaciado^[2].

2.2.3. Sistema de designación para condición de fabricación.

La designación de la condición de fabricación se coloca después de la designación de cada aleación, separadas por un guión, en la Tabla 2.5 se observan los tratamientos principales^[21].

Designación	Condición
F	Condición de fabricación
O	Recocido
H	Endurecimiento por deformación
W	Tratamiento de solución
T	Tratamiento térmico

Tabla 2.5. Sistema de designación para la condición de fabricación de componentes de aluminio y sus aleaciones^[21].

La designación de los tratamiento de endurecimiento por deformación presenta algunas subdivisiones (Tabla 2.6) en las que el primer dígito después de la letra H indica la operación básica, el segundo dígito indica el grado de endurecimiento por deformación y el tercer dígito indica variaciones en el tratamiento^[21].

Designación	Condición
H1	Endurecido por deformación
H2	Endurecido por deformación y recocido parcial
H3	Endurecido por deformación y estabilizado

Tabla 2.6. Sistema de designación para tratamientos térmicos de endurecimiento por deformación^[21].

La designación de los tratamientos térmicos presentan algunas subdivisiones (Tabla 2.7) en las que el primer dígito después de la letra T indica la secuencia de los tratamientos, el segundo dígito indica variaciones en el tratamiento y el tercer dígito corresponde al relevo de esfuerzos^[21].

Designación	Orden de tratamiento
T1	Envejecido natural
T2	Trabajo en frío y envejecimiento natural
T3	Solución, trabajo en frío y envejecimiento natural
T4	Solución y envejecimiento natural
T5	Envejecimiento artificial
T6	Solución y envejecimiento artificial
T7	Solución y estabilización
T8	Solución, trabajo en frío y envejecimiento artificial
T9	Solución, envejecimiento artificial y trabajo en frío
T10	Trabajo en frío y envejecimiento artificial

Tabla 2.7. Sistema de designación para tratamientos térmicos^[21].

CAPÍTULO 3

SOLIDIFICACIÓN

3.1. Introducción.

La mayor parte de los materiales tienen que pasar por un cambio de fase durante algún paso en su proceso de fabricación. Uno de las transformaciones más importantes es la transición del estado líquido al sólido, ya que todos los metales tienen que sufrir esta transformación para poder convertirse en un objeto útil, a este proceso se le conoce como solidificación.

Durante el proceso de solidificación, conforme disminuye la temperatura del líquido, la energía interna de los átomos va siendo cada vez menor y, por lo tanto, las fuerzas de atracción originan el agrupamiento de los átomos hasta que, finalmente, el líquido solidifica. La mayoría de los materiales al solidificar experimentan una contracción de volumen, lo que indica una separación menor entre los átomos en el estado sólido. En este estado los átomos no permanecen en reposo sino que vibran alrededor de sus posiciones de equilibrio, dando lugar a la disposición ordenada de las estructuras cristalinas.

3.2. Mecanismos de nucleación.

Aunque en el estado líquido los átomos no tienen una distribución ordenada definida, puede ocurrir que, en un instante cualquiera, algunos de ellos se agrupen ocupando posiciones muy similares a las que les corresponde en la red espacial que se forma al solidificar el líquido (Figura 3.1).

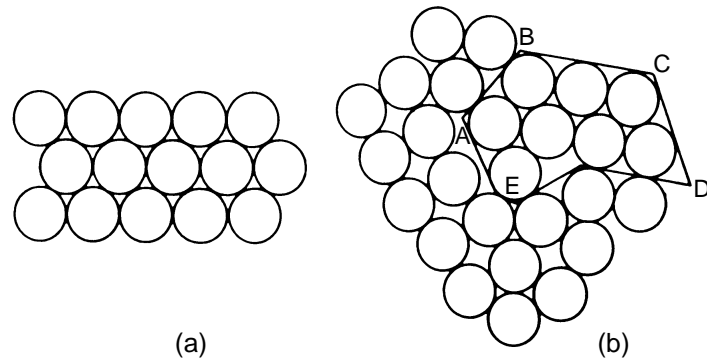


Figura 3.1. Representación esquemática de una estructura a) cristalina y b) de un líquido. El área ABCDE presenta la misma ordenación en el líquido y en el cristal^[25].

Estos conglomerados atómicos no son permanentes sino que se forman y destruyen rápidamente, su duración depende de la temperatura del medio y de su tamaño, de tal modo que cuanto mayor es la temperatura, mayor es la energía cinética de los átomos y más corta la vida de los grupos. Los conglomerados pequeños son muy inestables, porque están formados por un número pequeño de átomos y la pérdida de uno de ellos puede ocasionar su destrucción. A medida que disminuye la temperatura del líquido, los átomos pierden libertad de movimiento, lo que da lugar a un aumento de la vida del conglomerado, coexistiendo al mismo tiempo un número mayor de ellos; este aumento en la vida del conglomerado está acompañado de un aumento gradual de su tamaño, si esta partícula alcanza un tamaño crítico, será considerada un núcleo, a partir del cual crecerán los cristales metálicos.

Existen dos tipos de procesos de nucleación:

- a) Nucleación homogénea: En este proceso la nueva fase sólida se forma uniformemente en todo el volumen de la fase líquida madre.
- b) Nucleación heterogénea: En este proceso la nueva fase sólida no se forma en toda la fase madre, sino que busca sitios preferenciales para solidificar.

3.2.1. Nucleación homogénea.

Si se considera el proceso de solidificación dentro de la teoría clásica de la nucleación de Volmer y Weber^[26], se podría considerar sólo el cambio de energía libre durante la solidificación:

$$\Delta G_V = G_s - G_l \quad [3.1]$$

donde ΔG_V es la energía libre del volumen, G_s es la energía libre del sólido y G_l es la energía libre del líquido, en esta ecuación el cambio de la energía libre de volumen durante la solidificación se vuelve negativo, ya que la energía libre del sólido es menor a la del líquido conforme disminuye la temperatura a partir del punto de fusión. Esto se puede observar en la Figura 3.2 en la que se grafica la energía libre del volumen como una función de la temperatura en ambas fases. A la temperatura de solidificación ambas fases deben tener la misma energía libre, ya que están en equilibrio termodinámico a esta temperatura. Supóngase que el líquido se enfría por debajo de su temperatura de fusión sin solidificar, a este intervalo de temperatura se le llama sobreenfriamiento.

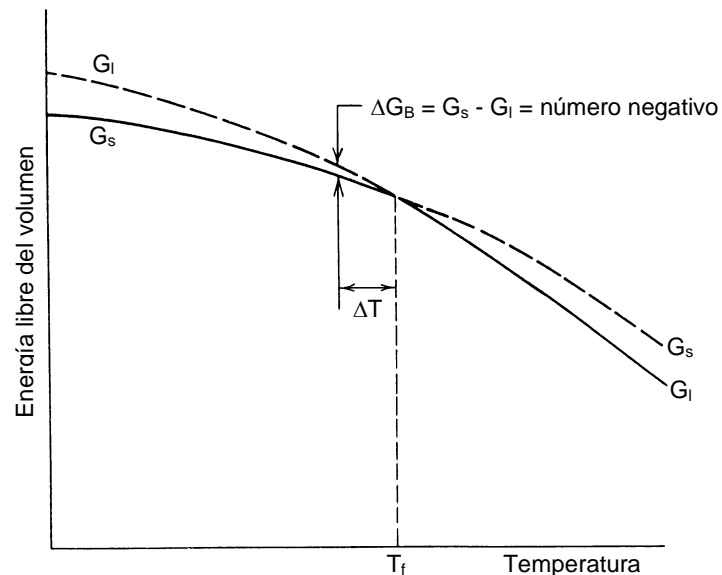


Figura 3.2. Dependencia de la temperatura en la energía libre del volumen de las fases sólida y líquida^[26].

Se considerará primero la nucleación homogénea. En este caso el sólido empieza a formarse como regiones muy pequeñas a través del volumen del líquido. Estas pequeñas partículas se llamarán núcleos y se considerará que tienen forma esférica. Cuando estos núcleos se forman, primero son muy pequeños, probablemente del orden de 10 \AA en diámetro. Por consiguiente, su relación superficie a volumen es muy alta. Como habrá una energía libre asociada con la formación de la superficie del núcleo, esta energía superficial actuará como una barrera para la formación de núcleos pequeños. Para tomar en cuenta este efecto superficial se escribe el cambio de energía libre para formar un núcleo como:

$$\Delta G = \frac{4}{3}\pi r^3 \Delta G_V + 4\pi r^2 \gamma \quad [3.2]$$

donde la energía libre superficial se ha tomado simplemente como la tensión superficial γ . Lo anterior es correcto en materiales puros, pero introduce un pequeño error en las aleaciones, el cual no se considerará. ΔG_v es el cambio de energía libre del volumen, definido en la Figura 3.2. Los dos términos de la ecuación [3.2] se grafican en la Figura 3.3. mostrando el término energía libre del volumen negativo que hace que se realice el proceso y el término energía libre superficial positivo que lo inhibe, y se ve que el cambio de energía libre total es máxima en r^* . La Figura 3.3 da el cambio de energía libre total para un proceso en el que un número n de átomos de líquido se combinan entre sí para dar un sólido de tamaño r . Se supone que el proceso de nucleación real no se presenta con este tipo de nucleación a gran escala donde n átomos de líquido se vuelven repentinamente sólidos. Se cree que existe una distribución de tamaños de pequeños aglomerados de átomos en el líquido en cualquier tiempo y estos aglomerados se consideran como núcleos potenciales. Debido a fluctuaciones térmicas, dichos aglomerados ganan y pierden átomos continuamente. El fenómeno de nucleación se presenta cuando uno de estos aglomerados gana más átomos de los que pierde.

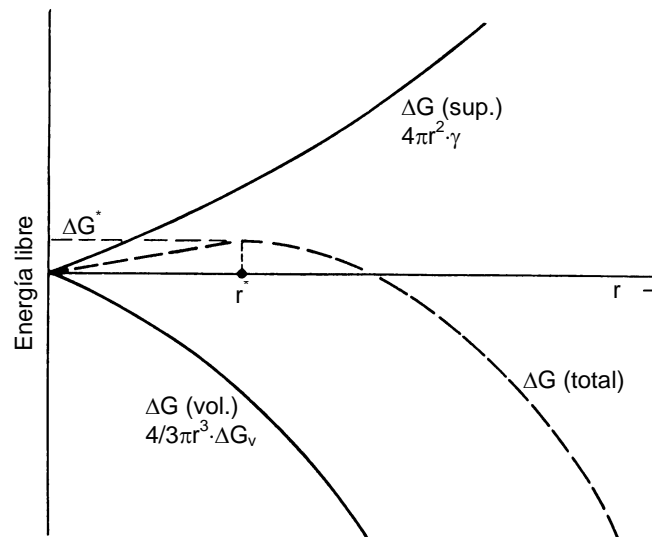


Figura 3.3. Energía libre de formación de un núcleo como una función de su radio^[26].

Si el cambio de energía libre para esta reacción es negativo se favorece entonces el fenómeno de nucleación. Al observar la Figura 3.3 se puede ver que, para todos los valores de $r > r^*$, esta reacción tiene un cambio negativo de energía libre; es decir, arriba de r^* el crecimiento de un núcleo disminuye la energía libre. Por consiguiente, r^* es un radio crítico y su valor se determina derivando la Ecuación [3.2]:

$$r^* = \frac{-2\gamma}{\Delta G_v} \quad [3.3]$$

El cambio de energía libre para formar un núcleo de tamaño crítico, ΔG^* , se encuentra substituyendo en la Ecuación [3.2].

$$\Delta G^* = \frac{16\pi\gamma^3}{3(\Delta G_v)^2} \quad [3.4]$$

La nucleación es el resultado de la formación de núcleos con un tamaño que los hace estables para el crecimiento de la nueva fase, formándose a partir de pequeños aglomerados atómicos en la matriz líquida.

3.2.2. Nucleación heterogénea.

Quedará claro del análisis anterior que la razón para que no haya nucleación inmediatamente después de alcanzar la temperatura de transformación es la barrera presentada por los requerimientos de energía libre superficial de los núcleos. Por consiguiente, los sistemas físicos que sufren transformaciones de fase intentan reducir esta barrera de energía libre superficial al hacer que la nucleación se presente sobre una intercara preexistente (paredes del molde y partículas suspendidas en el metal líquido). De esta forma, la intercara preexistente se borra y, entonces, el cambio neto de energía libre superficial puede reducirse un poco. Este proceso se ilustra considerando la formación de una nueva fase β , fuera de la fase α , en la pared del recipiente. La Figura 3.4a muestra la nueva fase β formándose como un casquete esférico sobre la pared es decir, la fase β es una porción de la esfera que tiene radio $r_{\alpha\beta}$. Una vista superior de la Figura 3.4a mostraría la fase β como un círculo con radio proyectado R . Para obtener el cambio de energía libre superficial producido por la formación de esta fase se toma la energía libre superficial igual a la tensión superficial y se tiene:

$$\Delta G(\text{sup.}) = [A_{\alpha\beta}\gamma_{\alpha\beta} + A_{\beta w}\gamma_{\beta w}] - A_{\beta w}\gamma_{\alpha w} \quad [3.5]$$

donde $A_{\alpha\beta}$ es el área de la intercara α - β y $A_{\beta w}$ es el área de la intercara β - w . Nótese que se debe restar la energía libre superficial de la interfase α - w que fue borrada cuando se formó la fase β , y el área de esta interfase α - w borrada es exactamente $A_{\beta w}$. Para proseguir, se construye el balance de fuerzas de tensión superficial en el borde de las fases como se muestra en la Figura 3.4b.

$$\gamma_{\alpha w} = \gamma_{\beta w} + \gamma_{\alpha\beta} \cos \delta \quad [3.6]$$

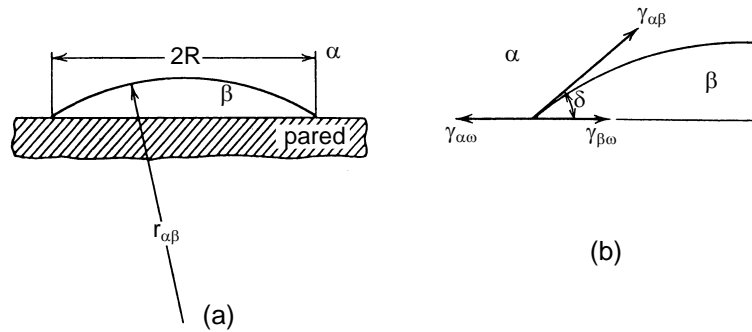


Figura 3.4. a) Geometría del casquete esférico. b) Diagrama de tensión superficial en el borde del casquete^[26].

Sea $S = \cos \delta$ y haciendo $A_{\beta w} = \pi R^2$ se obtiene, al combinar las Ecuaciones 3.5 y 3.6:

$$\Delta G(\text{sup.}) = A_{\alpha\beta} \gamma_{\alpha\beta} - \pi R^2 (\gamma_{\alpha\beta} \cdot S) \quad [3.7]$$

La expresión para el cambio total de energía libre en la formación del núcleo del casquete esférico se escribe como:

$$\Delta G = \Delta G(\text{volumen}) + \Delta G(\text{sup.}) \quad [3.8a]$$

$$= V_{\beta} \Delta G_{\beta} + (A_{\alpha\beta} - \pi R^2 S) \gamma_{\alpha\beta} \quad [3.8b]$$

Para ampliar esta ecuación se necesitan las expresiones siguientes del volumen y el área de la superficie del casquete esférico:

$$V_{\beta} = \pi r_{\alpha\beta}^3 \left[\frac{2 - 3S + S^3}{4} \right] \quad [3.9a]$$

$$A_{\alpha\beta} = 2\pi r_{\alpha\beta}^2 [1 - S] \quad [3.9b]$$

$$R = r_{\alpha\beta} \sin \delta \quad [3.9c]$$

Sustituyendo en la Ecuación [3.8], se obtiene:

$$\Delta G = \pi r_{\alpha\beta}^3 \left[\frac{2-3S+S^3}{4} \right] \cdot \Delta G_v + \left[2\pi r_{\alpha\beta}^2 (1-S) - \pi r_{\alpha\beta}^2 (\text{sen}^2 \delta) S \right] \gamma_{\alpha\beta} \quad [3.10]$$

Como el $\text{sen}^2 \delta$ es $1-S^2$, por álgebra, se obtiene:

$$\Delta G = \left[\frac{4}{3} \pi r_{\alpha\beta}^3 \Delta G_v + 4\pi r_{\alpha\beta}^2 \gamma_{\alpha\beta} \right] \left[\frac{2-3S+S^3}{4} \right] \quad [3.11]$$

Comparando este resultado con la Ecuación [3.2] se ve que la única diferencia es el término entre corchetes del lado derecho. Para obtener el valor crítico de $r_{\alpha\beta}^*$ se deriva y, en forma similar a los resultados de la Ecuación [3.2], se obtiene:

$$r_{\alpha\beta}^* = - \frac{2\gamma_{\alpha\beta}}{\Delta G_v} \quad [3.12]$$

Comparando este resultado con la ecuación [3.3] se ve que el radio de curvatura de la cubierta esférica es idéntico al radio de la esfera que se obtendría por nucleación homogénea. Entonces, comparando las Ecuaciones [3.2] y [3.11] resulta evidente que el ΔG^* para la nucleación heterogénea será idéntico al de la nucleación homogénea, excepto por el término de los corchetes que implica S de la Ecuación [3.11]

$$\Delta G^*(\text{het}) = \Delta G^*(\text{hom}) \left[\frac{2-3S+S^3}{4} \right] \quad [3.13]$$

el término entre corchetes varía desde 0 hasta 1 conforme el ángulo dihedral δ de la Figura 3.4b varía desde 0° hasta 180° . Desde luego, $\Delta G^*(\text{het.}) < \Delta G^*(\text{hom.})$, lo cual demuestra que para la nucleación heterogénea se requiere menor energía y, por consiguiente, se presenta con mayor facilidad. Este resultado puede verse también si se observa que:

$$R^* = - \frac{2\gamma_{\alpha\beta}}{\Delta G_v} \text{sen} \delta = r_{\alpha\beta}^* \text{sen} \delta \quad [3.14]$$

Cuando δ disminuye, el valor de R^* se reduce también, lo cual indica que el volumen del núcleo heterogéneo se hará más y más pequeño y, por lo tanto, requerirá cada vez menos átomos para su formación. En $\delta = 0$, el volumen se hace cero, de tal manera que se espera que se produzca la nucleación sin que se requiera ningún sobreenfriamiento.

3.2.2.1. Nucleación secundaria.

Durante el proceso de nucleación pueden crecer nuevos cristales después de que los cristales primarios se han formado y están en su proceso de crecimiento, esto se debe a que en la interfase sólido-líquido el cristal crece a una temperatura T_G menor a la temperatura de equilibrio T_f por lo que si el metal líquido cercano a las interfases es sobreenfriado hasta T_G y si esta temperatura es menor a la temperatura de nucleación homogénea del líquido, se producirá la nucleación de nuevos cristales y, si esta temperatura es mayor a la temperatura de nucleación homogénea, se presentará el crecimiento de cristales columnares en el molde (Figura 3.5).

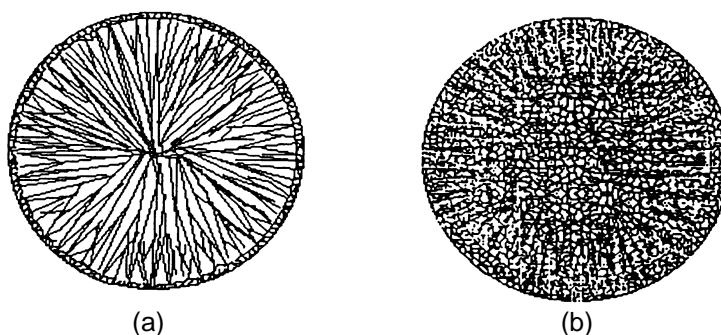


Figura 3.5. En a) se muestra una estructura cristalina sin nucleación interior, en b) la estructura presenta nucleación interior^[27].

3.2.3. Sobreenfriamiento.

En los puntos anteriores se vio que los metales se sobreenfrían debido a que la formación de la superficie del núcleo actúa como una barrera para la nucleación. Cuanto mayor es el sobreenfriamiento, mayor es la energía libre ΔG_v , disponible para forzar la transformación, según puede verse gráficamente en la Figura 3.2. A la temperatura de solidificación, ΔG_v es exactamente cero, así que se tiene:

$$(\Delta G_v)_s = 0 = \Delta H_s - T_s \Delta S_s \quad [3.15]$$

donde el subíndice s se refiere a la temperatura de solidificación. Si las capacidades caloríficas del metal líquido y del sólido son iguales ($\Delta C_p = 0$) entonces, de la termodinámica se sabe que los cambios de entalpía para la solidificación son independientes de la temperatura. Como ejemplo, el valor promedio para la solidificación del Cu, Fe, Sn, Pb, Ni y Al es solamente de

3.6%. De aquí que en una buena aproximación se pueda tomar ΔH y ΔS como constantes con respecto a la temperatura, como ΔH_s y ΔS_s ,

$$\Delta G_V(T) = \Delta H_s - T\Delta S_s \quad [3.16]$$

Combinando las Ecuaciones [3.15] y [3.16], se tiene:

$$\Delta G_V = \Delta H_s \cdot \frac{\Delta T}{T_s} = \Delta S_s \cdot \Delta T \quad [3.17]$$

donde $\Delta T = T_s - T$. Esta es una ecuación muy importante, ya que da una buena aproximación de la cantidad de energía libre disponible para cualquier transformación de fase como una función del grado de sobreenfriamiento. Combinando esta ecuación con la Ecuación [3.3], se obtiene la dependencia de la temperatura del tamaño crítico del núcleo como:

$$r^* = -\frac{2\gamma_{sl}}{\Delta S_f \cdot \Delta T} \quad [3.18]$$

la cual se gráfica en la Figura 3.6. Este resultado demuestra que conforme aumenta el sobreenfriamiento, el tamaño del núcleo crítico disminuye. Consecuentemente, la nucleación se hace más fácil a bajas temperaturas debido a que se requieren menos átomos para que se forme un núcleo estable.

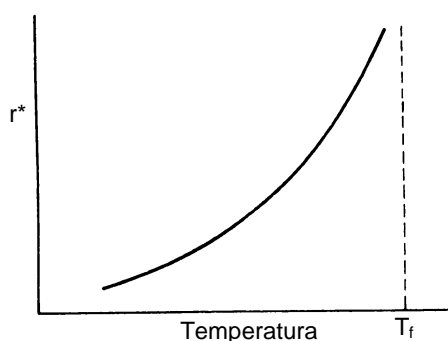


Figura 3.6. Variación del radio de tamaño crítico para la nucleación con la temperatura^[26].

Como ya se mencionó anteriormente, en la nucleación homogénea, el núcleo se forma a partir de un conglomerado de átomos en el líquido, el conglomerado de mayor tamaño se

tomará como de un radio \bar{r} a cualquier temperatura. A medida que disminuye la temperatura, el valor de \bar{r} se incrementará debido a la reducción de la energía térmica. La forma de esta curva dependerá de la estructura del líquido, pero cualitativamente debe aparecer como en la Figura 3.7. La Figura 3.6 se ha superpuesto sobre esta gráfica de \bar{r} , y se puede ver que a temperaturas por debajo de $T_s - \Delta T_H$ es el sobreenfriamiento requerido para la nucleación homogénea. Sería imposible sobreenfriarse por debajo de ΔT_H debido a que la estructura del líquido proporciona núcleos mayores que r^* bajo este grado de sobreenfriamiento. Quedará claro que la temperatura de nucleación homogénea dependerá de la estructura del líquido. Y por su parte, la nucleación heterogénea para llevarse a cabo más fácilmente como se mostró en el punto anterior, requiere de un menor sobreenfriamiento.

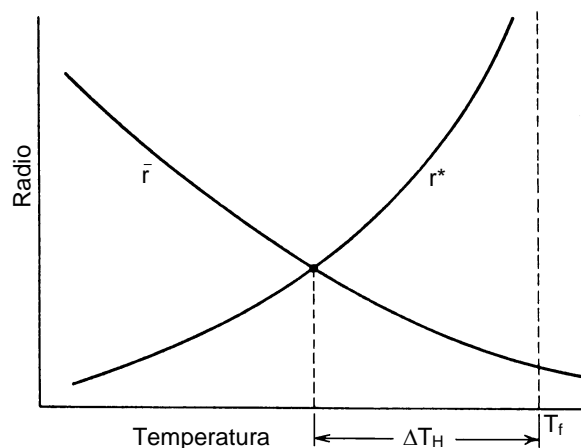


Figura 3.7. Ilustración de la temperatura de nucleación homogénea en un punto en donde el radio crítico es igual al radio aglomerado de tamaño crítico^[26].

3.2.4. Recalescencia.

En la Figura 3.8 se observa la curva de enfriamiento para un metal puro; para que la solidificación del metal se inicie, tiene que sobreenfriarse por debajo de la temperatura de fusión y alcanzar la temperatura de nucleación. Después de que ocurre la nucleación a $T=T_{nucl}$, la temperatura sube rápidamente debido al calor latente desprendido durante la solidificación. A este proceso se le conoce como recalescencia. Sin embargo, esta elevación de temperatura se detiene abruptamente cuando se alcanza la temperatura del punto de fusión, T_f . Ya que no puede haber sobrecalentamiento, la temperatura sólo se puede elevar por encima de T_f si se funde el sólido recién formado. El calor latente por sí mismo es insuficiente para causar esta fusión y así la elevación de la temperatura se detiene en T_f .

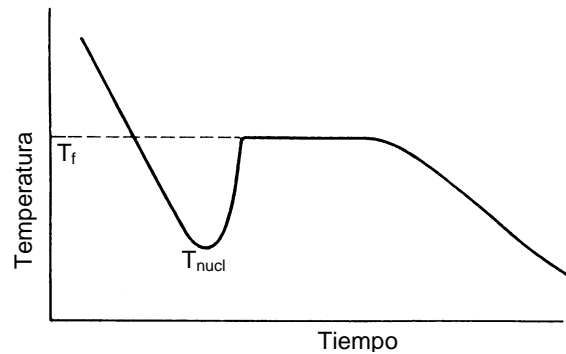


Figura 3.8. Curva típica de enfriamiento que ilustra el sobreenfriamiento y la recalescencia de un metal puro^[26].

3.2.5. Proceso de fragmentación de los cristales.

Durante la solidificación de los metales es muy común que haya movimientos en el metal líquido provocados por fluctuaciones de temperatura a lo largo de la cavidad del molde. Estos movimientos pueden dar lugar al desprendimiento o fragmentación de parte de los cristales ya existentes, dando lugar a la formación de nuevos cristales en el centro del molde. Este proceso se puede llevar a cabo en dos etapas:

Fragmentación primaria. Este proceso se lleva a cabo cuando las corrientes convectivas dentro del metal líquido arrastran o rompen a los cristales equiaxiales que se han formado cerca de la pared del molde y los arrastran hacia el centro la pieza, formando una estructura equiaxial a lo largo del molde, si esto no sucede así se obtendrá una pieza con cristales equiaxiales en la pared del molde seguidos de cristales columnares orientados hacia el centro del molde.

Fragmentación secundaria. Este proceso se presenta cuando se tiene la formación de nuevos cristales a partir de fragmentos de cristales ya existentes, por ejemplo, brazos de las dendritas pueden fundirse parcialmente por fluctuaciones de temperatura en el líquido circundante y desprenderse del resto de la dendrita madre y formar nuevos cristales.

3.3. Solidificación de metales puros.

Es conveniente estudiar los mecanismos de solidificación en este tipo de materiales, ya que el hacerlo facilitará la comprensión de los conceptos de solidificación en aleaciones.

Ya que se ha formado el núcleo en el material, éste prosigue con su fase de crecimiento, en la cual los átomos de la matriz líquida se unen al núcleo estable en una zona conocida como, zona interfacial (Figura 3.9).

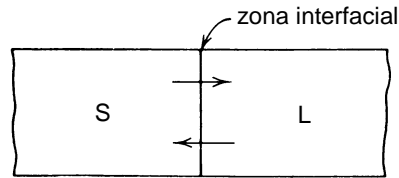


Figura 3.9. Reacciones atómicas en la intercara sólido-líquido^[26].

3.3.1. Distribución de temperaturas en la intercara de solidificación.

Es muy importante el tipo de intercara sólido-líquido presente en el material ya que de ésta depende el tipo de crecimiento que se presentará en la solidificación. Hay dos tipos de intercara, la de gradiente positivo y la de gradiente negativo.

Para facilitar la explicación de este tipo de conceptos se tomará como ejemplo, la solidificación de una barra de metal que solidifica en las condiciones de flujo de calor unidireccional.

Intercara de gradiente positivo. En este caso la temperatura del líquido es mayor a la del sólido y en el perfil de temperaturas se encuentra que la temperatura sube conforme se aleja de la pared del molde, debe de hacerse notar que el líquido en la intercara se tiene que sobreenfriar hasta la temperatura de nucleación, para que se logre la solidificación, a este sobreenfriamiento se le conoce como ΔT_K (Figura 3.10a).

Intercara de gradiente negativo. En este caso la temperatura del líquido es menor a la del sólido y en el perfil de temperaturas se encuentra que la temperatura máxima está en la intercara, a la temperatura de nucleación, y baja conforme avanza en el líquido o en el sólido, debe de hacerse notar que el líquido en la intercara se tiene que sobreenfriar para que se logre la solidificación (Figura 3.10b).

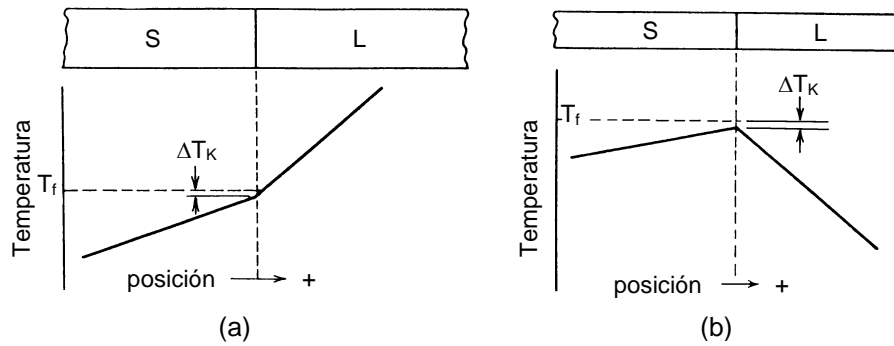


Figura 3.10. a) Gradiente de temperaturas positivo para una intercara sólido-líquido, b) gradiente de temperatura negativo para una intercara sólido-líquido^[26].

3.3.1.1. Morfología de la intercara con gradiente positivo.

En este tipo de intercara se pueden tener dos tipos de morfología, la facetada y la no facetada o planar, como se muestran en la Figura 3.11 a y b respectivamente.

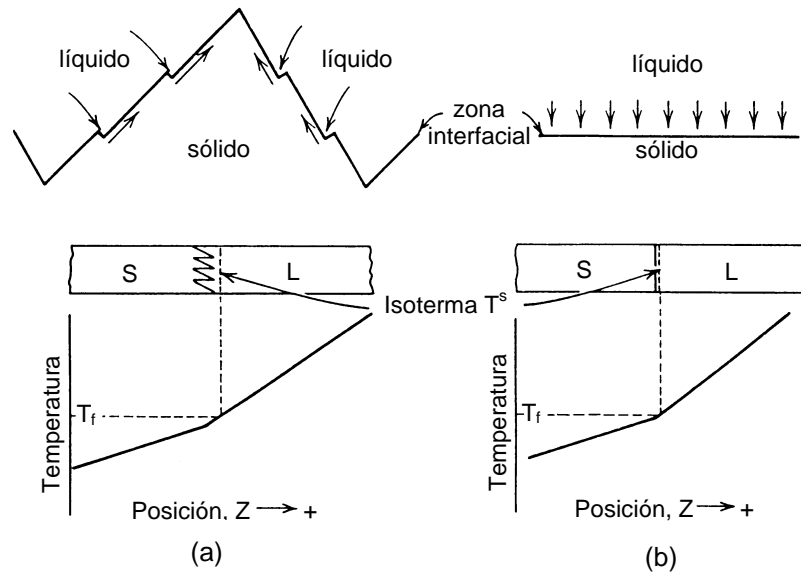


Figura 3.11. Las morfologías de intercara observadas en metales puros con gradiente positivo; a) intercara facetada, b) intercara no facetada o planar^[26].

De acuerdo al trabajo de Jackson y coautores^[28], se sabe que existe una buena correlación entre la entropía de fusión ΔS_f , de un material y el hecho de que solidifique con una intercara facetada o con una no facetada (Tabla 3.1). Otra manera sencilla de saber si un material solidifica de una u otra manera es por su sobreenfriamiento cinético, ya que en los materiales con crecimiento facetado se tiene un sobreenfriamiento de 1 a 2 °C y en los que tienen crecimiento no facetado el sobreenfriamiento es sólo de 0.001 a 0.05 °C. Este sobreenfriamiento puede explicarse por la manera en que los átomos se unen al sólido, ya que en la intercara facetada se cree que crece al unírseles átomos en forma escalonada a lo largo de cada plano facetado, en el cual sólo puede agregarse otro escalón, si el anterior ya recorrió ese plano (Figura 3.11a), por su parte en la intercara no facetada los átomos se unen fácilmente de manera aleatoria a la superficie del sólido (Figura 3.11b).

Materiales	$\Delta S_f/R$	Morfologías
Todos los metales regulares y algunos orgánicos	<2	Sin facetas
Semimetales y semiconductores Bi, Sb, Ga, Ge, Si	2.2-3.2	Facetas observadas
La mayoría de los inorgánicos	>3.5	Facetas observadas

Tabla 3.1. Correlación de la morfología de la intercara con la entropía de fusión, ΔS_f (R=constante de los gases)^[26].

3.3.1.2. Morfología de la intercara con gradiente negativo.

Primero se considerará el caso de los materiales que son no facetados, en los cuales, de acuerdo a lo que se muestra en la Figura 3.12a, se tiene un gran sobreenfriamiento en el líquido, al cual se llamará S ($S = T_s - T$). Se ha determinado experimentalmente que cuando $dS/dZ > 0$, la intercara se vuelve inestable y degenera en una intercara arbórea llamada dendrítica (Figura 3.12b). Para el caso en el que el sobreenfriamiento no es muy grande se forman estructuras intermedias entre planares y dendríticas, mejor conocidas como celulares.

Si ahora se consideran los materiales descritos anteriormente como facetados se encontrará que el factor del que depende que solidifiquen en forma dendrítica o facetada depende de el valor de $\Delta S_f/R$. Los materiales facetados del intervalo inferior de $\Delta S_f/R$, forman dendritas, mientras que los del intervalo superior de valores de $\Delta S_f/R$ solidifican con morfologías facetadas.

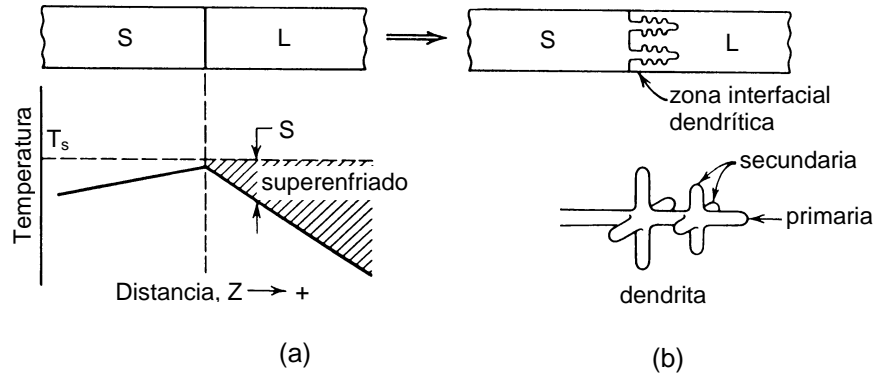


Figura 3.12. a) Sobreenfriamiento con un gradiente de temperatura negativo, b) morfología dendrítica resultante^[26].

3.3.1.2.1. Crecimiento dendrítico en materiales puros.

Es interesante conocer los mecanismos por los cuales es posible obtener durante la solidificación la llamada morfología dendrítica. En el caso en los metales puros, se debe primordialmente a heterogeneidades en la temperatura del líquido sobreenfriado que se encuentra en las inmediaciones del frente de solidificación.

Debido a esta heterogeneidad de temperaturas cada vez que un punto en el frente de solidificación se encuentre enfrente de él con un punto de líquido más sobreenfriado que sus alrededores, se producirá un aumento en la velocidad de solidificación en esa área, la cual trae como resultado la formación de una punta metálica. Este crecimiento puntual está acompañado del desprendimiento de una cierta cantidad del calor latente de fusión, el cual hace que el líquido adyacente a la punta se caliente un poco, eliminando la posibilidad de que crezcan más puntas en la vecindad. Por lo que a final de cuentas se obtiene un frente de solidificación con un número finito de puntas distribuidas a intervalos regulares de distancia, a estas puntas se les conoce como los brazos primarios de las dendritas (Figura 3.13a).

Luego de la formación de estos primeros brazos, en el frente de solidificación (sección a-a) (Figura 3.13b) la temperatura es mayor a la de la zona intermedia alrededor del brazo primario (sección b-b), debido a que el líquido cercano a la intercara de solidificación se calienta por el calor latente de fusión desprendido en la intercara, por este mismo motivo, la temperatura de la zona aledaña a la punta del brazo primario (sección c-c) se encuentra a una temperatura más elevada que la de la zona intermedia b-b. Por lo que al estar expuesta la zona intermedia a un líquido más sobreenfriado que el resto del brazo principal, se genera el crecimiento de los brazos secundarios, creciendo éstos a intervalos regulares por un mecanismo similar al de los

brazos primarios (Figura 3.13c). El crecimiento de los brazos dendríticos sigue hasta donde la geometría lo permite, seguido de un engrosamiento de los brazos hasta unirse y formar un cristal casi homogéneo.

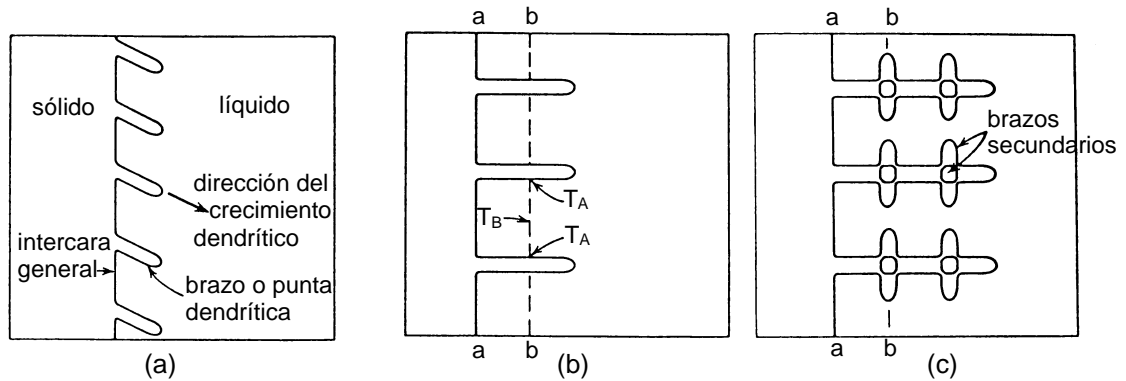


Figura 3.13. a) Representación esquemática del primer paso en el crecimiento dendrítico. b) Los brazos dendríticos secundarios se forman porque hay un descenso en el gradiente de temperatura en un punto intermedio entre los brazos primarios. c) Diagrama donde se muestra la formación de los brazos secundarios^[29].

3.4. Solidificación en aleaciones.

Durante la solidificación de aleaciones la composición resultante a través del sólido no es uniforme, lo que se debe a un proceso de redistribución del soluto llamado segregación. Esto se puede observar en el diagrama de fases de la Figura 3.14 en el cual, para una aleación de composición X_0 conforme la temperatura disminuye al solidificar la composición del sólido aumenta en su contenido de soluto.

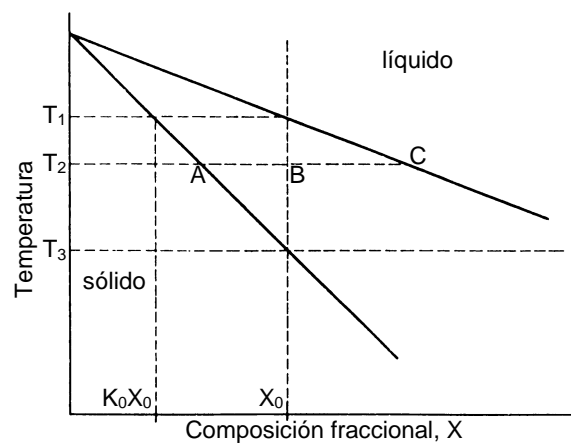


Figura 3.14. Diagrama de fases de una aleación binaria^[26].

Normalmente el proceso de segregación a través de la pieza vaciada depende de factores como la difusión en el líquido cercano a la interfase, la convección en el líquido y el grado de acumulación del soluto cerca de la intercara. En la Figura 3.15 se ilustra la influencia de cada uno de estos factores, en perfiles de segregación de barras solidificadas unidireccionalmente.

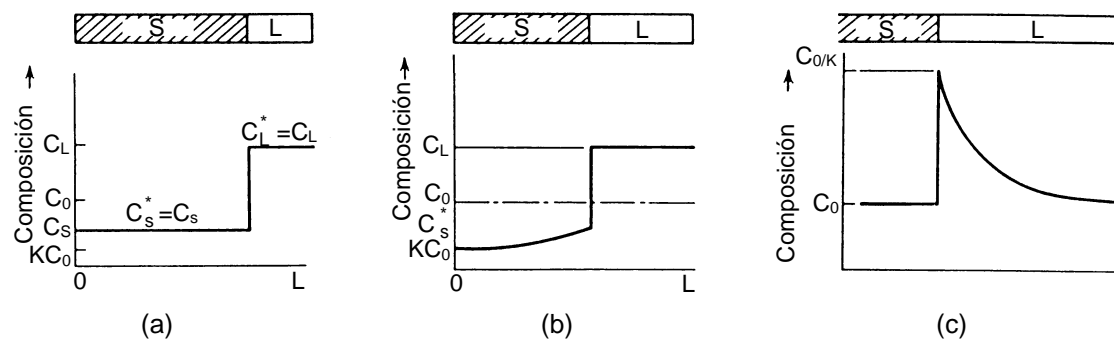


Figura 3.15. Perfiles de soluto para barras solidificadas desde el extremo izquierdo. a) Solidificación cerca del equilibrio (con difusión completa en el sólido y el líquido), b) Solidificación sin difusión en el sólido y c) Solidificación con difusión limitada en el líquido y sin convección ^[26,30].

3.4.1. Crecimiento dendrítico en aleaciones.

Como se observó en la Figura 3.15 durante la solidificación de aleaciones puede haber segregación de elementos, lo que, a su vez provoca cambios en el proceso de crecimiento de la fase sólida, esto se debe a que el cambio de composición química local frente a la intercara de solidificación (Figura 3.15c) provoca un fenómeno llamado sobreenfriamiento constitucional (Figura 3.16), el cual consiste en una disminución local de la temperatura de solidificación, obteniendo de esta manera el sobreenfriamiento necesario para obtener estructuras celulares y dendríticas (Figura 3.17), sin la necesidad de tener un gradiente negativo en el frente de solidificación.

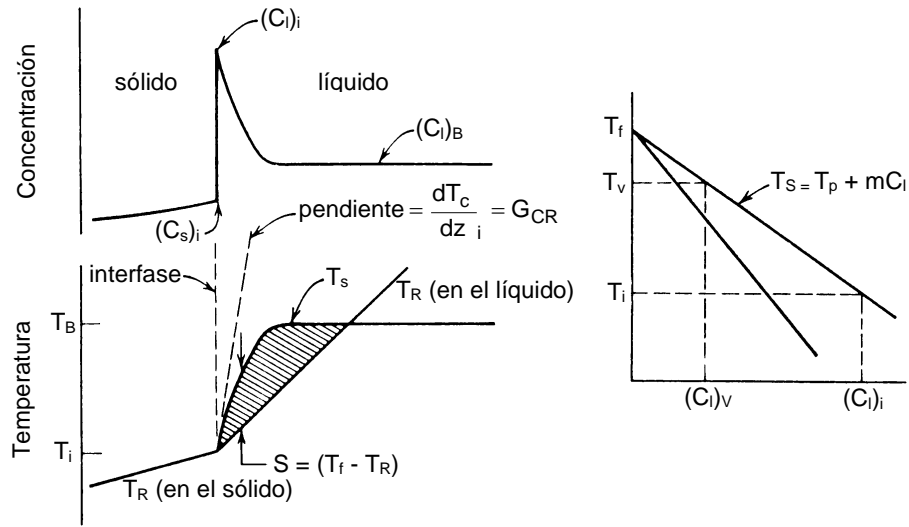


Figura 3.16. La región sombreada muestra el área sobreenfriada, producida por la acumulación de soluto en la solidificación de una aleación de gradiente positivo^[26].

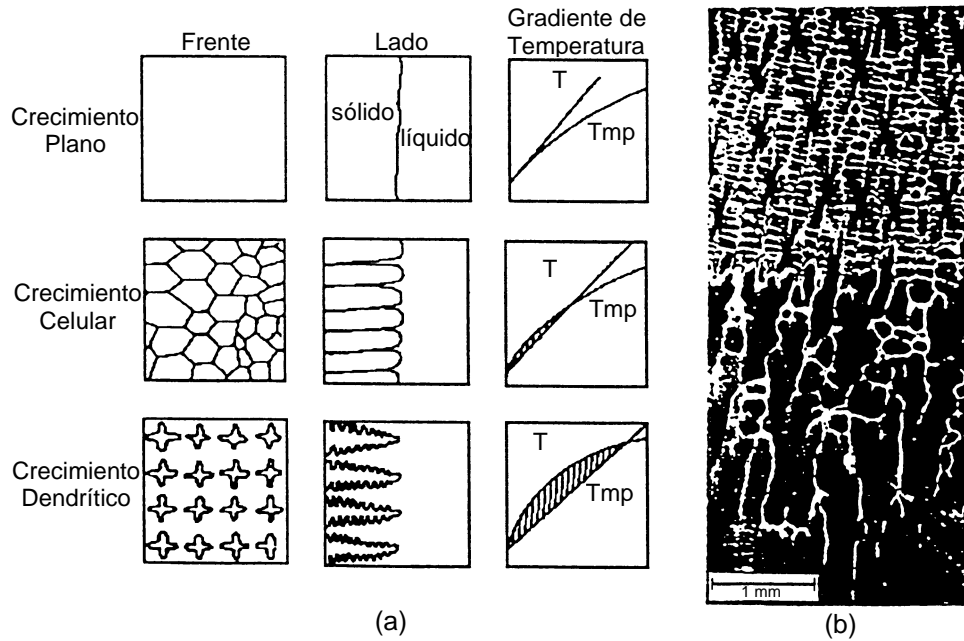


Figura 3.17. Transición de morfologías de crecimiento de planar a celular y posteriormente a dendrítica, provocadas por el aumento del sobreenfriamiento constitucional. a) Esquemáticamente y b) Físicamente para un acero de baja aleación^[31].

3.4.2. Solidificación de mezclas eutécticas.

Muchas aleaciones tienen solubilidad sólida limitada entre sus elementos, lo que trae como consecuencia, que dentro de ciertos intervalos de composiciones se presente la reacción eutéctica, en la cual se forman dos fases sólidas a partir de una fase líquida. Es importante el estudio de esta reacción ya que las dos aleaciones más importantes desde el punto de vista comercial solidifican cerca de la composición eutéctica, como el hierro vaciado y las aleaciones Al-Si. Algunos esquemas de estructuras eutécticas se muestran en la Figura 3.18.

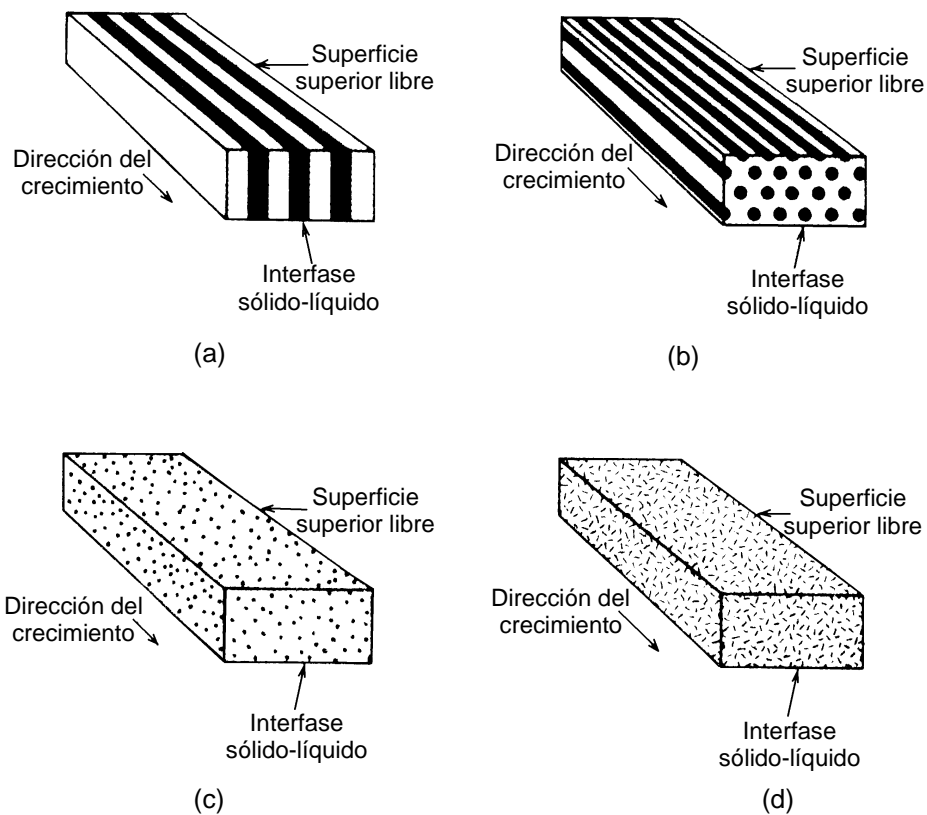


Figura 3.18. Ilustración esquemática de varias estructuras eutécticas. a) Laminillas. b) Varillas. c) Globular. d) Acicular^[32].

Hay tres categorías dentro de las cuales se clasifican las microestructuras de las mezclas eutécticas:

1. Regular. Existen básicamente dos tipos de microestructuras regulares, las laminares y las fibrosas.

2. Regular-complejo. En la microestructura regular complejo se observan dos regiones, una con un patrón regular repetitivo y la otra con orientación aleatoria.
3. Irregular. Esta estructura presenta esencialmente orientación aleatoria de las dos fases.

En la Tabla 3.2 se puede observar que hay una buena correlación entre el tipo de microestructura presente y el hecho de que las fases solidifiquen formando intercaras facetadas o no facetadas.

Microestructura	Morfología de crecimiento de fases eutécticas	Ejemplos
(1) Regular	No facetada/no facetada	Sn-Pb, Al-Zn
(2) Regular-complejo	No facetada/facetada	Al-Si, Sn-Bi
(3) a) Irregular	No facetada/facetada	Al-Si, Fe-C
b) Irregular	Facetada/facetada	

Tabla 3.2. Correlación entre la morfología eutéctica y la tendencia las fases a facetarse^[26].

La razón para la correlación de la Tabla 3.2 es probablemente el diferente subenfriamiento cinético que hay entre los materiales facetados y los no facetados. Cuando ambas fases son no facetadas, las puntas de cada fase están dentro de casi 0.02°C de la temperatura eutéctica y la intercara sólido-líquido general es esencialmente isotérmica y por lo tanto planar, como se muestra en la Figura 3.19a. Sin embargo para el caso facetado-no facetado las puntas de la fase facetada deben subenfriarse alrededor de 1 ó 2°C en comparación con 0.02°C para la fase no facetada. Consiguientemente, las puntas de la intercara facetada deben crecer a temperaturas de 1 a 2°C más frías que las puntas de la fase no facetada. Con un gradiente de temperatura positivo, esto significa que la fase facetada se rezagará ligeramente de la fase no facetada según se muestra en la Figura 3.19b. Aparentemente esta configuración es inestable y la fase no facetada líder sobrepasa en crecimiento a la fase facetada de una manera aleatoria. Esto hace que la fase facetada se ramifique donde empieza a ser sobrepasada y esta ramificación conduce a las microestructuras irregulares.

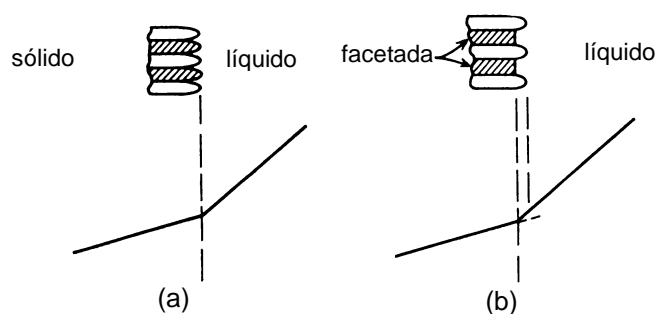


Figura 3.19. El perfil de intercara para, a) eutécticos no facetado-no facetado y b) eutécticos no facetado-facetado^[26].

3.5. Solidificación en el sistema Al-Cu.

En este punto se estudiará desde un punto de vista más detallado la secuencia de solidificación y los factores que influyen en la microestructura final de una aleación Al-Cu (particularmente aleaciones del tipo 206).

3.5.1 Secuencia de solidificación de la aleación A206.

Como ya se ha mencionado, la aleación 206 por su composición química presenta un proceso de segregación durante la solidificación. Dicho proceso permite la acumulación de soluto (elementos como el Fe, Mn, Cu, Si, y Mg) que toma lugar conforme disminuye la temperatura y solidifica el aluminio primario permitiendo la precipitación a temperaturas de equilibrio de fases complejas ricas en estos elementos. Bäckerud y coautores^[7], presentan las fases que se precipitan durante la solidificación de una aleación del tipo A206.2 (Tabla 3.3).

Orden de reacción	Reacción	Temperatura sugerida (°C)
1	Desarrollo de la red dendrítica de Al primario	651-649
2	$\text{Liq} \rightarrow \text{Al} + \text{Al}_6(\text{MnFeCu})$	649
3	$\text{Liq} + \text{Al}_6(\text{MnFeCu}) \rightarrow \text{Al} + \text{Al}_{20}\text{Mn}_3\text{Cu}_2$	616
4	$\text{Liq} \rightarrow \text{Al} + \text{Al}_2\text{Cu} + \text{Al}_2\text{Mn}_3\text{Cu}_2 + \text{Al}_7\text{FeCu}_2$	537
5	$\text{Liq} \rightarrow \text{Al} + \text{Al}_2\text{Cu} + \text{Al}_2\text{MgCu} + \text{Mg}_2\text{Si}$	500

Tabla 3.3. Reacciones durante la solidificación de una aleación de aluminio del tipo A206.2^[7].

Bäckerud hace un listado de las características de las fases presentes en su estudio de la aleación A206.2 (Tabla 3.4), dichas fases se pueden observar en la Figura 3.20 para tres velocidades de solidificación 0.3, 0.6 y 4.5°C/seg.

Fase	Fase	Características
1	α -Al	Dendritas
2	$\text{Al}_{20}\text{Mn}_3\text{Cu}_2$	Cuadros color café (tonalidad oscura)
3	Al_7FeCu_2	Agujas
4	Al_2Cu	Color Rosado (tonalidad clara)
5	Al (MnFeCu)	Cuadros color café (tonalidad oscura)

Tabla 3.4. Fases observadas al microscopio en una aleación del tipo A206.2 (determinación de fases mediante microscopía electrónica y espectrometría)^[7].

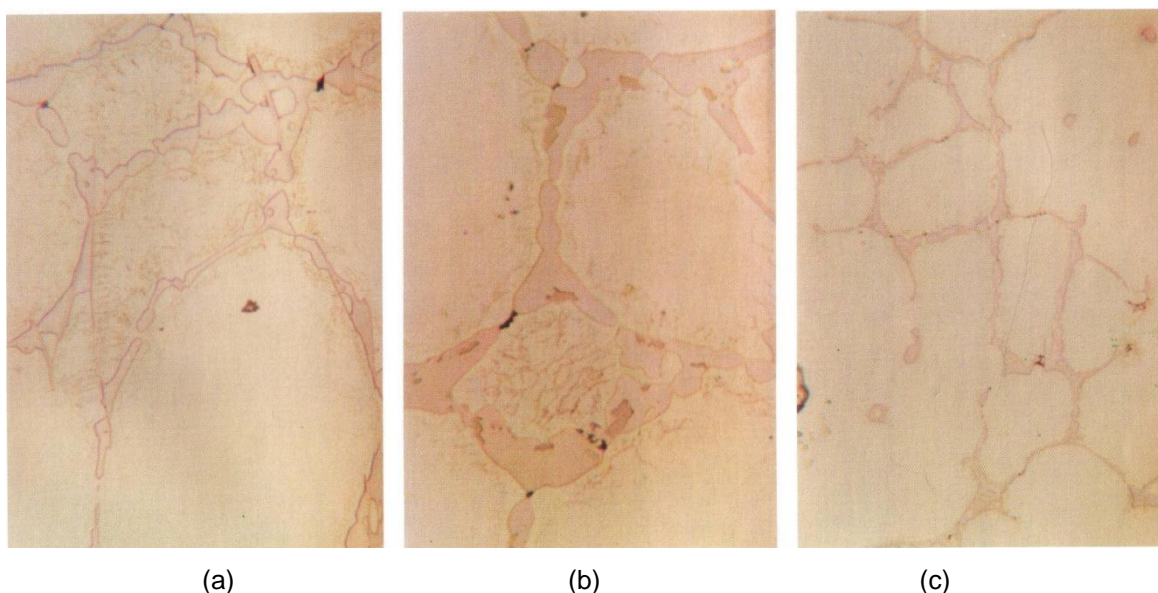


Figura 3.20. Microestructura de muestras de la aleación A206.2, a) 0.3°C/seg a 560X (fase Al_7FeCu_2 en forma de agujas y fase Al_2Cu de tonalidad clara), b) 0.6°C/seg a 1100X (fase $\text{Al}_{20}\text{Mn}_3\text{Cu}_2$ en forma de cuadros tonalidad oscura), c) 4.5°C/seg a 560X^[7].

Bäckerud adicionalmente, mediante el análisis térmico, determina algunos parámetros básicos de solidificación de muestras de la aleación A206.2 solidificadas a tres velocidades de solidificación (Tabla 3.5), el efecto en el tamaño de grano y en el espaciamiento interdendrítico secundario (EDS) se pueden observar en la Figura 3.21 para tres velocidades de solidificación 0.3, 0.6 y 4.5°C/seg.

Velocidad de solidificación (°C/seg)	0.3	0.6	4.5
Espaciamiento interdendrítico secundario (μm)	174	134	59
Intervalo de solidificación (°C)	130	141	160
Tiempo de solidificación (seg)	760	328	62
Temperatura final de solidificación (°C)	521	510	491

Tabla 3.6. Efecto de la velocidad de solidificación en una aleación del tipo A206.2^[7].

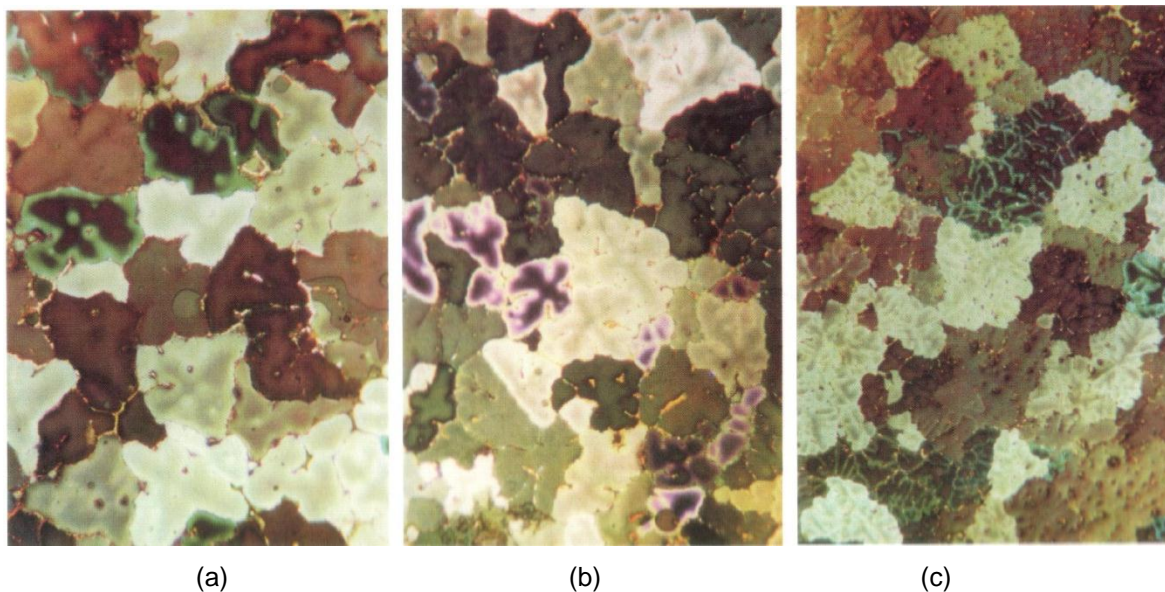


Figura 3.21. Efecto de la velocidad de solidificación en el tamaño de grano y espaciamiento interdendrítico secundario (EDS) en muestras de la aleación A206.2, a) 0.3°C/seg a 56X, b) 0.6°C/seg a 560X, c) 4.5°C/seg a 56X^[7].

3.5.2 Refinamiento de grano.

Una de los principales beneficios que se obtienen al tener un grano fino en una pieza vaciada y en especial en las aleaciones Al-Cu es la disminución de la tendencia del agrietamiento en caliente y la mejora en la distribución de la porosidad a lo largo de las piezas vaciadas, en cuanto a las propiedades mecánicas se observa una mejora en la resistencia a la tensión y la elongación, pero en si el efecto del refinamiento de grano es secundario para las propiedades mecánicas, ya que el factor principal que modifica las propiedades mecánicas es el espaciamiento interdendrítico secundario. Uno de los efectos adversos del refinamiento de grano es la disminución en la fluidez del metal líquido.

Los dos procesos de uso comercial más usados para refinar el tamaño de grano son mediante enfriamiento rápido, con el uso de templaderas en los moldes, y el refinamiento químico mediante agentes nucleantes.

3.5.2.1. Refinamiento por enfriamiento rápido mediante templaderas.

Este tipo de refinamiento se logra cuando se utilizan moldes metálicos, como en inyección, y vaciados en molde permanente, o cuando se utilizan moldes de arena con insertos metálicos, los cuales ayudan a extraer el calor de la pieza rápidamente para de esta manera provocar el subenfriamiento necesario para que se de la nucleación heterogénea, este tipo de refinamiento tiene una cierta profundidad hacia el interior de la pieza, la cual depende de la geometría de la pieza y de la capacidad de extracción de calor de la templadera.

Además del refinamiento de grano, el enfriamiento rápido tiene otros efectos en la microestructura como la disminución del espaciamiento interdendrítico secundario (EDS), siendo éste el principal factor que mejora notablemente las propiedades mecánicas. Otro efecto del enfriamiento rápido es la disminución del tamaño y distribución más homogénea de las fases que forman elementos segregados durante la solidificación, disminuyendo el efecto negativo de estas y ayudando a mejorar la respuesta a los tratamientos térmicos de solución sólida.

3.5.2.2. Refinamiento químico del tamaño de grano mediante agentes nucleantes.

Este tipo de refinamiento de grano se logra mediante la adición del suficiente número de partículas que puedan actuar como núcleos activos para el proceso de nucleación heterogénea, disminuyendo sensiblemente la necesidad de un gran subenfriamiento.

Para esta aleación el titanio ha sido utilizado desde hace 50 años como refinador de grano, como se muestra en el diagrama binario Al-Ti de la Figura 3.22a se presenta la precipitación del compuesto $TiAl_3$ a partir de una contenido de titanio mayor a 0.20%^[1], otros autores como Campbell han encontrado que esta precipitación se presenta desde contenidos de 0.15%^[31]. Este compuesto actúa como un núcleo mediante la reacción peritética de la Ecuación [3.19] a una temperatura aproximada de 665°C (Figura 3.22b).



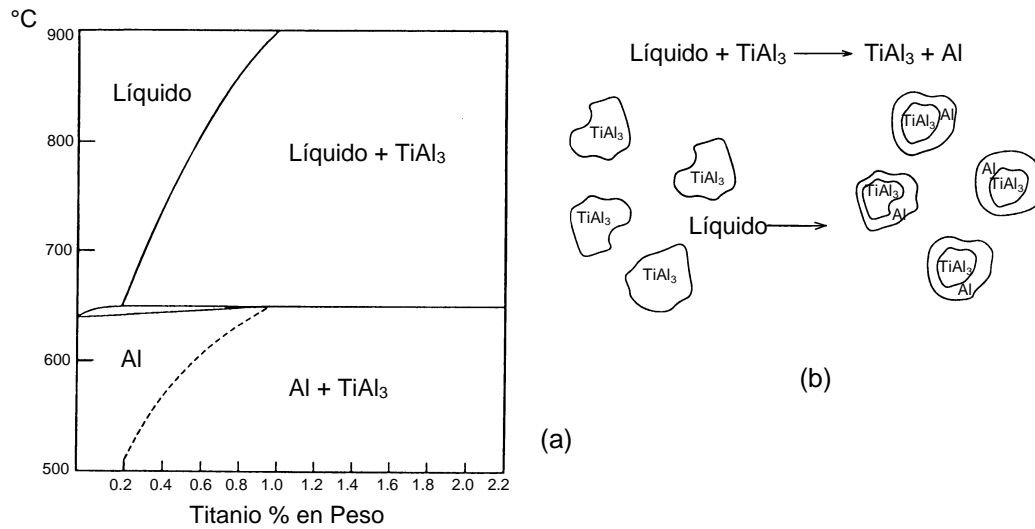


Figura 3.22. a) Diagrama de fases parcial de Al-Ti. b) Proceso de nucleación mediante la reacción peritética^[8].

Como ya se mencionó anteriormente la precipitación de la fase TiAl₃ sólo se da a altas concentraciones de Ti y debido a que este elemento es muy caro normalmente en las fundiciones se trata de refinar con contenidos de entre 0.01 a 0.03% de Ti, por lo que el titanio es añadido al baño metálico mediante sales de Ti o aleaciones maestras Al-Ti, en las que se observa, debido a su alto contenido de titanio, la presencia de fases TiAl₃ (Figura 3.23a). Es por esto, que al introducir estas partículas al baño de aluminio se vuelven inestables y luego de un corto tiempo desaparecen gradualmente, disminuyendo su capacidad refinadora. Se ha descubierto recientemente que la adición de boro mediante aleaciones maestras Al-Ti-B aumenta el tiempo de vida de las partículas refinadoras, mediante un proceso que aún no es comprendido (Figura 3.23b).

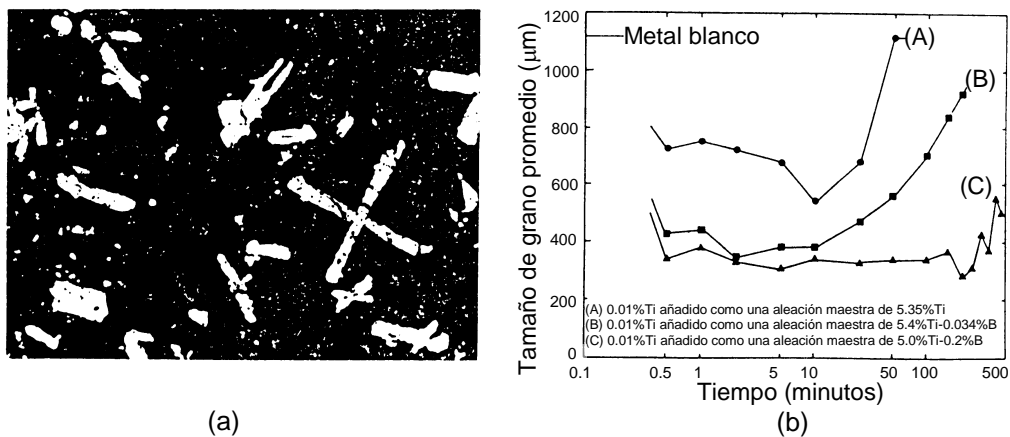


Figura 3.23. a) Microestructura de una aleación maestra comercial de Al-Ti. b) Habilidad refinadora de distintas aleaciones maestras^[1].

3.5.3. Agrietamiento en caliente.

El agrietamiento en caliente (Hot tear) se forma debido a la contracción linear que sufre la pieza vaciada durante la solidificación, la cual jala hacia lados opuestos los granos o dendritas adyacentes separándolas. Cuando la separación es suficientemente grande, el líquido remanente no es suficiente para llenar el espacio, lo cual genera la aparición de la grieta^[31]. En la Figura 3.24 se observa la separación uniaxial entre granos, esta cavidad se encuentra aun rellena de líquido interdendrítico.



Figura 3.24. Imágenes de grietas rellena en una aleación Al-10Cu sin refinamiento de grano^[31].

La grieta en caliente por contracción es el defecto más severo que una pieza vaciada puede presentar, Campbell^[31] menciona algunas de las características principales para distinguen este defecto:

- Grieta no uniforme en forma ramificada (Figura 3.26).
- La grieta principal y las secundarias siguen trayectorias intergranulares (Figura 3.26).
- La superficie de la grieta presenta morfología dendrítica (Figura 3.25).
- La superficie de la grieta comúnmente presenta fuerte oxidación.
- Normalmente se localiza en puntos calientes.
- Presenta un comportamiento aleatorio, puede aparecer o no aparecer aun en condiciones muy similares de vaciado.
- El defecto se presenta de manera específica en ciertas aleaciones.

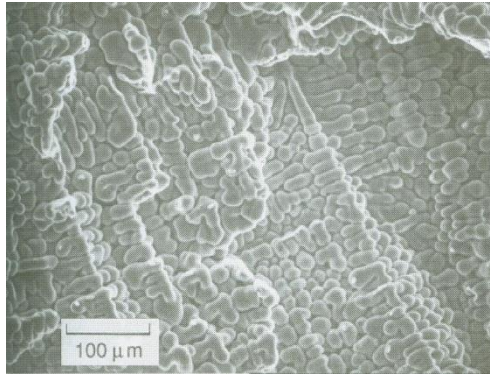


Figura 3.25. Superficie dendrítica de una grieta en caliente por contracción en una aleación Al-45I-0.5Mg vaciada en molde de arena^[31].

En la Figura 3.26 se puede observar la imagen radiográfica de una aleación Al-6.6Cu con refinamiento de grano en la cual las zonas oscuras son regiones con altos contenidos de Cu segregado, y las áreas blancas son zonas de grietas en caliente.

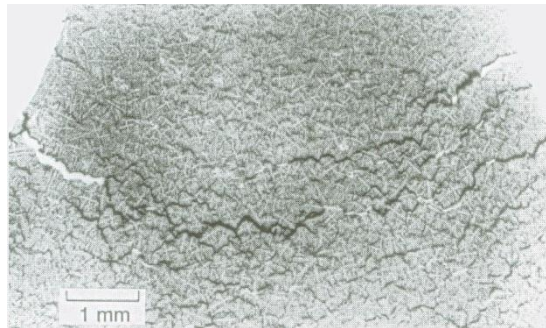


Figura 3.26. Radiografía de grietas en caliente en una aleación Al-6.6Cu con refinamiento de grano^[31].

3.5.3.1. Efecto de la concentración de deformación.

En 1952 Pellini desarrolló una teoría en la cual mostraba el efecto de la concentración de deformación en un punto caliente de la pieza vaciada^[31]. Se toma la longitud de la pieza vaciada como L , con un coeficiente de expansión α durante su enfriamiento desde la temperatura de líquido, ΔT , la contracción sería igual a $\alpha\Delta TL$. Si esta contracción se concentrara en un punto caliente con longitud l , por lo tanto la deformación en el punto caliente está dada por la siguiente ecuación:

$$\varepsilon = \alpha\Delta TL/l \quad [3.20]$$

Claramente en el punto caliente de la pieza vaciada la deformación se incrementa de acuerdo al factor L/l . Por ejemplo para una pieza vaciada con una longitud de 300 mm y un punto caliente de 30 mm de longitud, la deformación en el punto caliente se concentra 10 veces. Recapitulando, la gravedad de la tendencia al agrietamiento en caliente por contracción en el punto caliente de la pieza vaciada depende de la cantidad de deformación que se concentra en este punto, a su vez esta concentración depende del tamaño de la sección adyacente de la pieza y de la temperatura a la cual se ha enfriado mientras que el punto caliente permanece en una etapa débil.

Para clarificar la cantidad de deformación, se tomará como ejemplo una pieza vaciada de aluminio, suponiendo que el coeficiente de expansión térmica es $\alpha=20 \times 10^{-6} \text{C}^{-1}$ y esta pieza se ha enfriado 100°C , la contracción es igual a $20 \times 10^{-6} \text{C}^{-1} \times 100\text{C} = 0.002$ esto es igual 0.2%, esta deformación no es muy alta y cae dentro de la deformación elástica. En un punto caliente se observarían concentraciones de deformación de entre 10 y 100 veces, alcanzando de esta manera deformaciones de entre 2 y 20%.

Otro punto a tomar en cuenta en la concentración de deformación, es la cantidad de fronteras de grano dentro del punto caliente. Si el tamaño de grano es grande, se podría encontrar solamente una frontera de grano dentro del punto caliente, concentrándose toda la deformación en el líquido remanente localizado entre estos dos granos. Si el punto caliente contiene granos pequeños, y por consiguiente muchas fronteras de grano, la deformación se distribuirá de manera más homogénea en toda la extensión del punto caliente. El efecto del tamaño de grano se puede cuantificar si se considera que el número de granos en la longitud del punto caliente l es l/a para granos de diámetro a . Por lo tanto si se divide el esfuerzo en el punto caliente (Ecuación [3.20]) por el número de fronteras de grano, se encontrarían la deformación por frontera de grano ε_b :

$$\varepsilon_b = \alpha \Delta T L a / l^2 \quad [3.21]$$

De la Ecuación [3.21] se desprende que el factor que más influye en el aumento de la concentración de la deformación es el tamaño del punto caliente l .

3.5.3.2. Efecto de la concentración de esfuerzo.

La acumulación de esfuerzo para iniciar y continuar el crecimiento de las grietas durante la solidificación quizás no es muy relevante. Esto se debe a que las fuerzas que se generan durante la solidificación son tan grandes que exceden lo que es necesario para que el material

falle en esta etapa frágil de solidificación, pero si se considera que el esfuerzo al iniciar la solidificación es lo suficientemente alto para generar deformación de la pieza vaciada y esta deformación siempre ocurrirá por la presencia del líquido entre los granos, entonces el esfuerzo no es el factor que controle la aparición de las grietas en caliente por contracción, ya que no importando la magnitud del esfuerzo, el material se deformará.

Sin embargo aunque las fuerzas de resistencia generadas en la pieza vaciada son sobrepasadas, no son tan pequeñas, por ejemplo Guven y Hunt en 1988 midieron que los esfuerzos generados durante la solidificación de una aleación Al-Cu alcanzaron los 0.1 MPa, comparados con la resistencia de 100 MPa a temperatura ambiente. Como referencia Forest y Berovici en 1980 llevaron a cabo un experimento para determinar la resistencia de una aleación Al-4.2Cu a diferentes temperaturas, encontrando que valores de 200 MPa a temperatura ambiente, 12 MPa a 500°C, 2 MPa a la temperatura de sólidos y cero a una fracción de líquido de 20%^[31].

CAPÍTULO 4

ANÁLISIS TÉRMICO

4.1. Introducción.

El análisis térmico es una técnica que permite evaluar la curva de enfriamiento de un material desde el estado líquido hasta su completa solidificación. Mediante la curva de enfriamiento temperatura-tiempo y su derivada se puede obtener datos como las temperaturas a las que se precipitan las fases que componen el material, el subenfriamiento necesario para la reacción, la recalcancia alcanzada, así como los periodos de tiempo que tomó la formación de estas fases. Esta información permite distinguir el efecto de los cambios en la composición química y la velocidad de solidificación en la secuencia de solidificación del material.

Una aplicación importante de esta técnica desde el punto de vista industrial es el aseguramiento de calidad mediante la evaluación de la efectividad del tratamiento del metal líquido en función de los niveles de refinamiento de grano y modificación de las fases eutécticas en aleaciones Al-Si-Mg y Al-Si-Cu-Mg ^[8]. Esto permite decidir si el metal es apto para comenzar el proceso de vaciado, evitando de esta manera la inspección destructiva de las piezas.

4.2. Análisis térmico.

La curva de enfriamiento varía dependiendo de las reacciones producidas durante la solidificación, en la Figura 4.1 se muestran algunas curvas de solidificación idealizadas como referencia.

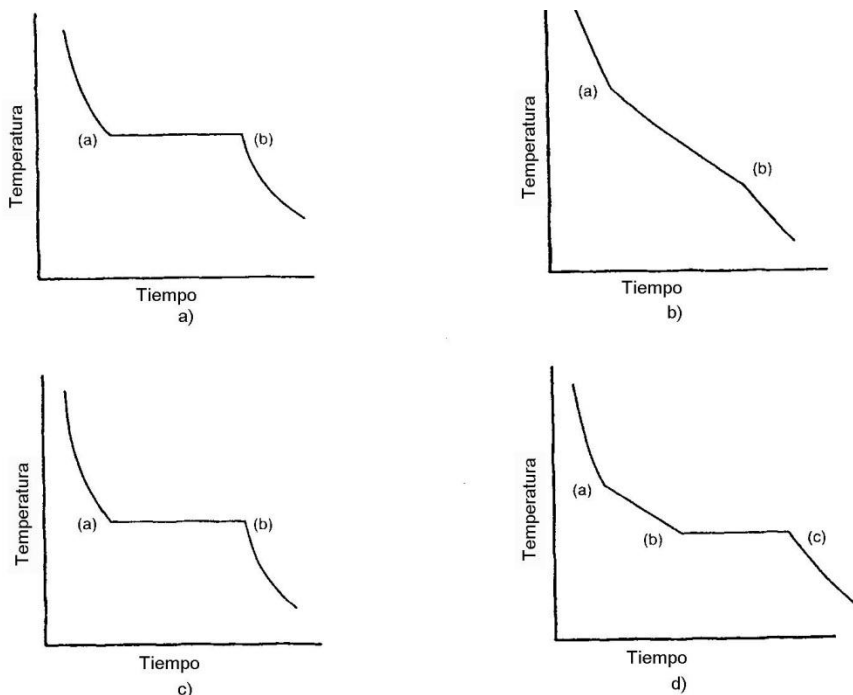


Figura 4.1. Ejemplos idealizados de curvas de solidificación, a) Metal puro, b) Aleación en solución sólida, c) Aleación eutéctica, d) Aleación hiper o hipo-eutéctica^[34].

Durante una reacción de solidificación se presenta la liberación del calor latente de solidificación, este calor altera la pendiente de la curva de enfriamiento, son estos cambios de pendiente los que se detectan mediante el análisis térmico. El análisis de la curva de enfriamiento (temperatura-tiempo) permite evaluar las reacciones principales (reacciones que liberan mayor energía) de cada material, las reacciones más pequeñas no son detectables fácilmente en esta curva (Figura 4.2).

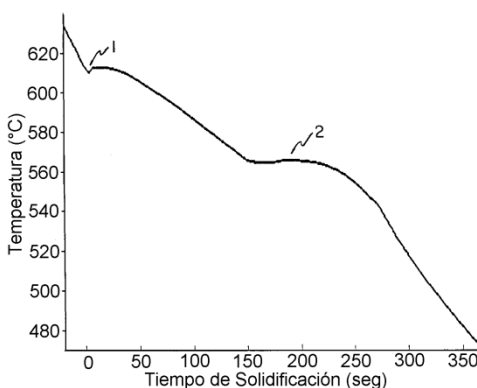


Figura 4.2. Curva de enfriamiento encontrada en una muestra de aleación 356 (muestra de 35 mm de diámetro con un termopar localizado al centro del cilindro). Se indican las reacciones de solidificación primaria de aluminio (1) y del eutéctico Al-Si (2)^[7].

En la curva de solidificación de una muestra de aleación 356 (Figura 4.2) se pueden observar solamente 2 reacciones, la solidificación del aluminio primario (Punto 1) y la solidificación del eutéctico aluminio-silicio (Punto 2). La grafica de la derivada de la curva de enfriamiento en función del tiempo permite la detección más clara de los cambios de pendiente ya que en esta gráfica aparecen como picos facilitando la detección de las reacciones (Figura 4.3).

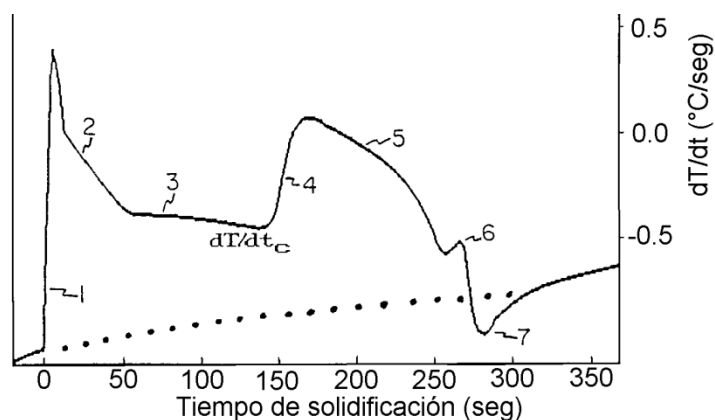


Figura 4.3. Primera derivada de la curva (dT/dt) de enfriamiento en función del tiempo transcurrido de la muestra de aleación 356 de la Figura 4.2^[7].

En la derivada de la curva de solidificación de la misma muestra de aleación 356 (Figura 4.3) se observan diversas características (Puntos 1 al 7). Si en esta aleación no se presentara ninguna reacción la derivada de la curva de enfriamiento seguiría la trayectoria de la línea punteada, pero la presencia de las reacciones de solidificación exotérmicas de cada fase forman picos en la curva. En la derivada de la curva el Punto 1 corresponde a la nucleación de los granos de aluminio primario, el Punto 2 corresponde a una nucleación de granos más lenta que ocurre en el centro de la muestra, el Punto 3 corresponde al crecimiento lateral de las dendritas ya formadas, el Punto 4 es otra reacción fuerte provocada por la nucleación de los cristales de silicio del eutéctico, el Punto 5 es las continuación más lenta de la solidificación del silicio eutéctico, el Punto 6 corresponde a la formación de las fase Mg_2Si y finalmente el Punto 7 marca el punto en el cual la solidificación está completa y la derivada de la curva tiende a unirse con la línea punteada (gráfica derivada de una aleación sin reacciones).

Como se mencionó en el Capítulo 3 para que se presente la solidificación de una fase de manera homogénea es necesario que se presente un sobreenfriamiento el cual consiste en que la temperatura del líquido caiga por debajo de la temperatura de equilibrio antes de iniciar la solidificación, posteriormente el calor latente es liberado y en ocasiones se presenta un incremento de temperatura llamado recalescencia, la determinación de las temperaturas a las

cuales ocurren estos puntos y el tiempo de duración de cada uno de ellos constituyen la base del análisis térmico.

4.2.1. Análisis térmico del refinamiento de grano.

El refinamiento de grano es una condición deseable en las piezas vaciadas ya que aumenta las propiedades mecánicas y tiene una influencia positiva en las características de la pieza vaciada, como la mejora en la resistencia al agrietamiento en caliente por contracción. Para la formación de granos pequeños y equiaxiales normalmente se utilizan agentes nucleantes (normalmente titanio y boro) los cuales facilitan la nucleación de nuevos cristales de aluminio. Estos agentes nucleantes normalmente son agregados en forma de aleaciones maestras.

4.2.1.1. Nucleación de granos sin adición de partículas refinadoras.

Las aleaciones comerciales de aluminio puro contienen muy pocas partículas nucleantes por unidad de volumen y por lo general estas partículas tienen muy baja capacidad refinadora por lo cual estas aleaciones necesitan altos niveles de subenfriamiento ($3-4^{\circ}\text{C}$) antes de que la nucleación comience.

En la Figura 4.4a se muestra la solidificación de una muestra sin partículas refinadoras, los datos de temperatura son tomados del área cercana al molde, ya que es esta área donde la extracción de calor por parte del molde es más rápida formando una zona de templadera local, es en esta zona donde se alcanza el suficiente sub-enfriamiento para la formación de nuevos granos de aluminio. Tan pronto como estos nuevos cristales crecen a un tamaño mínimo, se presenta el proceso de recalcancia liberando suficiente calor hacia el centro de la pieza, aumentando la temperatura e inhibiendo la formación de nuevos granos, la solidificación de la pieza continúa mediante el crecimiento de los granos ya existentes en la pared del molde hacia el centro del molde formándose de esta manera granos columnares. En esta condición de solidificación el tiempo de recalcancia (t_{rec}), la altura máxima de la derivada $(dT/dt)_{\text{Max}}$ y la temperatura mínima (T_{Min}) son usadas para evaluar la respuesta al refinamiento de grano por métodos de análisis térmico.

4.2.1.2. Nucleación de granos con adición de partículas refinadoras.

Aunque las aleaciones de fundición Al-Cu y Al-Si presentan un sub-enfriamiento (ΔT_{G}) pequeño de $1-2^{\circ}\text{C}$, también forman una estructura de grano grueso, por lo cual se agregan

partículas de alto potencial nucleante como las de titanio-boro o carburos las cuales se activan a subenfriamientos de solamente 0.1-0.2°C, este tipo de curvas se muestran en la Figura 4.4b. La adición de las partículas nucleantes permite que nuevos cristales crezcan no solamente en las zonas en contacto con el molde, sino también en todo el frente de solidificación desde la pared hasta el centro de la pieza vaciada. Estos nuevos cristales equiaxiales crecen hasta topar con otros cristales vecinos.

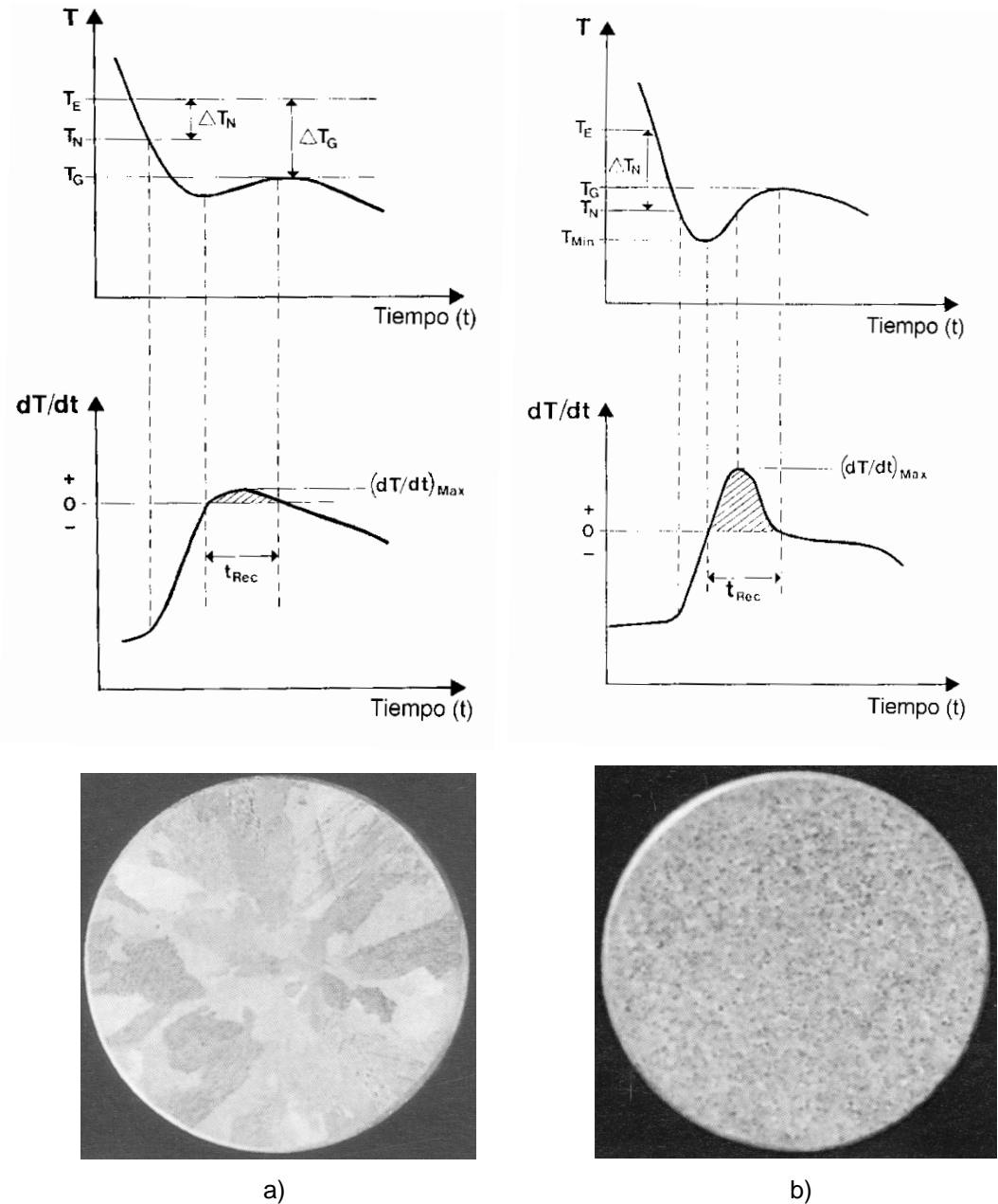


Figura 4.4. Curva de enfriamiento, primera derivada y tamaño de grano, a) Muestra con solidificación homogénea, b) Muestra con solidificación heterogénea mediante la adición de partículas TiB para refinar el grano^[7].

En la Figura 4.4 se describen los principales puntos de interés en las curvas de enfriamiento y derivadas durante el análisis térmico:

T_E = Temperatura de equilibrio de líquidos.

T_G = Temperatura a la cual termina el proceso de recalcificación.

T_N = Temperatura a la cual inicia la formación de núcleos.

T_{Min} = Temperatura a la cual inicia el proceso de recalcificación.

T_F = Temperatura a la cual finaliza la precipitación de la reacción.

t_N = Tiempo al cual se inicia la formación de núcleos.

t_G = Tiempo al cual finaliza el proceso de recalcificación.

t_{Min} = Tiempo al cual se inicia el proceso de recalcificación ($dT/dt = 0$ antes de $(dT/dt)_{Max}$).

t_F = Tiempo al cual finaliza la precipitación de la reacción ($dT/dt = 0$ después de $(dT/dt)_{Max}$).

$(dT/dt)_{Max}$ = Valor máximo de la derivada.

t_{Rec} = Intervalo de tiempo entre t_{Min} y t_G .

En algunas ocasiones la reacción no es tan fuerte lo que provoca sólo una menor tasa de enfriamiento sin alcanzar la recalcificación, en este tipo de gráfica no se observan " T_G " ni " t_G ", mientras que T_{Min} y t_{Min} así como T_F y t_F indican la duración de la reacción.

En la Figura 4.5 se observan las curvas de solidificación y el tamaño de grano respectivo de muestras de aleación 356 después de la adición de una aleación maestra con partículas refinadoras de grano (Ti5B1). En estas gráficas se observa el aumento de la temperatura de solidificación de la fase aluminio primario, la disminución de la recalcificación y la resultante disminución del tamaño de grano al aumentar la densidad de partículas nucleantes en el metal.

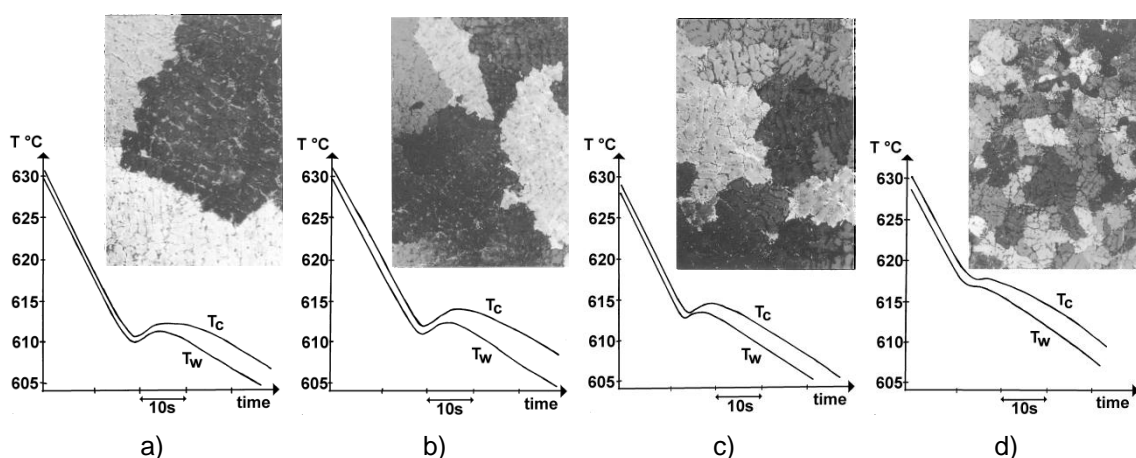


Figura 4.5. Curva de enfriamiento y tamaño de grano de una muestra de aleación A356 con diferentes concentraciones de aleación maestra Ti5-B1, a) Sin refinador, b) 0.025% de Ti, c) 0.05% Ti, d) 0.1% de Ti^[7].

4.2.2. Análisis térmico de la modificación de eutéctico Al-Si.

Es conveniente mencionar que de manera normal las aleaciones comerciales presentan cantidades bajas de partículas o elementos que funcionan como núcleos para la formación de partículas de silicio, el fósforo en forma de partículas aluminio-fósforo (AIP) ha sido identificado como el mejor elemento para la formación de cristales de silicio y se utiliza en aleaciones hiper-eutécticas permitiendo la formación de fases primarias de silicio.

El análisis térmico se utiliza en las aleaciones aluminio-silicio para evaluar la modificación de estructuras eutécticas de silicio. La estructura eutéctica se puede modificar por enfriamiento brusco o por la adición de elementos modificadores como el sodio, estroncio, calcio y antimonio, actualmente el más utilizado a nivel industrial es el estroncio. En la Figura 4.6 se observan las curvas de solidificación en la zona de la precipitación de las fases eutécticas, la gráfica muestra la diferencia entre una curva con y sin modificación química del eutéctico, en la cual se observa que la curva con modificación presenta una reducción en la temperatura de la reacción (meseta eutéctica), también se observa la representación de una curva típica y su derivada en la zona eutéctica (Figura 4.6b). En la Figura 4.7 se observa el efecto del contenido de Sr en la modificación y el decaimiento observado a las 6 horas tras la adición^{[7].0}

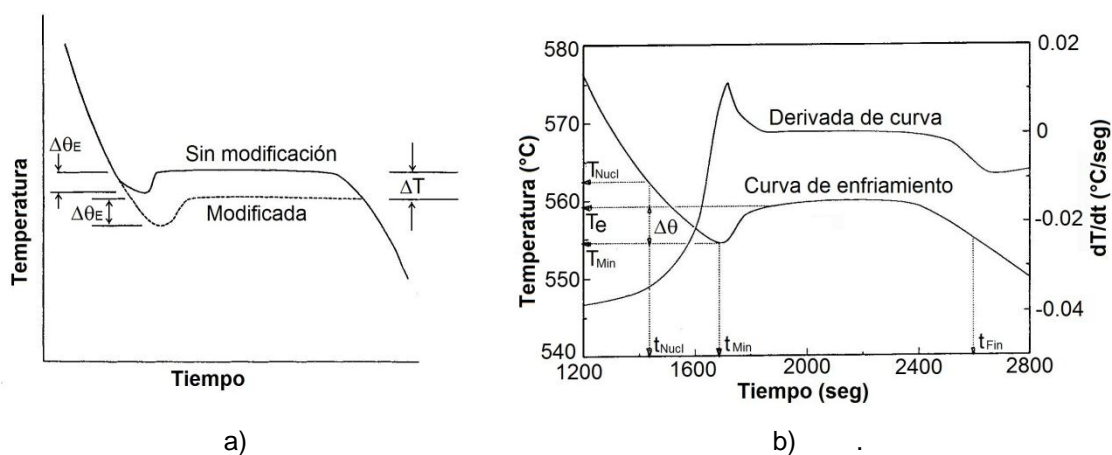


Figura 4.6. Ejemplos de curvas de solidificación eutéctica, a) Comparación entre eutéctico modificado y sin modificar, b) Curva de enfriamiento y derivada^[34].

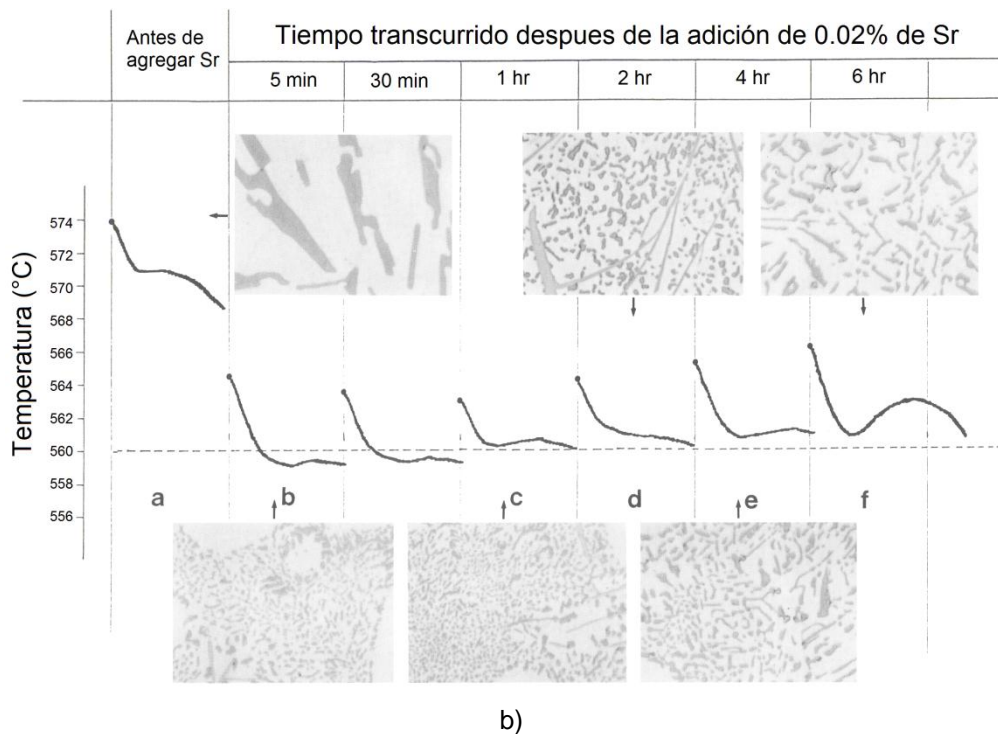
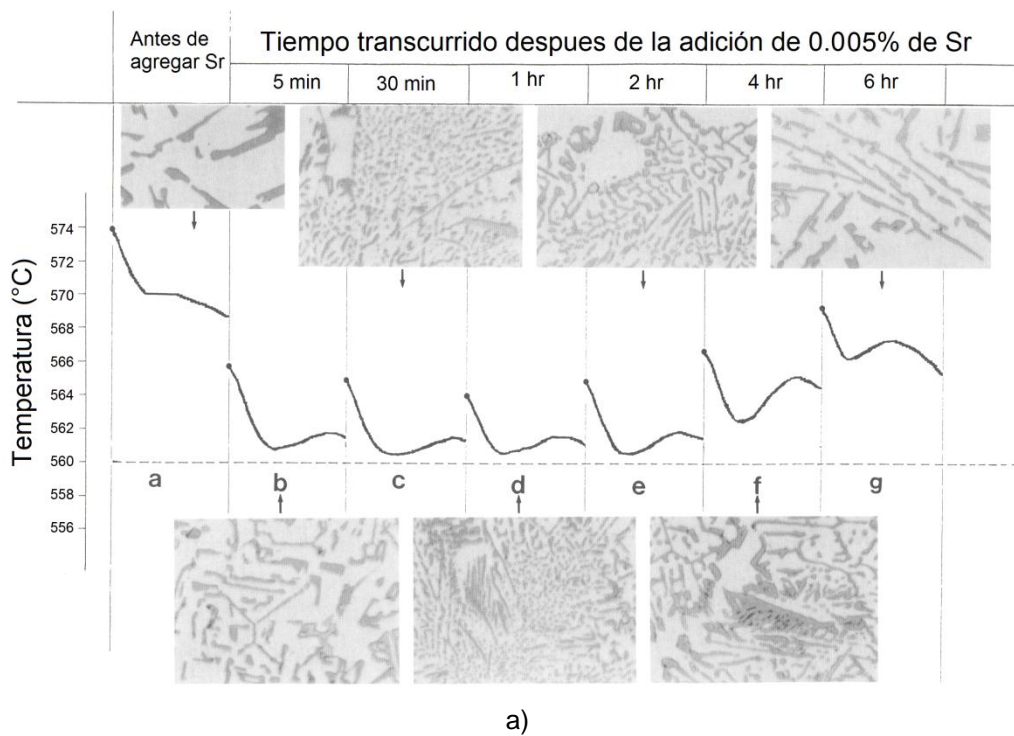


Figura 4.7. Efecto de las aleaciones maestras de Sr en las curva de enfriamiento (zona eutéctica) y la microestructura así como el decaimiento de la modificación observada tras la adición, a) Efecto de la adición de 0.005% de Sr, b) Efecto de la adición de 0.02% de Sr^[7].

La disminución de la temperatura de nucleación del eutéctico de silicio provocada por la adición de elementos modificadores como el sodio ha sido explicada por investigadores como Mondolfo, quien propone tres efectos principales provocados por el sodio, el primero es la reacción con el fósforo para formar compuestos Na_3P , el cual no es un buen nucleante para el silicio, el segundo es que el sodio afecta el crecimiento lateral de los cristales de silicio y por último el sodio puede reducir la tensión superficial del aluminio cambiando la energía de intercara entre el aluminio y el silicio lo cual puede afectar la nucleación y crecimiento de los cristales de silicio. Mecanismos similares podrían ser la causa de la capacidad de modificación de elementos como el estroncio, calcio y antimonio^[7].

CAPÍTULO 5

TRATAMIENTOS TÉRMICOS DE ALEACIONES DE ALUMINIO

5.1. Introducción.

Algunas de las piezas vaciadas de aleaciones de aluminio pueden ser utilizadas en la condición de vaciado, mientras que otras por sus requerimientos de propiedades mecánicas, homogenización de la microestructura, estabilidad dimensional, esfuerzos residuales o susceptibilidad a la corrosión, deben ser sometidas a algún proceso de tratamiento térmico.

Dentro de las aleaciones de aluminio sólo las que contienen elementos con solubilidad parcial en el aluminio sólido pueden ser sometidas a tratamientos térmicos de endurecimiento por precipitación, esto se logra mediante el incremento de la solubilidad sólida del elemento endurecedor mediante el aumento de temperatura y la posterior sobresaturación del elemento soluble mediante un enfriamiento rápido seguido por el proceso de precipitación (envejecido). Las familias de aleaciones que responden a los tratamientos de endurecimiento por precipitación son la 2XX (Al-Cu), 3XX (Al-Si-Mg y Al-Si-Cu-Mg) y la 7XX (Al-Zn-Mg). Las familias de aleaciones que no son aptas para procesos de endurecimiento por precipitación son la 1XX (aluminio puro >99%), 4XX (Al-Si), 5XX (Al-Mg) y la 8XX (Al-Sn)^[33].

Es conveniente mencionar que algunas aleaciones tratables térmicamente al ser vaciadas en procesos como el de presión en molde permanente no pueden ser tratadas debido al ampollamiento que sufre la pieza al ser sometida a altas temperaturas, esto se debe a la

turbulencia observada durante el llenado del molde. Otra manera de mejorar las propiedades mecánicas es mediante el endurecimiento por deformación^[33].

5.2. Tratamiento térmico de endurecimiento por precipitación.

Como ya se mencionó anteriormente el proceso de tratamiento térmico de endurecimiento por precipitación consta de tres etapas: el tratamiento de solución, el enfriamiento brusco y el envejecido.

5.2.1. Tratamiento de solución.

Durante el la etapa de solución se presentan tres procesos: 1) la disolución de elementos los cuales posteriormente causarán el endurecimiento por precipitación, 2) la esferoidización de fases no disueltas y 3) la homogenización de la microestructura^[33].

En la condición de vaciado la mayor parte de los elementos endurecedores por precipitación se encuentran contenidos en fases segregadas durante la solidificación. El propósito principal del tratamiento de solución es disolver estas fases e introducir estos elementos en solución sólida en la matriz de aluminio.

La esferoidización se presenta en fases que no pueden ser disueltas o que son disueltas parcialmente, el silicio eutéctico en las aleaciones de la serie 3XX después de largos periodos de solubilizado a altas temperaturas presenta un proceso de esferoidizado. La homogenización de la microestructura se presenta debido a la redistribución de los elementos que constituyen las fases solubles propiciada por el proceso de difusión sólida.

5.2.1.1. Temperatura de solución.

Para obtener un cambio substancial en las propiedades mecánicas mediante el tratamiento térmico, es necesario asegurar la mayor cantidad posible de elementos endurecedores en solución, por lo cual este proceso se debe llevar a cabo a la mayor temperatura posible para facilitar la difusión de estos elementos e incrementar la solubilidad de estos en el aluminio primario. Normalmente se mantiene al material a una temperatura inferior a la eutéctica o menor a la temperatura de fusión de alguna fases secundaria, pero mayor a la temperatura de disolución de los precipitados que se desean formar durante el envejecido^[33].

La fusión incipiente de fases complejas se puede presentar cuando la temperatura de solubilizado alcanza la temperatura de líquidus de estas fases, presentándose su fusión, seguido de una difusión y homogenización de la química con las zonas vecinas y una posterior solidificación parcial de la zona antes disuelta creando huecos, esta fusión de pequeñas cantidades de fases complejas no es muy peligrosa, no así los resultados desastrosos de una fusión de la fase eutéctica principal. Por lo anterior es importante ya sea el control de la química de la aleación para prevenir la formación de fases eutécticas complejas de bajo punto de fusión o el control de la temperatura de solubilizado por debajo de la temperatura de fusión de estas fases^[33].

Una variante que se ha propuesto para la prevención de la fusión incipiente, es la implementación del tratamiento de solubilizado en dos etapas, la primera etapa justo debajo de la temperatura de la fase eutéctica de menor punto de fusión, y la segunda etapa a mayor temperatura para incrementar el contenido de elementos en solución^[33].

5.2.1.2. Tiempo de solución.

El tiempo de solución es determinado por la velocidad de difusión del elemento de aleación y por el tamaño de las fases que contienen este elemento en la microestructura. La velocidad de difusión depende de los tipos de átomos (soluto y matriz) involucrados en el proceso, mientras que el tamaño de las fases depende de la velocidad de solidificación característica del proceso de fabricación^[33].

Por ejemplo, una pieza vaciada en molde permanente presentará dendritas pequeñas y fases más pequeñas con distancias menores entre partículas y con una distribuidas homogénea en todo el volumen de la pieza. Las fases pequeñas se disolverán rápidamente, las dendritas pequeñas y la distancia menor entre partículas reducirá la distancia que los elementos tienen de desplazarse durante la difusión, reduciendo de esta manera el tiempo de solución. Por el contrario, una pieza fabricada en molde de arena con una tasa de extracción de calor menor, producirá una estructura de fases grandes que requerirán mayor tiempo para entrar en solución, adicionalmente el enfriamiento lento provoca un alto grado de segregación que fomenta el aglutinamiento de fases en pequeñas zonas y a gran distancia de cúmulos similares propiciando un aumento del tiempo que requieren los átomos en solución para recorrer estas distancias y lograr homogenizar la química^[33].

5.2.2. Enfriamiento brusco.

Cuando la pieza es enfriada por debajo de la temperatura de solución, la solubilidad de los elementos endurecedores decrece, los elementos que antes se encontraban en solución tienden a salir de solución precipitando y difundiendo a la frontera de grano, este proceso se presenta con mayor velocidad entre 260°C y 400°C. Por lo anterior durante el enfriamiento brusco o temple se busca reducir la temperatura de la pieza desde la temperatura de solución hasta una temperatura cercana a la ambiente en el menor tiempo posible, con lo cual se reduce la precipitación indeseable de elementos endurecedores y se maximiza el potencial de endurecimiento al obtener un material con un alto grado de sobresaturación de elementos que posteriormente pueden precipitar de manera controlada durante el proceso de envejecido^[33].

Por lo anterior se concluye que durante el temple se debe cuidar que la pieza reduzca su temperatura a la mayor tasa de enfriamiento posible desde la temperatura de solución hasta una temperatura menor a la de envejecido, esto se logra mediante el enfriamiento en líquidos como el agua a una temperatura menor a los 65°C. La agitación del baño de temple es muy importante ya que aumenta la velocidad de la extracción de calor y reduce la acumulación de burbujas de vapor de agua en la superficie de la pieza, produciendo un enfriamiento homogéneo. Otro factor importante es el tiempo que transcurre entre la apertura del horno de solución y la inmersión en el medio de temple, una buena práctica debe encontrarse entre 10 y 20 segundos, para algunas aplicaciones críticas se debe buscar un tiempo de traslado menor a 10 segundos^[33].

Es importante mencionar que el enfriamiento rápido de la pieza provoca esfuerzos residuales. La superficie de la pieza se enfría y se contrae primero que el centro, formando un esfuerzo de tensión en la superficie y de compresión en el centro, posteriormente el centro se enfría y contrae haciendo que la superficie presente un esfuerzo compresivo. Un efecto similar se presenta cuando zonas delgadas se enfrían más rápidamente que zonas gruesas, o cuando el enfriamiento no es homogéneo. Estos efectos deben ser tomados en cuenta durante el diseño de la pieza y en la selección del medio templante. La severidad del temple puede ser reducida mediante el uso de agua hirviendo, fluidos sintéticos, agua con un soluble base polímero así como aire forzado^[33].

5.2.3. Tratamiento de envejecido.

El exceso de soluto (elemento endurecedor) que se encuentra en solución sobresaturada en la matriz de aluminio primario tiende a precipitar lentamente a temperatura ambiente (después de días o semanas), a este proceso se le conoce como envejecido natural

(las aleaciones de la serie 7XX presentan este tipo de envejecido). Este proceso de precipitación puede acelerarse si se aumenta la temperatura a temperaturas medias (150°C a 250°C), a este proceso se le conoce como envejecido artificial^[33].

En las etapas iniciales de envejecido se dice que la pieza se encuentra en un pre-envejecido, cuando el tiempo o la temperatura aumenta y se alcanza la máxima dureza se dice que la pieza alcanza la condición de T6, si la pieza continua con el proceso de envejecido alcanza la condición de sobre-envejecido o T7 (Figura 5.1). Finalmente la pieza regresa a temperatura ambiente y las propiedades obtenidas se mantienen siempre y cuando la temperatura se mantenga por debajo de la temperatura de envejecido artificial^[33].

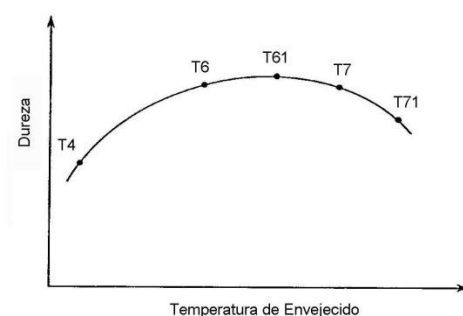


Figura 5.1. Ilustración del proceso de envejecido^[33].

5.2.3.1. Endurecimiento del aluminio.

Imperfecciones en la red cristalina tienden a reducir la ductilidad y aumentan la resistencia. Los átomos de soluto normalmente no quedan exactamente en la red cristalina de la matriz, la distorsión provocada por átomos más pequeños o más grandes en la estructura es la base del endurecimiento por solución sólida. En la Figura 5.1 se observa la zona deformada por la precipitación de una fase coherente (círculos negros) con la matriz aluminio primario, en la red se observa la deformación coherente (desplazamiento de los átomos desde su posición normal en la red)^[33].

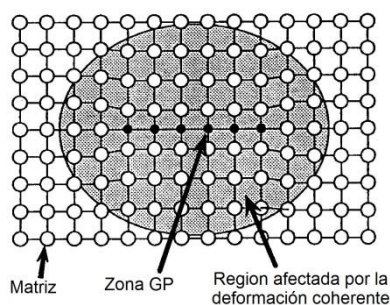


Figura 5.2. Ilustración de una zona GP^[33].

El mecanismo de endurecimiento por precipitación coherente de los átomos en solución incrementa la resistencia de las zonas deformadas aledañas en la red cristalina de la matriz (Figura 5.2), asimismo una densa dispersión de precipitados formada por estos elementos precipitados en forma semi-coherente o incoherente puede obstruir físicamente el movimiento de las dislocaciones durante la deformación mecánica hasta ser cortado por las dislocaciones o simplemente pasar entre las partículas sin romperlas generando dislocaciones alrededor (mecanismo conocido como lazos de Orowan) ^[33], en la Figura 5.3 se presentan ambos mecanismos.

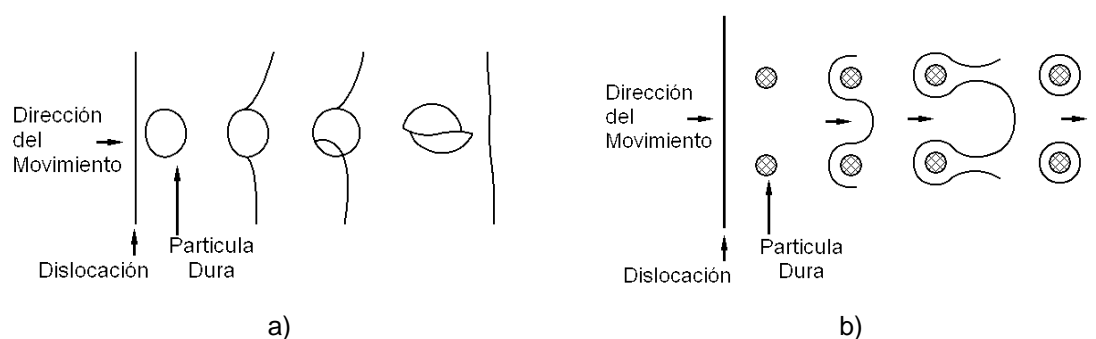


Figura 5.3. Mecanismos de deformación en aluminio, a) Mecanismo de corte, b) Mecanismo de lazos de Orowan ^[35,36].

5.2.3.2. Endurecimiento por precipitación.

El endurecimiento por precipitación o envejecido es causado por la precipitación de partículas sub-microscópicas en una solución sólida sobresaturada. A bajas temperaturas los primeros precipitados en aparecer como una concentración de átomos de soluto son las zonas llamadas Guinier-Preston o zonas GP (llamadas así en honor a sus descubridores). Las Zonas GP posteriormente se transforman en precipitados de transición. Al pasar el tiempo los precipitados de transición se pueden transformar en otra fase de transición con diferente estructura y composición. Después de una o más transformaciones los precipitados de transición forman precipitados estables. La Tabla 5.1 muestra una lista de algunos de los sistemas de precipitación más utilizados en las aleaciones de aluminio ^[33].

Las zonas GP presenta una estructura diferente a la del aluminio α , sin embargo su tamaño es muy pequeño y mantiene la coherencia con la matriz, normalmente su espesor alcanza solamente algunos átomos mientras que su longitud o diámetro pueden ser mayores. La precipitación en la matriz de aluminio α es abundante debido a que las fronteras entre fases coherentes facilitan la nucleación. Es por esto que las zonas GP se encuentran muy cerca unas de otras ^[33].

Sistema de Aleación	Secuencia de envejecido	Coherencia	Estructura	Forma	Tamaño Máximo
Al-Cu	GP	C	Desconocida	Disco	6x100 Å
	θ''	C	Tetragonal	Disco	40x1000 Å
	θ'	C→N	Tetragonal (diferente composición)	Disco	150x6000 Å
	θ	N	Tetragonal Centrada en el Cuerpo		
Al-Cu-Mg	GP	C	Desconocida	Desconocida	Ø 16 Å
	S''	C	Desconocida-Ordenada	Barra	Desconocida
	S'	C	Ortorrónica	Desconocida	Ø 100 Å
	S	N	Ortorrónica Centrada en las Caras		
Al-Mg-Si	GP	C	Desconocida	Aguja	60x1000 Å
	β''	C	Monoclínica	Aguja	60x2000 Å
	β'	C	Hexagonal	Barra	Desconocida
	β	N	Cúbica Centrada en las Caras		
Al-Zn-Mg (Zn>Mg)	GP	C	Desconocida	Esfera	Ø 35 Å
	η'	SC	Monoclínica	Esfera	Ø 300 Å
	η	N	Hexagonal		
Al-Mg-Zn (Mg>Zn)	GP	C	Desconocida	Esfera	Ø 1000 Å
	T'	SC	Cubica	Desconocida	Desconocida
	T	N	Cúbica Centrada en el Cuerpo		

Tabla 5.1. Sistemas de precipitación más comunes en Aluminio^[33].

Después de aumentar el tiempo de precipitación o la temperatura, las zonas GP comienzan a coalescer, la resistencia aumenta conforme los precipitados coherentes crecen. Precipitados de transición con una composición y estructura más favorable tienden a nuclear en las zonas GP, la nueva fase usualmente es coherente pero la resistencia del material disminuye debido al tamaño mayor de los precipitados. Si el proceso de envejecido continúa estas partículas siguen creciendo hasta que la coherencia no puede ser mantenida, esto favorece la formación de las fases finales^[33].

5.2.3.3. Endurecimiento por precipitación en sistemas Al-Cu.

Como se mencionó anteriormente los precipitados endurecen el aluminio siguiendo varios mecanismos. Las zonas GP al ser coherentes con la matriz deforman la estructura de manera coherente creando esfuerzos internos en el aluminio α , incrementando de esta manera las fuerzas de fricción internas que su vez generan resistencia a la deformación. Las zonas GP son por sí mismas más difíciles de cortar que la matriz de aluminio α , lo cual incrementa la resistencia a la deformación. El aluminio se endurece con el aumento de tamaño de las zonas GP ya que esto incrementa los esfuerzos debido al aumento en la deformación coherente en la

estructura cristalina del aluminio α alrededor del precipitado, adicionalmente un precipitado de mayor tamaño es más difícil de cortar^[33].

Al continuar con el envejecido los precipitados de transición θ'' que remplazan a las zonas GP, son inicialmente coherentes, y al ser de mayor tamaño continúan incrementando la dureza del material^[33].

Mientras el proceso de envejecido continua los precipitados de transición continúan creciendo pasando de θ'' a θ' seguido de precipitados estables incoherentes, algunos de los precipitados más pequeños coalescen reduciéndose la cantidad de precipitados y aumentando la distancia relativa entre las partículas. Este aumento de tamaños de los precipitados aunado al aumento en la distancia entre ellos permite que se presente un mecanismo alternativo de deformación en la matriz de aluminio α conocida como lazos de Orowan, en el cual las dislocaciones pasan entre los precipitados sin cortarlos creando una zona deformada alrededor de cada partícula (Figura 5.3b), este mecanismo requiere menos esfuerzo que el corte de los precipitados por lo cual la dureza disminuye. La máxima resistencia del material se alcanza cuando la reducción de esfuerzos por el mecanismo de lazos de Orowan es igual al aumento de los esfuerzos provocado por el corte de los precipitados (Figura 5.4)^[33].

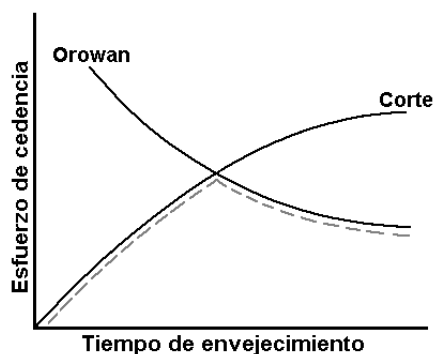


Figura 5.4. Interacción entre el mecanismos de corte y el mecanismo de lazos de Orowan para obtener la máxima resistencia del material^[36].

El efecto en la dureza de las zonas GP y de los precipitados obtenidos posteriormente durante el proceso de envejecido se presenta en la Figura 5.5 para las curvas de envejecido de una aleación Al-4Cu a 130°C y 190°C. En ambas curvas se observa como la dureza alcanza un máximo con una combinación de precipitados θ'' y θ' y posteriormente disminuye con la desaparición de los primeros. También se observa en las curvas que a menor temperatura de envejecido se alcanza la mayor dureza pero a un tiempo mucho mayor (50 veces para este caso)^[33].

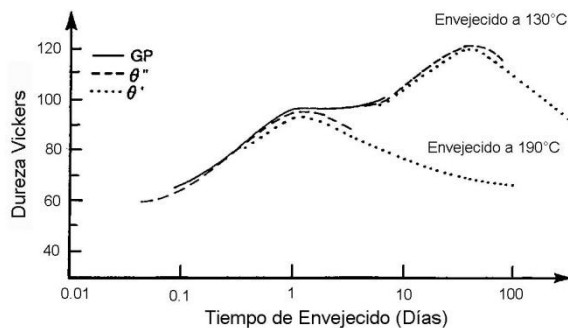


Figura 5.5. Curvas de envejecido para una aleación binaria Al-4Cu^[33].

5.3. Índice de calidad.

Como se mencionó anteriormente, las propiedades mecánicas específicas de los materiales se relacionan directamente a la composición química, las condiciones de solidificación y finalmente con el tratamiento térmico, este último permite hasta cierto límite tener control de los valores alcanzados por algunos parámetros como el esfuerzo último, el esfuerzo de cedencia y la elongación, normalmente el aumento de la cedencia conlleva una pérdida de elongación y viceversa, esto implica la necesidad de utilizar varios valores numéricos para definir las capacidades mecánicas de cada material. Drouzy, Jacob y Richard^[37] en 1980 desarrollaron el concepto del índice de calidad a partir de la observación del comportamiento lineal que seguían un grupo de probetas de tensión de una aleación Al-7Si-0.4Mg (tipo 356) con distintos tratamientos térmicos al utilizar una gráfica semilogarítmica de su resistencia última a la tensión (UTS) contra el porcentaje de elongación plástica (s_f), estas probetas seguían una relación lineal con una pendiente de -150, la cual se mantenía para probetas desde la condición de envejecido hasta una condición de sobre-envejecido ligero (Figura 5.6a).

En base a la observación del comportamiento lineal, Drouzy y coautores decidieron que la calidad de la aleación no variaba dentro de esta línea, no importando el aumento o disminución de la elongación. El valor Q o índice de calidad se obtuvo al definir la ecuación que describe este comportamiento lineal:

$$Q = UTS + d \log(s_f) \quad [5.1]$$

donde, Q es el índice de calidad en MPa, UTS es la resistencia a la tensión en MPa, d es la pendiente empírica calculada (150 MPa) y s_f es la elongación plástica en porcentaje.

Drouzy y coautores observaron que cuando la ductilidad disminuía por cambios en parámetros de solidificación como el incremento en valores del espaciamiento dendrítico secundario o el aumento en el contenido de impurezas en la química (contenido de Fe), para una condición específica de envejecido y contenido de Mg, la resistencia a la cedencia se mantenía constante, mientras el índice de calidad de la aleación (Q) disminuía. Esta pérdida en ductilidad sigue un comportamiento lineal en la gráfica semilogarítmica de UTS- s_f (Figura 5.6b), a partir de estos datos se obtuvo la ecuación que el comportamiento del esfuerzo de cedencia^[37].

$$YS = a UTS - b \log(s_f) - c \quad [5.2]$$

donde, YS es la resistencia a la cedencia al 0.2% en MPa, a es una constante igual a 1, UTS es la resistencia a la tensión en MPa, b es una constante igual a 60 MPa, s_f es la elongación plástica en porcentaje y c es una constante igual a 13 MPa.

Utilizando las Ecuaciones [5.1] y [5.2] trazaron dos juegos de líneas paralelas dentro de la gráfica semilogarítmica UTS- s_f , las líneas de calidad constante que llamaron "líneas iso-Q" y las líneas de resistencia a la cedencia constantes que llamaron "líneas iso-YS" respectivamente. A esta gráfica se le llamó gráfica de índice de calidad (Figura 5.6a y 5.6b). En la Figura 5.6a se observa el comportamiento paralelo a las líneas de índice de calidad Q en muestras con varios tiempos y temperaturas de envejecido. En la Figura 5.6b se observa la reducción en términos de índice de calidad que sufren muestras de aleaciones tipo 356 al ser incrementado el contenido de Fe, a la vez se observa que a contenidos similares de Mg (responsable del endurecimiento) los valores siguen un comportamiento paralelo a las líneas de esfuerzo de cedencia constantes (líneas YS).

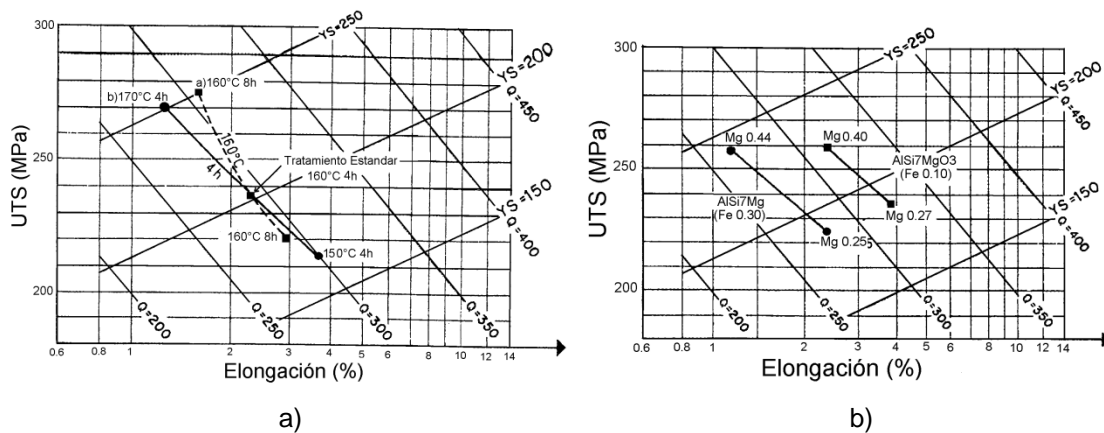


Figura 5.6. Gráfica de índice de calidad para una aleación 356, a) Efecto de los parámetros de tratamiento térmico en el índice de calidad Q, b) Efecto del contenido de Fe y Mg en el índice de calidad Q^[37].

La ventaja principal del índice de calidad desarrollado por Drouzy, Jacob y Richard es la representación de la resistencia del material mediante un solo valor numérico, mientras que la desventaja principal es el uso de las constantes a, b, c y d para la construcción de la gráfica (Ecuaciones 5.1 y 5.2 y la Figura 5.6), las cuales no tienen un sentido físico y tienen que ser calculadas para cada sistema que se desee analizar.

Cáceres y coautores a finales de los 90's propuso un modelo analítico que relaciona el índice de calidad con la fracción de deformación uniforme disponible en el material utilizando mecánica del medio continuo y tomando en cuenta el endurecimiento por deformación del material, este modelo permite calcular el índice de calidad a partir del conocimiento de la curva esfuerzo-deformación^[38-42].

Este modelo supone que la curva de esfuerzo-deformación verdaderos del material puede ser descrita por la versión simplificada de la ecuación de Hollomon (Ecuación 5.3), la cual considera despreciable la deformación elástica.

$$\sigma = K \varepsilon^n \quad [5.3]$$

donde, σ es el esfuerzo de fluencia verdadero, K es el coeficiente de resistencia mecánica, ε es la deformación plástica verdadera y n es el exponente de endurecimiento por deformación.

$$n = \frac{\varepsilon}{\sigma} \frac{d\sigma}{d\varepsilon} \quad [5.4]$$

Cáceres utilizó la misma aleación que Drouzy, Jacob y Richard (Al7Si0.4Mg), realizó ensayos de tensión en muestras con diferentes valores de EDS y varios tiempos de envejecido a 170°C (líneas continuas en Figura 5.7), todas estas gráficas presentan un valor de $K=430\text{MPa}$, siendo este un valor característico para esta aleación. En estas gráficas se observa que al aumentar el tiempo de envejecido se incrementa el valor de la cedencia, esto indica que para cada condición de envejecido existe un valor de n y de YS característico (líneas punteadas de Figura 5.7), La segunda observación que se desprende de esta gráfica es que las muestras envejecidas el mismo tiempo presentan curvas similares (misma cedencia) pero el valor de la deformación depende del tamaño de las dendritas^[38-42].

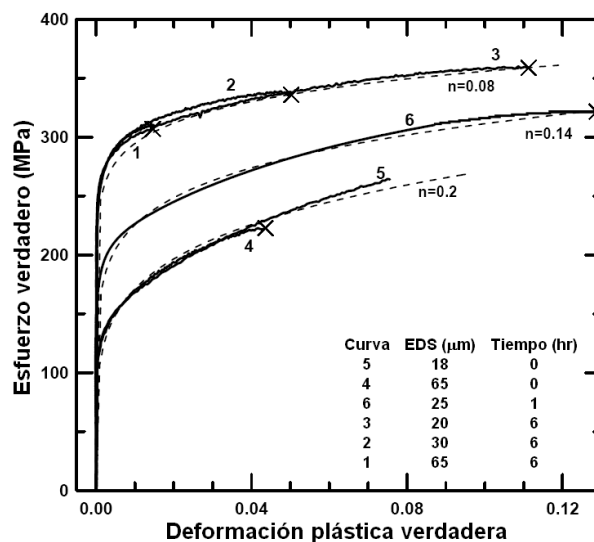


Figura 5.7. Resultados de los ensayos de tensión de muestras de aleación Al7Si0.4Mg. Las líneas continuas indican los resultados de los ensayos de tensión en probetas con varios niveles de EDS y tiempos de envejecido a 170°C. Las líneas punteadas indican el aproximación de las curvas de fluencia obtenidas mediante el uso de las Ecuaciones [5.3] y [5.4]^[38].

Tomando como base las anteriores observaciones y partiendo de la Ecuación [5.3], Cáceres obtuvo dos ecuaciones que se utilizan para generar dos juegos de curvas equivalentes a las líneas iso-YS e iso-Q obtenidas por Drouzy, Jacob y Richard. Para la primera ecuación tomó como base la Ecuación [5.3] y el criterio de Considère, el cual define el inicio de la estricción cuando $\epsilon=n$ y, despreciando el componente elástico de la deformación, se obtiene

$$P \cong K s^n e^{-s} \quad [5.5]$$

donde, P es el esfuerzo de ingeniería, K es el coeficiente de resistencia mecánica, s es la deformación plástica y n es el exponente de endurecimiento por deformación.

Cáceres varió el valor de n en la Ecuación [5.5] para generar un juego de curvas que al ser plasmadas en la gráfica semilogarítmica de esfuerzo deformación son muy similares a las líneas iso-YS obtenidas por Drouzy, Jacobs y Richard (líneas continuas de Figura 5.8). Cáceres consideró ambas curvas equivalentes y corresponden a una condición de envejecido y valor de YS constantes (Figura 5.9).

Para la obtención de la segunda ecuación Cáceres definió un parámetro q como la ductilidad relativa o fracción de deformación uniforme disponible en el material (Ecuación [3.5]), para este cálculo consideró despreciable la deformación elástica.

$$q = \frac{s_f}{n} \quad [5.6]$$

donde, q es la ductilidad relativa, s_f es la deformación plástica y n es el exponente de endurecimiento por deformación.

Sustituyendo la Ecuación [5.6] en la [5.5], se obtiene la Ecuación [5.7], con la cual se genera un segundo grupo de curvas en la grafica semilogarítmica de esfuerzo deformación, cada curva corresponde a un valor que (líneas discontinuas en la Figuras 5.8). Cáceres también consideró estas líneas equivalentes a las iso-Q de Drouzy (Figura 5.9)

$$P \cong K s^{s/q} e^{-s} \quad [5.7]$$

donde, P es el esfuerzo de ingeniería, K es el coeficiente de resistencia mecánica, s es la deformación plástica y q es la ductilidad relativa.

Las curvas iso- q obtenidas a partir de la Ecuación 5.7 describen un comportamiento de ductilidad constante, en dichas curvas el significado físico del valor de q se puede ejemplificar como sigue: $q=1$ significa que la muestra alcanzó el punto de estricción, mientras que valores de q menores a 1 indican menores valores de ductilidad, valores de 0.5, 0.3 y 0.1 indican que la probeta fallo a 50%, 30% y 10% de la máxima ductilidad alcanzable durante el estricción^[38-42].

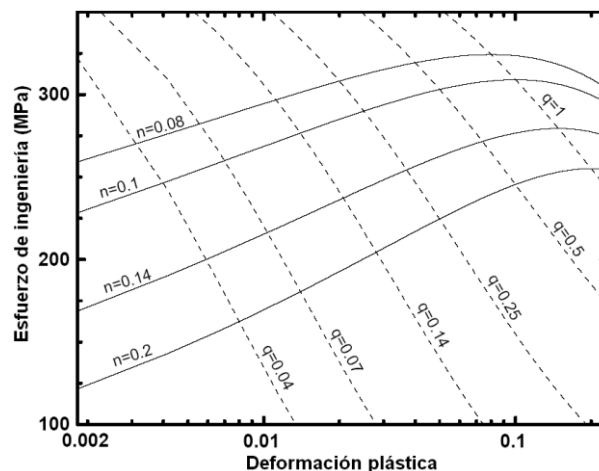


Figura 5.8. Gráfica semilogarítmica que muestra curvas de fluencia (líneas continuas) y curvas iso- q (líneas punteadas) para una aleación Al7Si0.4Mg con un valor de $K=430\text{MPa}$ definidas por Cáceres^[43].

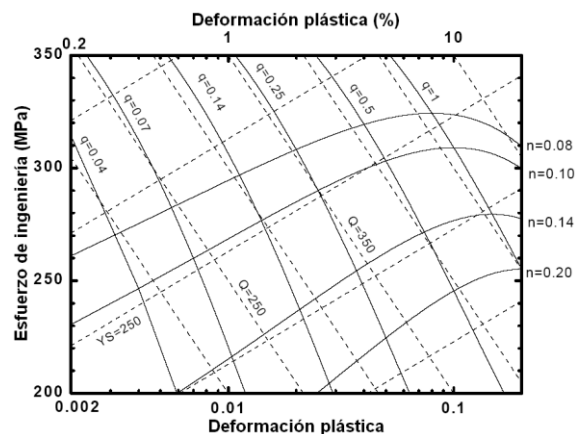


Figura 5.9. Comparación de curvas encontradas por Cáceres (líneas continuas) y Drouzy (líneas discontinuas) para una aleación Al7Si0.4Mg con un valor de $K=430\text{MPa}$ ^[43].

En base a lo anterior, Cáceres concluyó que las líneas iso-YS y las iso-Q definidas por Drouzy, Jacob y Richard representan la fluencia del material en diferentes condiciones de envejecido así como contornos de ductilidad relativa o fracción de deformación uniforme disponible constante. Esto da significado físico al concepto de índice de calidad. Cáceres concluye adicionalmente que este comportamiento constante en el índice de calidad observado conforme el material envejece es el resultado de que el parámetro K se mantiene constante para el sistema de aleación Al-Si-Mg y está relacionado con el tipo de precipitados base Mg que se forman durante el envejecido y su comportamiento durante la deformación del material^[38-42].

Din y coautores encontraron que este comportamiento lineal observado en la gráfica semilogarítmica de las aleaciones Al-Si-Mg no es aplicable en aleaciones con en las cuales el Cobre participa en el proceso de endurecimiento, en este caso la aleación 201 presenta un comportamiento circular (Figura 5.10), presentándose una pérdida de calidad conforme el material alcanza una condición de sobre-envejecido^[44]. Posteriormente otros investigadores como Cáceres y Sigworth encontraron comportamientos similares en aleaciones 319, 201 y 206 las cuales presentan altos contenidos de Cu^[42-50].

Cáceres propuso que el comportamiento circular del índice de calidad en las aleaciones con Cu estaba provocado por una disminución del parámetro K durante el envejecido^[42-43]. Mientras que en las aleaciones Al-Si-Mg el endurecimiento está controlado por la cantidad y tamaño de los precipitados de Mg que siempre son cortados fácilmente por las dislocaciones durante la deformación del material. En las aleaciones que presentan al Cu como un elemento endurecedor, los precipitados cuando son pequeños y coherente (zonas GP y precipitados θ') siguen el mismo comportamiento (son cortados por las dislocaciones), al continuar el proceso de precipitación estas partículas tienden a crecer siendo más difícil su corte por las

dislocaciones, posteriormente con el crecimiento y separación entre estos precipitados ya incoherentes el mecanismo de deformación y endurecimiento comienza a ser controlado por el mecanismo de lazos de Orowan, en el cual las dislocaciones pasan entre las partículas dejando capas de deformación alrededor de las partículas, esta acumulación de deformación es limitada por la activación del proceso de deslizamiento cruzado el cual reduce la habilidad de endurecimiento del material, se ha observado que este comportamiento se presenta a partir de una saturación interna en los esfuerzos a partir de 3.5 a 4% de deformación en aleaciones con 4% de Cu.

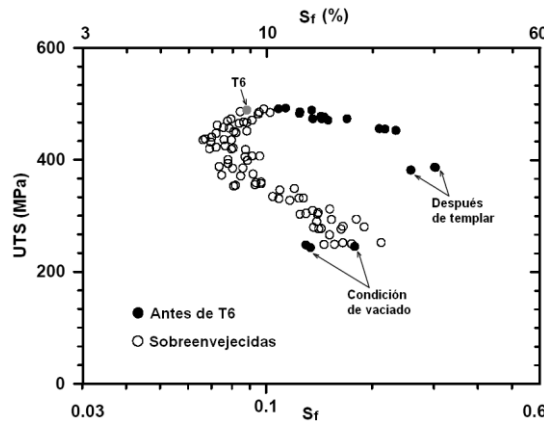


Figura 5.10. Comparación del índice de calidad en una aleación 201^[44].

Sigworth y Cáceres^[47] presentan algunos resultados en la aleación B206 en los cuales se observa este comportamiento circular al cambiar de condición de tratamiento térmico y alcanzar mayores niveles de envejecido (Figuras 5.11 y 5.12).

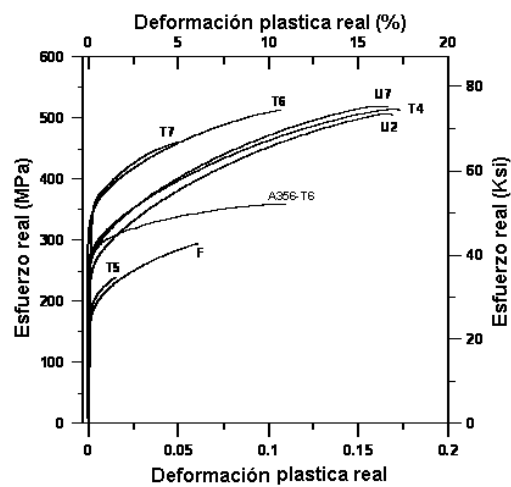


Figura 5.11. Propiedades mecánicas de una aleación B206 con varios tratamientos térmicos^[47].

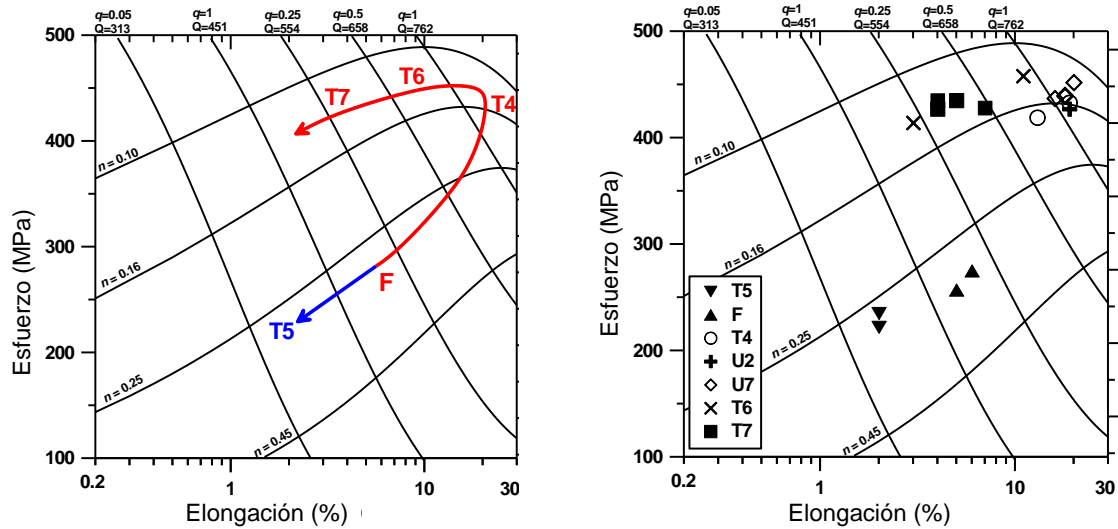


Figura 5.11. Comparación del índice de calidad en una aleación B206^[47].

La dependencia observada del comportamiento del índice de calidad en el endurecimiento por deformación hace necesario su cálculo a partir de los parámetros K y n y poder ampliar el uso de este concepto en diferentes sistemas de aleaciones. En este sentido Cáceres relacionó la pendiente de las curvas iso- q obtenidas con la Ecuación [5.7] con la pendiente d de las líneas iso- Q obtenidas en la Ecuación [5.1], llegando así a la aproximación mostrada en la Ecuación [5.8]^[38]

$$d = 0.4K \quad q=1 \quad [5.8]$$

Combinando las Ecuaciones [5.1], [5.5], [5.6] y [5.8] y considerando que esta última es válida para cualquier valor de q , se llega a la Ecuación [5.9], con la cual es posible calcular directamente el índice de calidad con parámetros que pueden ser obtenidos de la curva de fluencia^[38].

$$Q = K [(q n)^n e^{-qn} + 0.4 \log(100 qn)] \quad [5.9]$$

donde, Q es el índice de calidad, K es el coeficiente de resistencia mecánica, q es la ductilidad relativa y n es el exponente de endurecimiento por deformación.

Esta ecuación se puede simplificar suponiendo que el término Q depende muy poco del valor de n (excepto para valores bajos de q), por lo que la nueva Ecuación [5.10] puede utilizarse para calcular el valor del índice de calidad que corresponde a cada una de las curvas iso- q .

$$Q = K [1.12 + 0.22 \ln(q)] \quad (\text{para } q > 0.04) \quad [5.10]$$

donde, Q es el índice de calidad, K es el coeficiente de resistencia mecánica y q es la ductilidad relativa.

Otra aproximación más sencilla que puede ser usada en lugar de la Ecuación [5.9] es la Ecuación [5.11], la cual se obtiene de combinar las Ecuaciones [5.1] y [5.8], considerando válida esta última para cualquier valor de q. Esta nueva ecuación permite calcular el índice de calidad a partir de los resultados de un ensayo de tensión así como el conocimiento del parámetro K.

$$Q = UTS + 0.4K \log(s_f) \quad [5.11]$$

donde, Q es el índice de calidad, UTS es la resistencia a la tensión en MPa, K es el coeficiente de resistencia mecánica y s_f es la elongación plástica en porcentaje.

CAPÍTULO 6

PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

6.1. Introducción

En el presente Capítulo se describe la composición química de los experimentos propuestos, los procedimientos utilizados para la obtención de material a estudiar, el seccionado de las piezas, su tratamiento térmico y la evaluación de las mismas, así como la descripción de los equipos utilizados.

6.2. Obtención de muestras para evaluación.

La obtención de muestras incluye la fusión del material, la obtención de las composiciones químicas deseadas, el tratamiento del metal líquido, los moldes utilizados para el vaciado de las muestras para la determinación de propiedades mecánicas, del análisis térmico y los moldes para la evaluación de tendencia al agrietamiento en caliente.

6.2.1. Fusión del metal, tratamiento del metal líquido y análisis químico.

El presente trabajo contempla el estudio del efecto de los principales elementos de aleación e impureza observadas en la composición química de las aleaciones del tipo B206. Para lo cual se estudiaron 20 composiciones químicas divididas en 4 grupos principales de acuerdo al contenido de cobre (condiciones A, B, C y D) variando dentro de cada grupo el contenido de elementos como el Mg, Fe, Mn, Si y Zn. Las aleaciones en todos los casos fueron refinadas mediante la adición de 0.01% de Ti en forma de aleaciones maestras 94%Al-5%Ti-

1%B (Ti5-B). La composición química planeada para cada uno de los 20 experimentos se muestra en la Tabla 6.1.

Prueba	Condiciones	Cu(%)	Mg(%)	Mn(%)	Fe(%)	Si(%)	Zn(%)
1	A-1	3.5-3.7	<0.1	<0.1	<0.1	<0.1	< 0.05
2	A-2	3.5-3.7	0.15-0.2	<0.1	<0.1	<0.1	< 0.05
3	A-3	3.5-3.7	0.4-0.5	<0.1	<0.1	<0.1	< 0.05
4	A-4	3.5-3.7	0.4-0.5	<0.1	<0.1	<0.1	0.2
5	B-1	3.95-4.1	<0.1	<0.1	<0.1	<0.1	< 0.05
6	B-2	3.95-4.1	0.15-0.20	<0.1	<0.1	<0.1	< 0.05
7	B-3	3.95-4.1	0.15-0.20	<0.1	0.2-0.25	<0.1	< 0.05
8	B-4	3.95-4.1	0.15-0.20	<0.1	0.2-0.25	0.15-0.2	< 0.05
9	B-5	3.95-4.1	0.15-0.20	0.35	0.2-0.25	0.15-0.2	< 0.05
10	C-1	4.45-4.55	0.15-0.20	<0.1	<0.1	<0.1	< 0.05
11	C-2	4.45-4.55	0.20-0.30	0.2-0.3	<0.1	<0.1	< 0.05
12	C-3	4.45-4.55	0.20-0.30	0.2-0.3	0.2-0.25	<0.1	< 0.05
13	C-4	4.45-4.55	0.20-0.30	0.2-0.3	0.2-0.25	0.15-0.2	< 0.05
14	C-5	4.45-4.55	0.20-0.30	0.2-0.3	0.2-0.25	0.15-0.2	0.2
15	D-1	4.75-4.9	0.25-0.35	0.2-0.3	<0.1	<0.1	< 0.05
16	D-2	4.75-4.9	0.45-0.55	0.2-0.3	<0.1	<0.1	<0.05
17	D-3	4.75-4.9	0.45-0.55	0.4-0.5	<0.1	<0.1	<0.05
18	D-4	4.75-4.9	0.45-0.55	0.4-0.5	<0.1	<0.1	0.2
19	D-5	4.75-4.9	0.45-0.55	0.4-0.5	0.25-0.35	<0.1	0.2
20	D-6	4.75-4.9	0.45-0.55	0.4-0.5	0.25-0.35	0.2-0.25	0.2

Tabla 6.1. Plan de composición química para 20 pruebas a realizar.

El metal base para la obtención de las composiciones químicas se obtuvo mediante la fusión de lingotes de 20 kg de aleación primaria aluminio con 4.6% Cu los elementos restantes se encontraban en contenidos menores a 0.1%. Para la fusión y posterior vaciado en moldes se utilizó un horno de crisol basculante de gas natural (Figura 6.1), marca Thermtronix modelo GT-600 de 100 litros de capacidad (aproximadamente 270 kg de aluminio), en este horno se realizó el ajuste de la química mediante la adición de aleaciones maestras 50%Al-50%Cu, 50%Al-50%Mg, 50%Si-50%Mg, 80%Al-20%Zn, 94%Al-5%Ti-1%B compactados con 75%Fe, 75%Mn y en caso necesario aluminio de pureza comercial.



Figura 6.1. Horno basculante Thermtronix modelo GT-600.

Para asegurar la homogeneidad de la química dentro del crisol, así como mantener los niveles de hidrogeno en el metal al mínimo, se utilizó un equipo de desgasificado rotatorio portátil marca Pyrotek modelo Pal-1000. Es necesario mencionar que cuando el ajuste de metal a la composición química deseada era alcanzado, se procedía a realizar el refinado químico de la aleación seguido de un desgasificado de 20 minutos, periodo tras el cual las impurezas de la superficie del baño metálico eran retiradas y se procedía a obtención de la química final y el vaciado de los diferentes moldes para su posterior análisis.

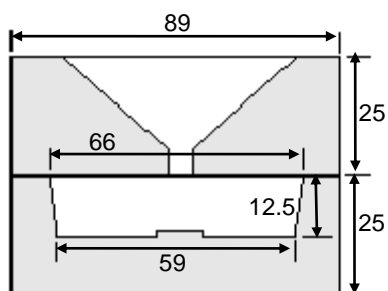


Figura 6.2. Diagrama del molde metálico utilizado para el vaciado de las muestras de análisis químico (dimensiones en mm).

La medición de composición química durante el proceso de ajuste y el registro de la composición química final se realizó en pequeños discos de aluminio vaciados en un molde masivo de acero herramienta que produce velocidades de enfriamiento mayor a 20 °C/seg, la composición química se obtuvieron mediante un espectrómetro de chispa marca Espectrolab modelo LAVMB05B.

6.2.2. Muestras de análisis térmico.

La obtención de las muestras para análisis térmico se realizó a dos velocidades de enfriamiento, para lo cual se utilizaron dos moldes, uno de arena Shell (velocidad de solidificación moderada) y otro molde de grafito (velocidad de solidificación extremadamente lenta) ambos tipos de moldes se instrumentaron con termopares para realizar el registro de las velocidades de solidificación. Las curvas de solidificación obtenidas se analizaron mediante técnicas de análisis térmico analizando las variaciones en la velocidad de solidificación producto de la generación de calor resultante de la solidificación de las diversas fases microestructurales que componen el sistema estudiado.

6.2.2.1. Arreglo experimental para la obtención de muestras de análisis térmico

Las muestras de análisis térmico para velocidades de enfriamiento moderadas se obtuvieron con el molde de arena sílica (tipo de cascara hueca o "Shell"), las dimensiones de este molde se presentan en la Figura 6.3a. Para el vaciado de este molde se precalentó una cuchara de hierro gris en el horno basculante por un periodo mínimo de 30 segundos, con la cuchara al rojo, se tomó una muestra de aluminio líquido y se vació en la copa de arena.

Las muestras de análisis térmico para velocidades de enfriamiento más lenta se obtuvieron en el molde de grafito, las dimensiones de este molde se presentan en la Figura 6.3b. Para el vaciado de este molde se precalentó el molde dentro del aluminio líquido en el horno basculante por un periodo de 3 a 5 minutos, con el molde al rojo, se llenó de aluminio líquido y enseguida se colocó dentro de un contenedor sencillo de fibra refractaria y posteriormente se insertó un termopar tipo K de 1.6 mm de diámetro por la parte superior del molde para el registro de la curva de enfriamiento (Figura 6.3b).

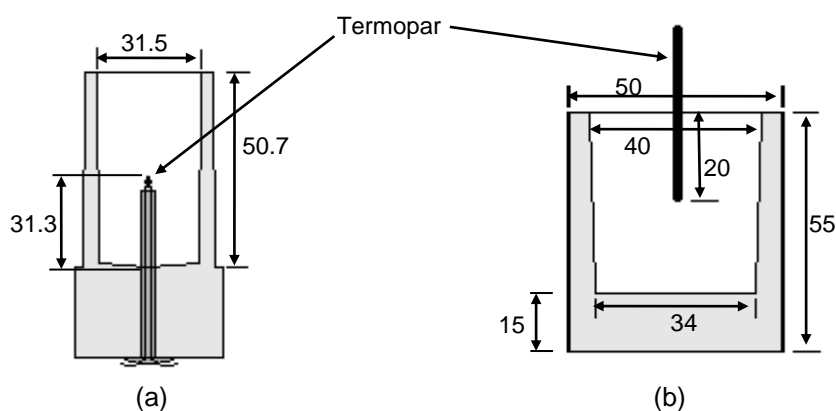


Figura 6.3. Diagrama de los moldes utilizados para la obtención de las muestras de análisis térmico (dimensiones en mm), a) Molde de arena, b) Molde de grafito.

El registro de las curvas de enfriamiento se realizó mediante un programa diseñado para la captura de temperaturas por medio de una computadora personal. El sistema consta de una interfase digital, cuya función es eliminar la punta fría de los termopares que están insertados en los moldes y una interfase analógica-digital marca National Instruments (chasis modelo NI SCXI-1000, tarjeta NI SCXI-1520) y un equipo de cómputo personal, esquematizado en la Figura 6.4.

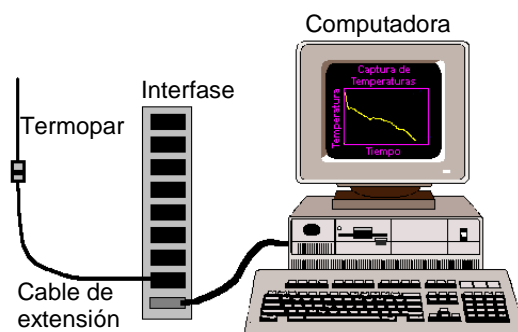


Figura 6.4. Diagrama del equipo usado para capturar las temperaturas.

6.2.2.2. Evaluación de curvas de solidificación

En la Figura 6.5a se presenta como ejemplo una gráfica de solidificación (temperatura vs tiempo) y la gráfica de la velocidad de solidificación instantánea (dT/dt) graficada contra la temperatura y el tiempo transcurrido para la aleación D2. En la Figura 6.5b se muestra una imagen de acercamiento a una de las reacciones de solidificación donde se señalan los principales parámetro de temperatura y tiempo obtenidos mediante el análisis térmico T_N , T_G , T_{Min} , T_F , t_N , t_G , t_{Min} , t_F , $(dT/dt)_{Max}$, la descripción de estos parámetros se presenta en la sección 4.2.1.2.

En la Figura 6.5b se describe la localización de la temperatura T_N y el tiempo t_N que indican el momento en el cual se inicia la liberación de calor provocada por el aumento en la formación de los núcleos propiciados por el subenfriamiento durante la solidificación, este punto es identificado por un cambio de pendiente que puede ser detectado en la curva de solidificación o en sus derivadas dependiendo de la magnitud de calor liberado. La temperatura mínima T_{Min} y tiempo mínimo t_{Min} indican el momento de estabilidad térmica entre la generación de calor producido por la fase en precipitación y el calor extraído por el ambiente, este punto es conocido como el inicio de la recalcencia (periodo en el cual el calor generado por la solidificación local es mayor al extraído), se localiza en el punto en el cual la velocidad de solidificación tiende a cero. La temperatura T_G y el tiempo t_G indican un punto de equilibrio

térmico en entre la fase en solidificación y el ambiente, es el punto final de la recalcificación, este punto también se localiza en el punto en el cual la velocidad de solidificación tiende a cero. La temperatura final T_F y el tiempo final t_F , indican el final de la reacción de precipitación de la fase estudiada, este punto es identificado siguiendo un procedimiento similar a usado en T_N y t_N .

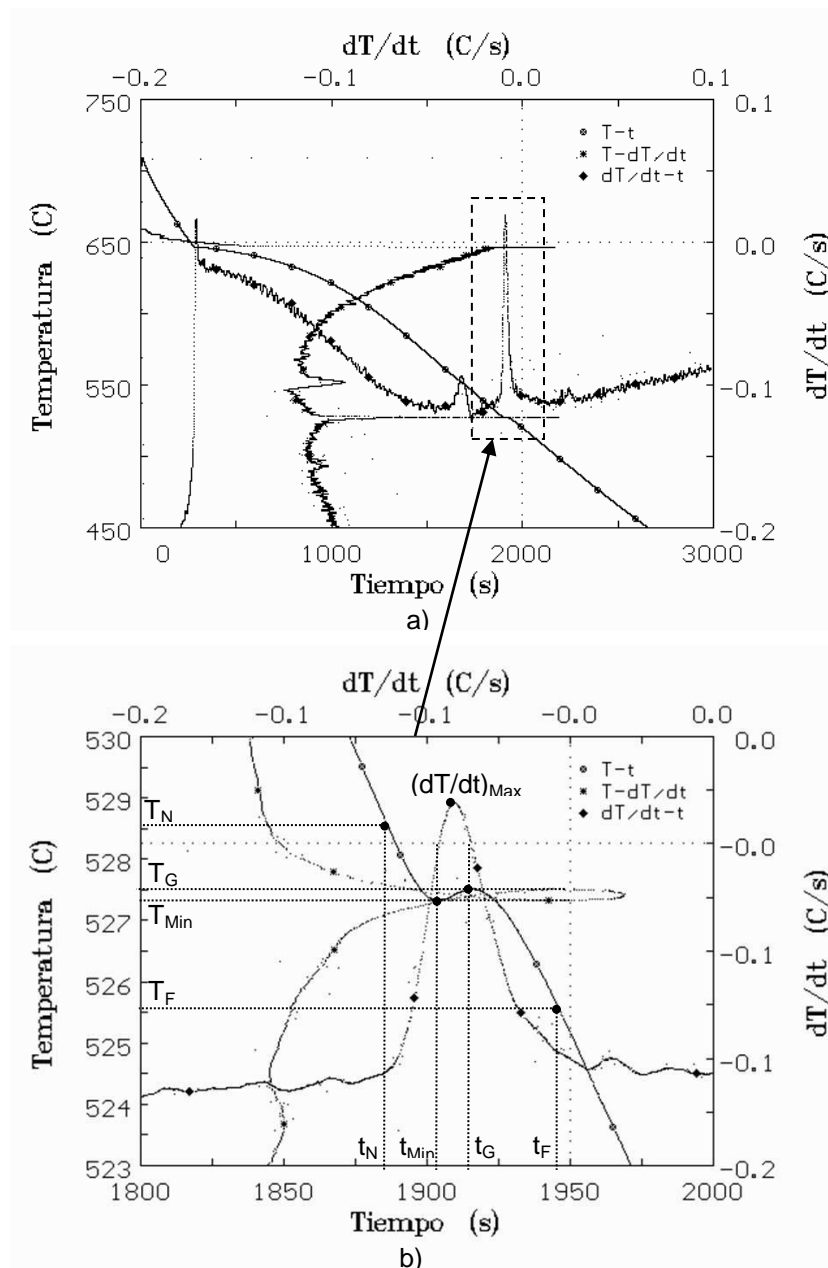


Figura 6.5. Gráficas de análisis térmico realizado para la química D2 muestra 2 solidificada en molde de grafito, a) Gráfica completa, b) Imagen de acercamiento a una de las reacciones de solidificación donde se señalan los principales parámetro de temperatura y tiempo obtenidos mediante el análisis térmico.

Partiendo de los puntos de inflexión detectables en cada una de las reacciones de solidificación se pueden determinar 4 periodos de tiempo dentro de cada reacción presentando cada uno de ellos una velocidad de solidificación específica:

$$\Delta t_1 = t_{\text{Mim}} - t_N, \quad V_1 = \frac{T_{\text{Mn}} - T_N}{\Delta t_1} \quad [6.1], [6.2]$$

$$\Delta t_2 = t_G - t_{\text{Min}}, \quad V_2 = \frac{T_G - T_{\text{Min}}}{\Delta t_2} \quad [6.3], [6.4]$$

$$\Delta t_3 = t_F - t_G, \quad V_3 = \frac{T_F - T_G}{\Delta t_3} \quad [6.5], [6.6]$$

$$\Delta t_4 = t_F - t_N, \quad V_4 = \frac{T_F - T_N}{\Delta t_4} \quad [6.7], [6.8]$$

donde, Δt_1 es el periodo en segundos durante el cual se están formando los núcleos y el calor generado por estos no es suficiente para aumentar la temperatura del medio y V_1 es la velocidad promedio durante este periodo, Δt_2 es el periodo en segundos durante el cual el calor generado por el crecimiento de la fase precipitada es suficiente para aumentar la temperatura del medio y V_2 es la velocidad promedio durante este periodo, Δt_3 es el periodo en segundos durante el cual el calor generado por el crecimiento de la fase precipitada no es suficiente para aumentar la temperatura del medio y V_3 es la velocidad promedio durante este periodo, Δt_4 es el periodo en segundos durante el cual se presenta la totalidad de precipitación de la fase y V_4 es la velocidad promedio durante este periodo.

Para la determinación de las fases presentes en cada una de las reacciones exotérmicas detectadas en el análisis térmico se utilizó la simulación de solidificación de cada una de las aleaciones mediante el programa JMATPRO que permitió identificar las posibles fases y su temperatura de precipitación.

6.2.3. Muestras para la evaluación del agrietamiento en caliente.

Esta prueba permite realizar una evaluación cualitativa de la tendencia al agrietamiento que presentan las 20 aleaciones estudiadas, determinando de esta manera el efecto que pudieran tener los elementos de aleación.

6.2.3.1. Arreglo experimental para muestras de agrietamiento en caliente.

Las muestras para la evaluación de la tendencia al agrietamiento en caliente se vaciaron en un molde metálico (Figura 6.6) y en moldes de arena (Figura 6.7), los que permiten evaluar la influencia del tipo de proceso de vaciado utilizado en la posible formación de grietas, se vaciaron cinco piezas en cada uno de los moldes por aleación.

La prueba consiste en vaciar una pieza de aluminio formada por un cuerpo central del que sobresalen 6 brazos rectos de longitud variable (de 25.4, 76.2, 101.6, 127, 152.4 y 177.8 mm [1, 3, 4, 5, 6 y 7 pulgadas respectivamente] en este caso) estos brazos cuentan con una forma voluminosa en la zona más distante del centro, lo que junto con la zona central funcionan como restricciones físicas a la libre contracción producto de la solidificación y la reducción de temperatura. El vaciado del aluminio en este tipo de moldes permite que la punta de los brazos solidifique con mayor velocidad que la zona central, esta condición favorece la concentración de esfuerzos en el punto localizado en la unión del brazo con el cuerpo central. Esta acumulación de esfuerzos se magnifica con el aumento en la longitud de los brazos (Figura 6.8).

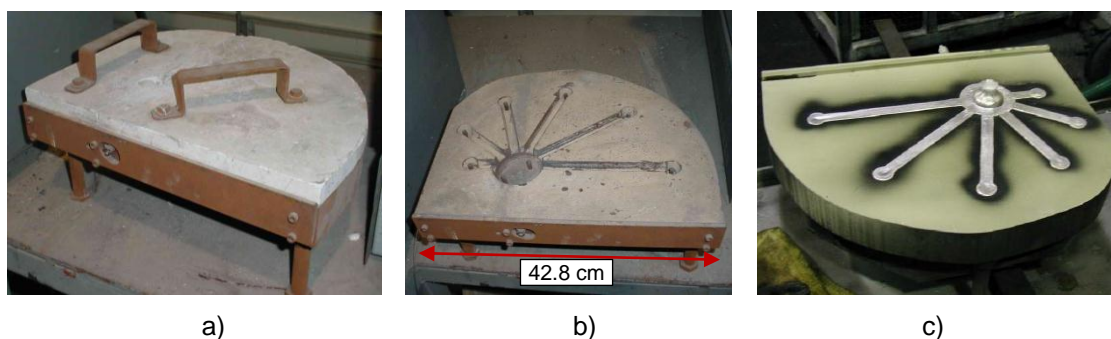


Figura 6.6. Molde metálico para evaluación del agrietamiento en caliente, a) Molde y tapa, b) Geometría para el vaciado la pieza, c) Molde sin tapa después del vaciado del aluminio líquido.

Para la obtención de las muestras se designaron los parámetros generales de vaciado como son la temperatura de vaciado que para este trabajo fue de 730°C para ambos tipos de moldes. Los moldes de arena fueron vaciados a temperatura ambiente y la pieza se dejó solidificar y enfriar dentro del molde, siendo éste el mismo procedimiento observado en los procesos comerciales de vaciado en moldes de arena. Los moldes metálicos se calientan dentro de un intervalo de temperaturas que para este trabajo, se mantuvieron entre 300°C y 350°C, el precalentamiento del molde se logra mediante el uso de un mechero de gas natural o con el vaciado de piezas preliminares, el monitoreo de la temperatura se realizó mediante un termopar tipo K insertado en el molde, adicionalmente para el molde metálico se obtuvo un

tiempo estimado de solidificación (3 minutos) a partir del cual se retiraba la tapa cerámica del molde y se procedía a la extracción de la pieza mediante un sistema de eyección mecánico localizado en la parte inferior del molde, el resto del enfriamiento de la pieza se realiza al medio ambiente.

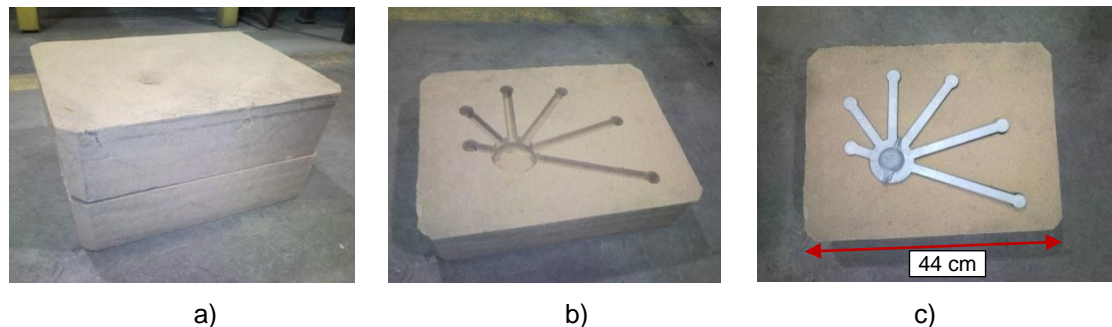


Figura 6.7. Molde de arena para evaluación del agrietamiento en caliente, a) Molde armado, b) Geometría para el vaciado la pieza, c) Pieza vaciada.

6.2.3.2. Evaluación de muestras para agrietamiento en caliente.

La evaluación de las piezas vaciadas en los moldes para agrietamiento en caliente se realiza de forma cualitativa inspeccionando cada brazo de manera independiente y asignando un valor de acuerdo a la siguiente ponderación:

1 punto : fractura total del brazo

0.75 puntos : fractura severa, pero el brazo continua fuertemente unido al cuerpo central.

0.50 puntos : fractura moderada.

0.25 puntos : fractura apreciable mediante el uso de un microscopio simple o lupa.

0 puntos : ausencia de fractura.

La sumatoria del valor individual de cada uno de los brazos corresponde al valor final de la pieza siendo este de 0 puntos para una pieza sin grieta y alcanzando un valor máximo de 6 puntos para una pieza con los 6 brazos totalmente fracturados. El valor final del agrietamiento en caliente se obtuvo para cada química analizada mediante el promedio numérico de los valores obtenidos individualmente por cada una de las 5 piezas vaciadas.

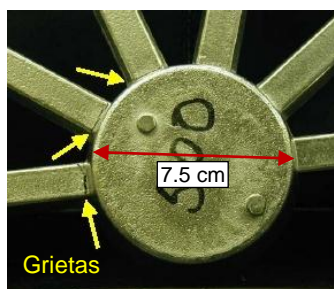


Figura 6.8. Agrietamiento en la unión del brazo con el cuerpo central del molde.

6.2.4. Muestras para la evaluación de propiedades mecánicas.

Las muestras para propiedades mecánicas se obtuvieron de piezas vaciadas en moldes de arena en los cuales se utilizaron las 20 aleaciones estudiadas. Dos moldes fueron vaciados por cada composición química estudiada (Tabla 6.1).

6.2.4.1. Arreglo experimental para el vaciado de moldes tipo cuña.

Los molde de arena utilizados para el vaciado de las piezas tipo cuña destinada a la obtención de propiedades mecánicas, presenta línea de partición horizontal (Figura 6.9a). La pieza tipo cuña presenta un llenado por la parte inferior, esto se logra mediante un sistema de alimentación que permite el llenado por gravedad mediante vasos comunicantes, este sistema de alimentación cuenta con un filtro cerámico de 20 poros por pulgada cuadrada de área transversal localizado justo antes de la entrada del metal a la cavidad de la pieza (Figuras 6.9b y 6.9c), lo que permite la retención de inclusiones grandes contenidas en el metal, como pueden ser óxidos de aluminio generados en la superficie de metal y arrastrados por la turbulencia hacia el interior del menisco de metal líquido.

El molde cuenta a su vez con una templadera de hierro gris localizada en la parte inferior de la geometría de la pieza tipo cuña (Figuras 6.9b y 6.9c), esta templadera genera un gradiente de solidificación entre la parte inferior del molde y la parte superior (mazarota) permitiendo obtener probetas con un amplio rango de velocidades de solidificación como las observadas en procesos comerciales de vaciado de piezas de aluminio.

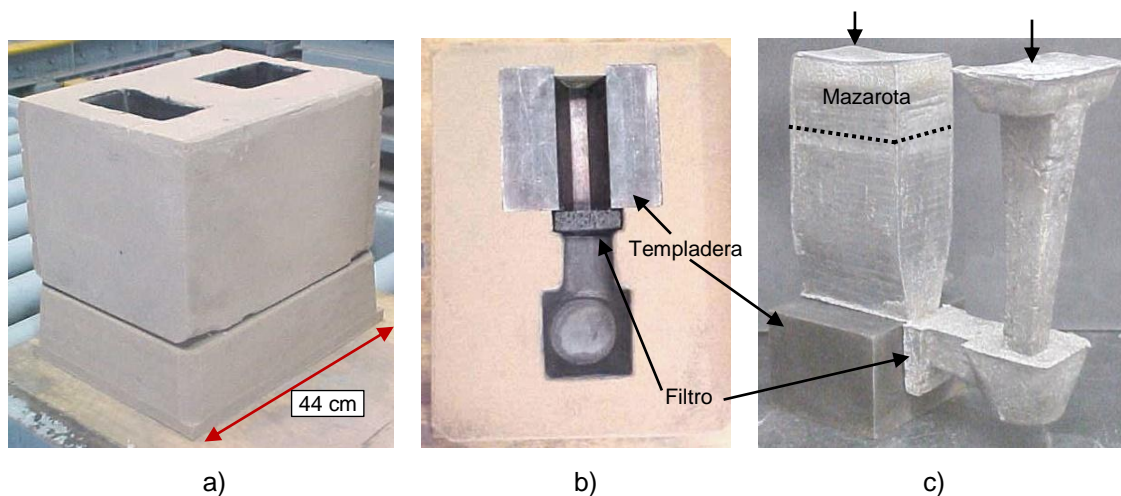


Figura 6.9. Molde de arena para el vaciado de piezas tipo cuña, a) Molde armado, b) Parte inferior del molde con templadera de hierro y filtro cerámico, c) Pieza vaciada.

6.3.4.2. Registro de condiciones de solidificación de moldes tipo cuña.

Algunos moldes se instrumentaron con 6 termopares tipo K localizados a 1, 6, 11, 16, 21 y 24 cm de distancia de la templadera de hierro, esto permitió obtener las velocidades de solidificación aproximadas a lo largo de la pieza (Figura 6.10).

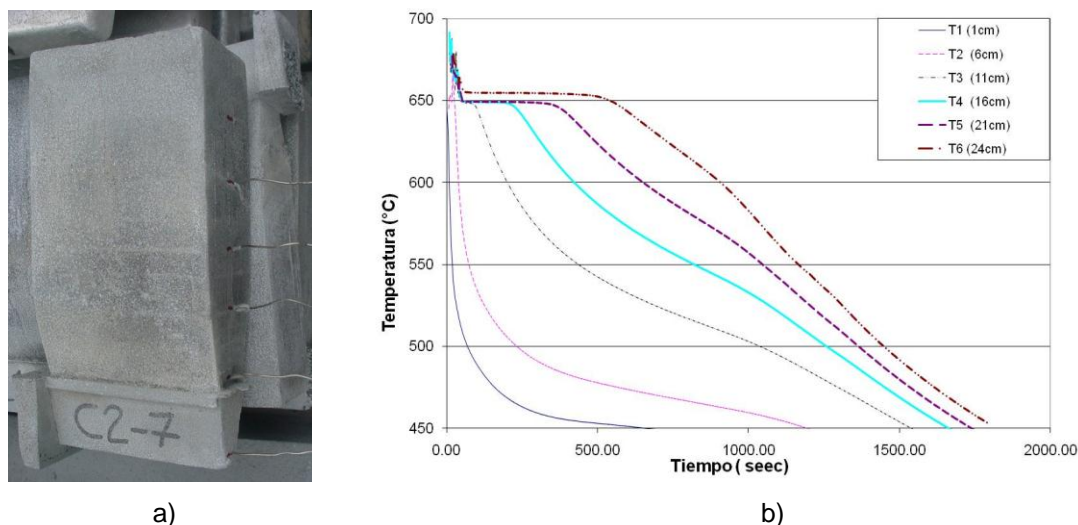


Figura 6.10. Pieza instrumentada con termopares para la obtención de las velocidades de solidificación dentro del molde tipo cuña, a) Pieza tipo cuña con termopares, b) Grafica de solidificación obtenida.

6.3.4.3. Obtención de especímenes para análisis de propiedades mecánicas

De cada pieza tipo cuña se obtuvieron 29 secciones divididas en 10 niveles (Figura 6.11a) para la evaluación de propiedades mecánicas, de cada sección se maquinaron probetas de tensión de 12.7 milímetros de diámetro en la sección reducida y 50.8 milímetros de longitud en la zona calibrada para el extensómetro siguiendo las Normas ASTM E8M-99^[51] y ASTM B557 M-07^[52].

6.3. Tratamientos térmicos.

De las dos piezas tipo cuña disponibles por cada una de las veinte aleaciones estudiadas, se utilizó una pieza (29 probetas) para el tratamiento térmico T6 y otra para el tratamiento térmico T4. Los tratamientos térmicos se realizaron en probetas de tensión maquinadas (Figura 6.11b).

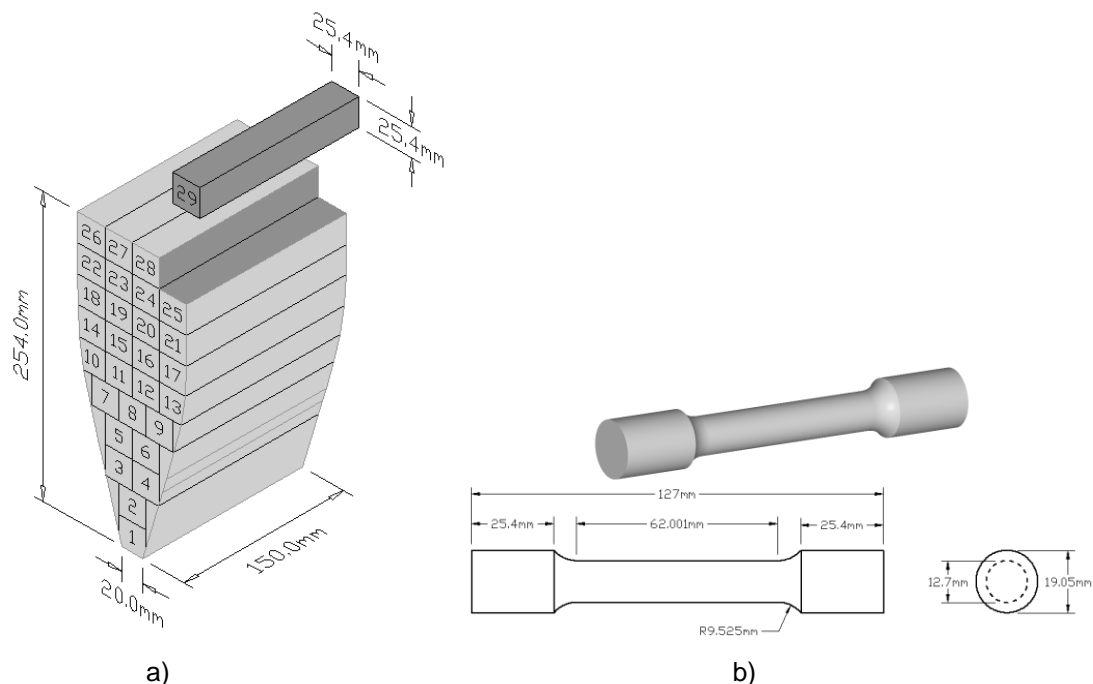


Figura 6.11. Molde de arena para evaluación del agrietamiento en caliente, a) Corte e identificación de las probetas en el molde tipo cuña, b) Dimensiones de las probetas maquinadas para el ensayo de tensión^[49].

6.3.1. Tratamiento térmico T7.

El tratamiento térmico T7 o sobrevejecido comprende tres etapas, la primera es el solubilizado que se realizó en un horno eléctrico con convección forzada marca MTS modelo 651.10E-04, siguiendo un patrón escalonado de 2 horas a 475°C seguido de 2 hrs a 505°C y 12 hrs a 525°C. La segunda etapa es el enfriamiento brusco o temple en un baño de agua con una temperatura mínima de 80°C, esta etapa se realizó justo a la salida de las piezas del solubilizado, teniendo como restricción que el tiempo máximo de traslado entre el horno y el baño de agua fuera de 10 segundos. La tercera etapa es el envejecido que se realizó en dos partes comenzando con un día de estancia a temperatura ambiente seguido del envejecido artificial por 4 hrs a 200°C (se utilizó la misma mufla usada durante el solubilizado).

6.3.2. Tratamiento térmico T4.

El tratamiento térmico T4 o envejecido natural comprende tres etapas, la primeras dos etapas el solubilizado y el enfriamiento brusco o temple se realizaron siguiendo el mismo procedimiento que en el T7. En el envejecido o tercera etapa las probetas permanecieron siete días a temperatura ambiente (en todos los tratamientos térmicos se utilizó la misma mufla).

6.4. Ensayos mecánicos.

Se realizaron ensayos mecánicos de tensión y de dureza en las probetas obtenidas del molde tipo cuña, para ambas condiciones de tratamiento térmico (T4 y T7) de las veinte aleaciones estudiadas.

6.4.1. Ensayos mecánicos de tensión.

Los ensayos mecánicos se realizaron en las 29 probetas obtenidas de cada molde tipo cuña previamente maquinadas (Figura 6.11b).

Los ensayos de tensión se realizaron en una máquina marca Zwick / Roell modelo Z100, equipada con una celda de carga de 100 kN, mordazas tipo cuña y un extensómetro marca Zwick / Roell modelo BTC-EXMACRO.001. Para el ensayo se utilizó la probeta indicada en la Figura 6.11b con una longitud calibrada (apertura del extensómetro) de 50.80 mm y una velocidad de desplazamiento de los cabezales de 5 mm/min. El equipo entrega como resultado los valores de esfuerzo de cedencia, esfuerzo máximo y elongación.

6.5.1. Ensayos mecánicos de dureza.

Los ensayos mecánicos de dureza se realizaron en las zonas de sujeción de las probetas de tensión, para este análisis se seleccionaron las probetas 1, 2, 3, 6, 11, 20 y 27 de los molde tipo cuña (Figura 6.12). Los sobrantes de las probetas de tensión fueron seccionadas en una cortadora metalografica Marca Buelher modelo Abrasimatic 2 con la cual se aseguró el paralelismo de la cara analizada con la cara de apoyo, seguido de un desbaste en grueso con lijas de SiC desde la grado 80 hasta la 320.

Los ensayos de dureza Brinell fueron realizados de acuerdo a lo especificado en la norma ASTM E10-01^[53] empleando un durómetro de banco marca Wilson modelo AP, se utilizó una carga de 500 kg aplicada durante 10 segundos con un indentador esférico de 10 mm de diámetro. El diámetro de las indentaciones realizadas de se midió utilizando un estereoscopio marca Olympus modelo SZH10 y un programa analizador de imágenes (Clemex Vision, versión 2.2). Se hicieron dos mediciones a 90° entre si en cada una de las huellas y se utilizó el promedio de ambas para calcular el valor de dureza Brinell mediante la ecuación especificada en la norma ^[53].

6.5. Preparación metalográfica y análisis microestructural.

El análisis metalográfico se realizó en las zonas de sujeción de las probetas de tensión, para este análisis se seleccionaron las probetas 1, 6 y 20 de los molde tipo cuña (Figura 6.12). Estas secciones se utilizaron para determinar la microestructura general a tres velocidades de solidificación.

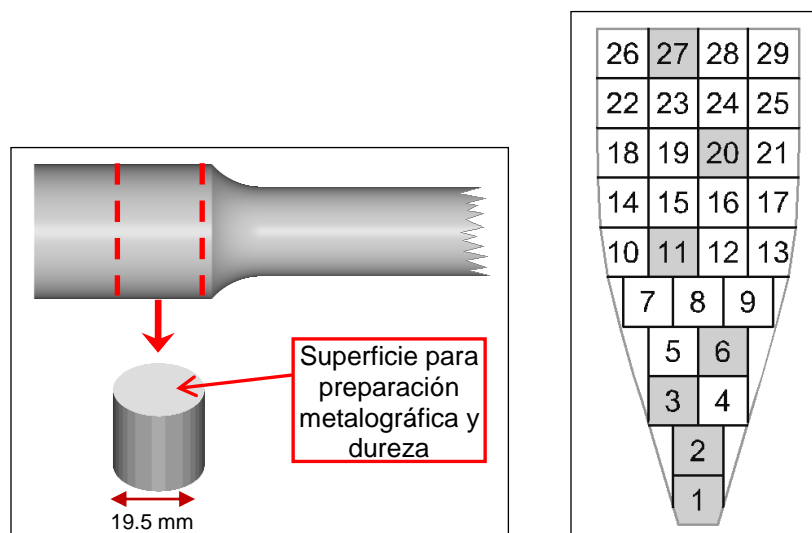


Figura 6.12. Secciones seleccionadas para análisis microestructural y dureza^[49].

6.5.1. Preparación metalografica.

Los sobrantes de las probetas de tensión (muestras en condición de tratamiento térmico T7) fueron seccionadas en una cortadora metalografica Marca Buelher modelo Abrasimatic 2 y montadas en lucita en una montadora marca Buelher modelo SimpliMet 1000, seguido de un desbaste en grueso y fino con lijas de SiC desde la grado 80 hasta la 2400, para proseguir con un pulido fino con diamante de 3 y 1 μm seguido de un pulido con una suspensión de sílica coloidal de 0.05 μm .

6.5.2. Análisis microestructural.

Las muestras fueron analizadas en la condición de pulido utilizando un microscopio óptico marca Olympus modelo PMG3, el análisis se realizó desde 50 hasta 500 magnificaciones mediante un analizador de imágenes marca Clemex Vision, versión 2.2. El análisis químico semicuantitativo de las fases presentes se realizó en un microscopio electrónico de barrido (MEB) JEOL JSM-6360LV.

6.5.2.1. Espacio interdendrítico secundario.

El espacio interdendrítico secundario (SDAS por sus siglas en inglés) fue tomado sólo en las muestras en las cuales el tamaño de grano fuera lo suficientemente grande para formar brazos dendríticos secundarios. Para la obtención de este valor se estandarizó tomar el promedio de la distancia entre 20 brazos paralelos, la ubicación de estos brazos se encuentra dentro del área de análisis (1 cm^2 aproximadamente).

6.5.2.2. Tamaño de grano.

Para este análisis las muestras fueron atacadas químicamente para revelar la frontera de grano por inmersión durante un minuto en una solución compuesta de 2ml HF, 3ml HCl y 5 ml de HNO_3 en 190 ml de H_2O ^[54].

Para determinar el tamaño de grano se utilizó un microscopio óptico para tomar imágenes digitales a 50 y 100 magnificaciones y mediante el analizador de imágenes se realizaron las mediciones del tamaño de grano utilizando el método de intercepción lineal de acuerdo a la norma ASTM E 112-88^[55].

6.5.2.3. Porosidad.

La porosidad de las muestras se realizó en un analizador de imágenes conectado al microscopio óptico, siguiendo una rutina de medición automática que discrimina el tono oscuro de la porosidad provocado por la falta de reflejo de la luz del microscopio óptico. Esta rutina de medición determina el porcentaje de porosidad y el tamaño y forma individual de los poros. La medición se realizó en 16 campos de visión a 50 magnificaciones siendo el área de análisis equivalente a $6.67 \times 10^7 \mu\text{m}^2$.

6.5.2.4. Análisis de fases.

El análisis de fases se realizó en muestras pulidas mediante un microscopio electrónico de barrido (MEB) marca JEOL JSM-6360LV. En cada muestra analizada (muestras 1, 6 y 20 de cada una de las 20 composiciones en la condición de tratamiento T7) se seleccionaron tres áreas de interés en las cuales se determinó de manera semicuantitativa la composición química de las fases presentes mediante un analizador EDS (espectrómetro de dispersión de energía) de rayos X marca Oxford. Las imágenes se tomaron con el detector de electrones secundarios a 25 KeV.

CAPÍTULO 7

RESULTADOS

7.1. Introducción

En el presente Capítulo se presentan los resultados del análisis térmico, agrietamiento en caliente, propiedades mecánicas y análisis microestructural obtenidos en las 20 composiciones químicas estudiadas.

7.2. Composición química.

En la Tabla 7.1 se presenta la composición química final obtenida para cada una de las 20 pruebas realizadas, se observan las cuatro condiciones principales de acuerdo al contenido de Cu (condición A de 3.57% a 3.8%, condición B de 3.9% a 4.03%, condición C de 4.35% a 4.52%, condición D de 4.77% a 5.06%), además se indican en negritas y con asterisco las variaciones principales de elementos como el Mg, Fe, Mn, Si y Zn dentro de cada condición de contenido de Cu. En la Tabla 7.1 se indica el contenido de B el cual puede ser utilizado como un indicador preciso de la adición y efecto refinador activo de la aleación maestra Ti5-B de la cual se adicionó suficiente para aumentar el Ti en 0.01% y el B a 0.002%.

Prueba	Condiciones	Cu(%)	Mg(%)	Mn(%)	Fe(%)	Si(%)	Zn(%)	B(%)
1	A-1	3.63	0.083	0	0.069	0.06	0.046	0.0022
2	A-2	3.57	0.225 *	0	0.069	0.07	0.005	0.0019
3	A-3	3.8	0.471 *	0	0.078	0.07	0.005	0.0026
4	A-4	3.75	0.42	0	0.07	0.08	0.21 *	0.0018
5	B-1	3.9	0.064	0	0.067	0.065	0.043	0.0020
6	B-2	4.03	0.195 *	0	0.068	0.06	0.026	0.0023
7	B-3	3.93	0.176	0	0.222 *	0.06	0.018	0.0023
8	B-4	3.915	0.166	0	0.215	0.215 *	0.016	0.0019
9	B-5	4.02	0.161	0.344 *	0.215	0.18	0.015	0.0022
10	C-1	4.51	0.184	0.08	0.106	0.08	0.005	0.0018
11	C-2	4.52	0.235	0.217 *	0.098	0.09	0.005	0.0016
12	C-3	4.35	0.24	0.234	0.221 *	0.05	0.006	0.0032
13	C-4	4.48	0.24	0.239	0.235	0.145 *	0.01	0.0025
14	C-5	4.47	0.238	0.234	0.236	0.16	0.202 *	0.0024
15	D-1	4.9	0.302	0.239	0.069	0.05	0.005	0.0023
16	D-2	4.9	0.47 *	0.238	0.068	0.05	0.005	0.0025
17	D-3	4.9	0.472	0.432 *	0.068	0.08	0.005	0.0022
18	D-4	5.06	0.493	0.452	0.07	0.1	0.22 *	0.0040
19	D-5	4.77	0.487	0.448	0.256 *	0.1	0.197	0.0032
20	D-6	4.81	0.479	0.447	0.26	0.23 *	0.197	0.0042

Tabla 7.1. Composición química obtenida en las 20 pruebas vaciadas.

7.3. Análisis térmico.

Los resultados del tiempo de solidificación de los dos tipos de moldes para análisis térmico indican que se obtuvieron dos grupos de muestras con condiciones de solidificación disimiles. Las muestra solidificadas en molde de arena a temperatura ambiente presentan un intervalo de solidificación de alrededor de 6 minutos, mientras que las vaciadas en el molde de grafito precalentado y aislado del ambiente presentan un intervalo de solidificación de alrededor de 40 minutos. En la Figura 7.1 se muestran las graficas de solidificación de la aleación D2 tanto en el molde de arena como en el de grafito precalentado.

La gráfica de solidificación de la aleación D2 y sus derivadas así como el criterio utilizado para determinar los principales parámetros de inflexión (temperatura-tiempo) de cada reacción de precipitación detectada se presentan en la Figura 6.5 de la sección Procedimiento Experimental.

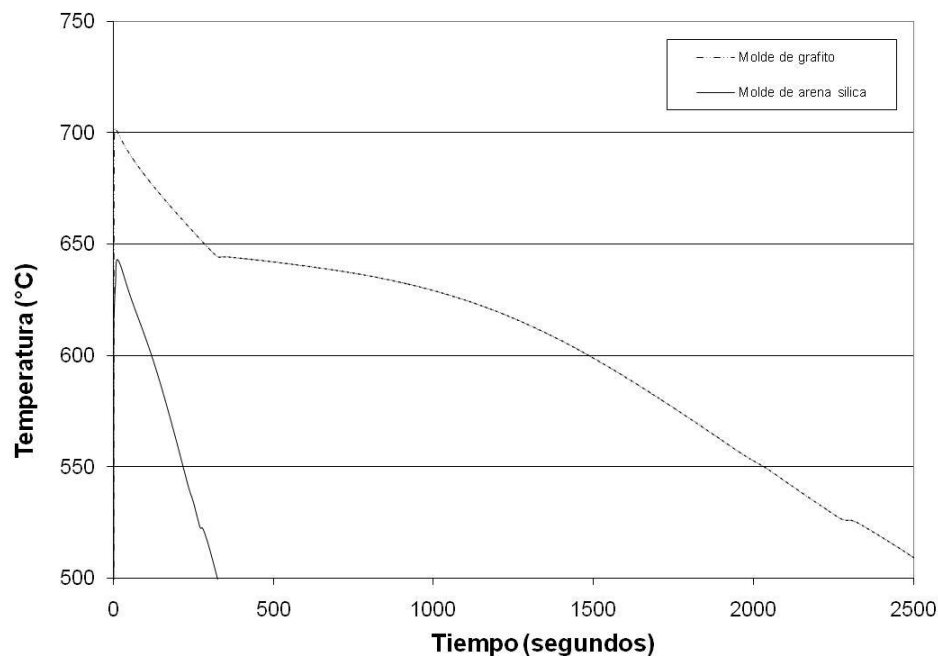


Figura 7.1. Gráficas de solidificación obtenidas en para la química D2 de muestra para análisis térmico, molde de arena línea continua y molde de grafito línea discontinua.

En la Figura 7.2 se pueden observar las graficas de solidificación y sus derivadas para la aleación D2 una solidificada en molde de arena (Figura 7.2a) y la otra en el molde de grafito precalentado (Figura 7.2b). La totalidad de las gráficas de análisis térmico de las veinte aleaciones estudiadas tanto en el molde de arena como en el de grafito (dos repeticiones en cada condición) son presentadas en el Apéndice A.

Asimismo, en la Tabla 7.2 se pueden observar los puntos característicos de las gráficas de solidificación de la aleación D2 detectados mediante la técnica de análisis térmico de la derivada de la curva de solidificación. La totalidad de los parámetros de temperaturas, periodos y velocidades de solidificación característicos que describen el inicio de la reacción de precipitación, el crecimiento, la recalcancia y el periodo final de cada una de las reacciones de solidificación de las fases presentes en las aleaciones estudiadas se presentan en el Apéndice B.

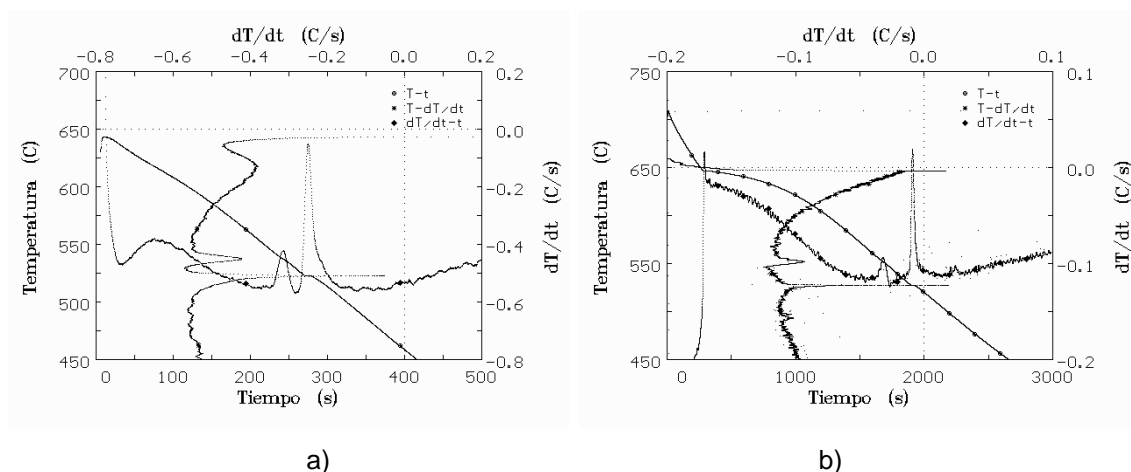


Figura 7.2. Análisis térmico de la química D2, a) Molde de arena, b) Molde de grafito precalentado.

Molde	Muestra	Reacción	Temperatura (Aprox.)	T_N °C	T_{Min} °C	T_G °C	T_F °C	Δt_1 seg	Δt_2 seg	Δt_3 seg	Δt_4 seg	V_1 °C/seg	V_2 °C/seg	V_3 °C/seg	V_4 °C/seg	$(dT/dt)_{Max}$ °C/seg
Arena	1	1	650													
Arena	2	1	650													
Arena	1	2	600													
Arena	2	2	600													
Arena	1	3	550	545.5			530.1				31.4				-0.49	-0.42
Arena	2	3	550	547.7			530.3				36.8				-0.47	-0.40
Arena	1	4	525	528.0			505.3				54.5				-0.42	-0.06
Arena	2	4	525	528.0			506.8				54.5				-0.39	0.00
Arena	1	5	505													
Arena	2	5	505													
Grafito	1	1	650	647.5	644.0	644.1	644.1	29.5	10.2	3.4	43.2	-0.12	0.01	0.00	-0.08	0.02
Grafito	2	1	650	651.4	646.6	646.8	646.7	34.1	10.2	4.5	48.9	-0.14	0.02	-0.02	-0.10	0.03
Grafito	1	2	600													
Grafito	2	2	600													
Grafito	1	3	550	558.1			548.2				111.6				-0.09	-0.07
Grafito	2	3	550	558.2			547.7				100.0				-0.11	-0.09
Grafito	1	4	525	529.4	525.9	527.9	524.1	46.1	9.5	36.6	92.3	-0.08	0.21	-0.10	-0.06	0.02
Grafito	2	4	525	528.5	527.3	527.5	525.6	17.5	12.7	28.6	58.9	-0.07	0.02	-0.07	-0.05	0.03
Grafito	1	5	505													
Grafito	2	5	505	499.1			490.0				81.8				-0.11	-0.10

Tabla 7.2. Parámetros de análisis térmico de química D2 vaciada en molde de arena y molde de grafito.

7.4. Agrietamiento en caliente.

Los resultados de la evaluación semicuantitativa de la tendencia al agrietamiento en caliente en molde metálico se presentan en la Tabla 7.3, encontrándose un intervalo de valores que oscila entre 2.25 y 3.45 puntos. Por su parte los resultados obtenidos en los moldes de arena se presentan en la Tabla 7.4, encontrando que ninguno de los moldes presentó grietas detectables mediante inspección visual o microscopía estereoscópica. El método de evaluación se describe en la sección 6.2.3.2 del Procedimiento Experimental.

Prueba	Condiciones	Muestras					Promedio
		1	2	3	4	5	
1	A-1	2.5	2.75	2.75	3	2	2.6
2	A-2	2.5	2.75	3.	2.25	2.25	2.25
3	A-3	2.25	2.25	2.75	3	3.25	2.7
4	A-4	3.	3	2.75	2.75	2.75	2.85
5	B-1	2.75	2.75	2.75	3	2.75	2.8
6	B-2	2.75	2.75	2.75	2.5	2.75	2.7
7	B-3	3.25	3.25	3.5	3.25	2.75	3.2
8	B-4	2.75	2.75	2.75	2.75	2.75	2.75
9	B-5	3.5	3.5	3.25	3	3	3.25
10	C-1	3.25	3.5	3	2.75	2.5	3
11	C-2	2	2.5	2.5	2.25	2	2.25
12	C-3	3.25	3.	3.5	2.75	2.75	3.05
13	C-4	3.25	3.	2.75	2.5	2.5	2.8
14	C-5	2.75	2.25	2	2	2.25	2.25
15	D-1	3.25	3.25	2.75	2.75	3	3
16	D-2	3	3.	3.	2.75	2.25	2.8
17	D-3	3.25	3.	3.25	3	3.25	3.15
18	D-4	2.75	3.	3.25	2.75	2.5	2.85
19	D-5	3.5	3.5	3.75	3.25	3.25	3.45
20	D-6	3	2.75	2.75	2.75	2.5	2.75

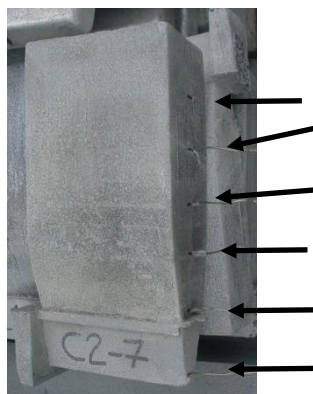
Tabla 7.3. Resultados semicuantitativos de tendencia al agrietamiento en caliente en muestras vaciadas en molde metálico.

Prueba	Condiciones	Muestras					Promedio
		1	2	3	4	5	
1	A-1	0	0	0	0	0	0
2	A-2	0	0	0	0	0	0
3	A-3	0	0	0	0	0	0
4	A-4	0	0	0	0	0	0
5	B-1	0	0	0	0	0	0
6	B-2	0	0	0	0	0	0
7	B-3	0	0	0	0	0	0
8	B-4	0	0	0	0	0	0
9	B-5	0	0	0	0	0	0
10	C-1	0	0	0	0	0	0
11	C-2	0	0	0	0	0	0
12	C-3	0	0	0	0	0	0
13	C-4	0	0	0	0	0	0
14	C-5	0	0	0	0	0	0
15	D-1	0	0	0	0	0	0
16	D-2	0	0	0	0	0	0
17	D-3	0	0	0	0	0	0
18	D-4	0	0	0	0	0	0
19	D-5	0	0	0	0	0	0
20	D-6	0	0	0	0	0	0

Tabla 7.4. Resultados semicuantitativos de tendencia al agrietamiento en caliente en muestras vaciadas en moldes de arena.

7.5. Velocidad de solidificación en moldes tipo cuña.

Los valores obtenidos de velocidad de solidificación en el molde de arena tipo cuña con templadera metálica se presentan en la Tabla 7.5 para 6 termopares tipo K localizados a 1, 6, 11, 16, 21 y 24 centímetros de la templadera metálica de acero H13.



Termopar	Probeta de tensión	Distancia a la templadera (cm)	Tiempo de solidificación (segundos)
T6	26 a 29	24.0	1250
T5	22 a 25	21.0	1150
T4	18 a 21	18.5	1080
	14 a 17	16.0	1000
T3	10 a 13	13.5	800
	7, 8, 9	11.0	500
T2	5,6	8.5	230
	3, 4	6.0	105
T1	2	3.5	50
	1	1.0	25

Tabla 7.5. Velocidad de solidificación encontrada dentro del molde tipo cuña.

7.6. Propiedades mecánicas.

Las propiedades mecánicas de las 29 probetas obtenidas de cada molde tipo cuña (Figura 6.11), tanto en la condición de tratamiento térmico T4 y T7 de las veinte aleaciones estudiadas se presentan desplegadas en forma de Tablas en el Apéndice C. En la Tabla 7.6 se presentan los resultados obtenidos por la química D2. En la Figura 7.3 se muestran graficados por nivel de solidificación en el molde cuña (nivel 1 junto a la templadera hasta el nivel 10 junto a la mazarota) los resultados de propiedades mecánicas de la aleación D2. Graficas similares de cada una de las aleaciones se presentan en el Apéndice D.

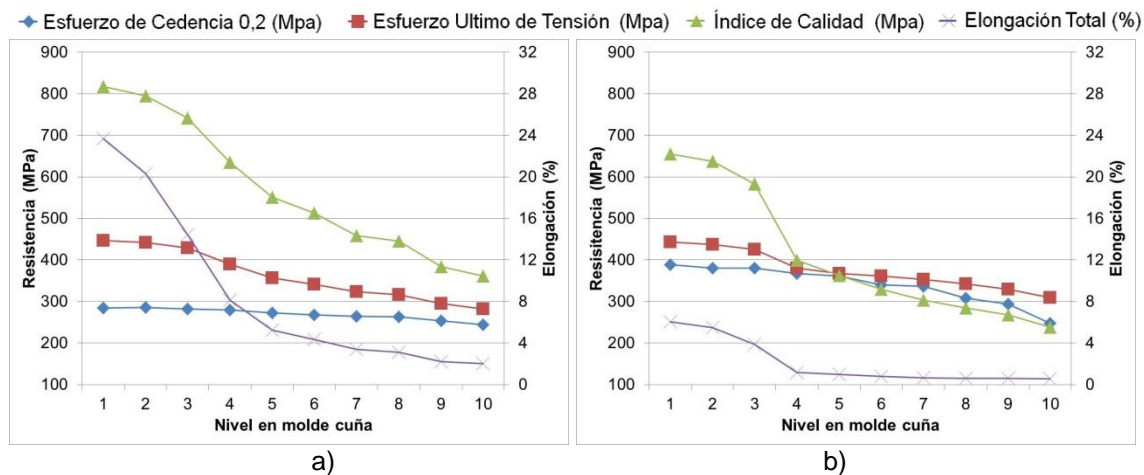


Figura 7.3. Propiedades mecánicas de la química D2, a) Condición T4, b) Condición T7.

Probetas	Nivel en molde cuña	Esfuerzo de Cedencia MPa	Esfuerzo Ultimo de Tensión MPa	Elongación Plástica %	Elongación Total %	Índice de Calidad MPa
1	1	284	447	23.08	23.67	818
2	2	286	442	19.72	20.31	795
3	3	282	431	14.28	14.85	747
4	3	282	427	13.45	14.02	736
5	4	283	387	6.72	7.24	619
6	4	277	393	8.57	9.07	652
7	5	276	357	4.54	5.02	546
8	5	269	362	5.60	6.06	574
9	5	273	352	4.19	4.65	532
10	6	266	336	3.83	4.28	506
11	6	269	355	5.11	5.57	557
12	6	265	338	3.35	3.77	493
13	6	271	337	3.40	3.85	495
14	7	265	346	4.97	5.43	544
15	7	266	321	2.52	2.95	447
16	7	263	306	1.53	1.94	383
17	7	263	321	2.89	3.29	461
18	8	259	323	3.89	4.32	495
19	8	264	312	2.02	2.43	416
20	8	265	321	2.74	3.18	457
21	8	262	311	2.05	2.45	416
22	9	255	296	1.77	2.17	387
23	9	256	310	2.80	3.22	448
24	9	255	298	1.84	2.25	393
25	9	250	278	0.89	1.27	306
26	10	245	271	0.84	1.23	296
27	10	239	279	1.76	2.14	369
28	10	246	294	2.33	2.71	410
29	10	245	285	1.68	2.07	371

a)

Probetas	Nivel en molde cuña	Esfuerzo de Cedencia MPa	Esfuerzo Ultimo de Tensión MPa	Elongación Plástica %	Elongación Total %	Índice de Calidad MPa
1	1	389	444	5.50	6.06	655
2	2	381	437	5.03	5.49	637
3	3	378	421	2.97	3.42	565
4	3	382	429	3.77	4.31	600
5	4	372	388	0.94	1.40	428
6	4	362	372	0.56	0.98	370
7	5	354	355	0.27	0.80	330
8	5	358	366	0.54	1.02	368
9	5	372	382	0.61	1.06	389
10	6	271	340	0.13	0.52	262
11	6	363	372	0.58	1.02	375
12	6	363	367	0.35	0.82	344
13	6	364	367	0.29	0.76	335
14	7	278	340	0.13	0.52	264
15	7	358	359	0.25	0.70	317
16	7	350	355	0.32	0.70	313
17	7	359	360	0.26	0.70	319
18	8	351	352	0.23	0.66	303
19	8	292	334	0.16	0.56	267
20	8	239	335	0.07	0.54	262
21	8	350	351	0.24	0.67	305
22	9	295	330	0.17	0.54	257
23	9	277	328	0.13	0.56	261
24	9	318	340	0.16	0.65	290
25	9	288	320	0.15	0.61	262
26	10	254	310	0.13	0.53	236
27	10	216	289	0.12	0.43	190
28	10	230	315	0.06	0.58	251
29	10	292	323	0.16	0.66	274

b)

Tabla 7.6. Propiedades mecánicas de la química D2, a) Propiedades en condición T4, b) Propiedades en condición T7

La dureza de las probetas 1, 2, 3, 6, 11, 20 y 27 obtenidas de cada molde tipo cuña (Figura 6.12), tanto en la condición de tratamiento térmico T4 y T7 de las veinte aleaciones estudiadas se presentan desplegadas en forma de Tablas y Gráficas en el Apéndice E. En la Tabla 7.7 se presentan los resultados obtenidos por las químicas D1, D2, D3, D4, D5 y D6, en la Figura 7.4 se muestran graficados los mismos datos. Gráficas similares de cada uno de los cuatro niveles de Cu (aleaciones A1 a la A4, aleaciones B1 a la B5, aleaciones C1 a la C5 y aleaciones D1 a la D6) se presentan en el Apéndice E.

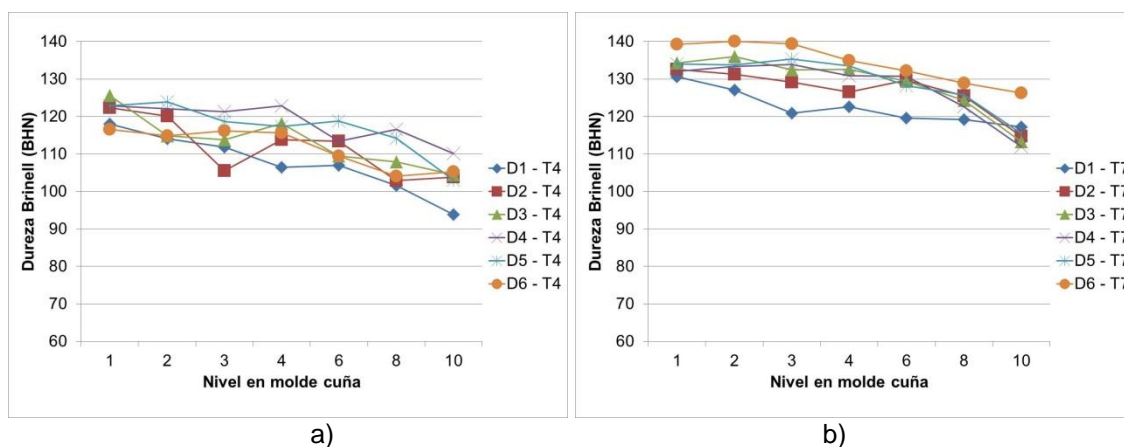
Probetas	Nivel en molde cuña	Dureza en condición T4 (BHN)					
		D1	D2	D3	D4	D5	D6
1	1	118	122	126	123	123	117
2	2	114	120	115	122	124	115
3	3	112	106	114	121	119	116
6	4	106	114	118	123	117	116
11	6	107	113	109	113	119	109
20	8	102	103	108	117	114	104
27	10	94	104	105	110	103	105

a)

Probetas	Nivel en molde cuña	Dureza en condición T7 (BHN)					
		D1	D2	D3	D4	D5	D6
1	1	131	133	134	132	134	139
2	2	127	131	136	133	134	140
3	3	121	129	132	134	135	139
6	4	123	127	133	131	133	135
11	6	120	130	129	131	128	132
20	8	119	126	124	123	126	129
27	10	117	115	113	112	115	126

b)

Tabla 7.7. Dureza de químicas D1, D2, D3, D4, D5 y D6, a) Condición T4, b) Condición T7.



a) b)
Figura 7.4. Dureza de químicas D1, D2, D3, D4, D5 y D6, a) Condición T4, b) Condición T7.

7.7. Análisis microestructural.

Los resultados de porosidad de las probetas 1, 6 y 20 medida a 50 magnificaciones se presentan en las Tablas 7.8 y 7.9.

Prueba	Condiciones	Área promedio de Porosidad (%)		
		Probeta 1	Probeta 6	Probeta 20
1	A-1	0.005	0.116	0.263
2	A-2	0.002	0.144	0.562
3	A-3	0.007	0.039	0.241
4	A-4	0.015	0.059	0.254
5	B-1	0.005	0.051	0.325
6	B-2	0.004	0.006	0.095
7	B-3	0.080	0.078	0.464
8	B-4	0.003	0.142	0.667
9	B-5	0.017	0.028	0.77
10	C-1	0.005	0.070	0.776
11	C-2	0.005	0.049	0.196
12	C-3	0.003	0.045	0.295
13	C-4	0.003	0.053	0.523
14	C-5	0.018	0.063	0.475
15	D-1	0.003	0.323	0.593
16	D-2	0.029	0.064	0.511
17	D-3	0.027	0.442	0.887
18	D-4	0.189	0.761	1.39
19	D-5	0.152	0.268	0.592
20	D-6	0.296	0.824	1.59

Tabla 7.8. Porcentaje de área de porosidad en las probetas 1, 6 y 20.

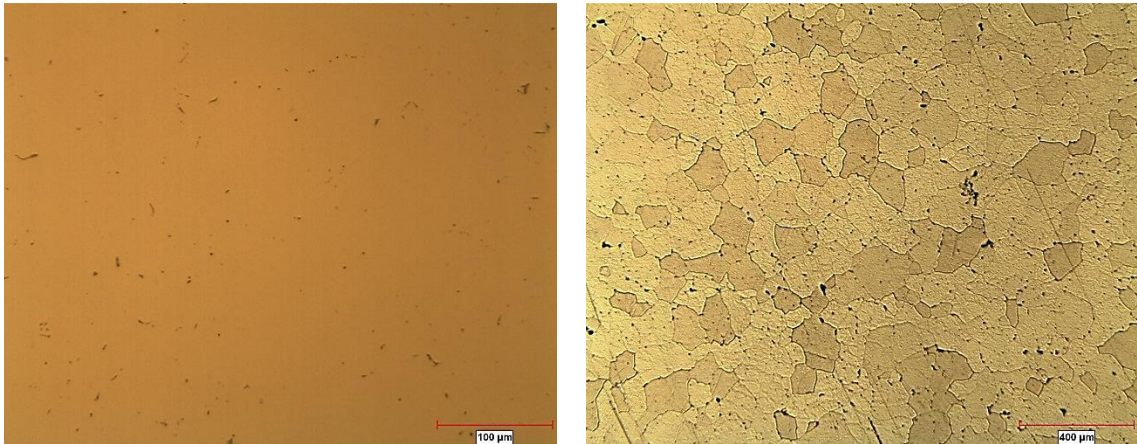
Prueba	Condiciones	Probeta 1			Probeta 6			Probeta 20		
		Promedio del tamaño de poro (μm)	Desviación estándar del tamaño de poro (μm)	Longitud máxima de poro (μm)	Promedio del tamaño de poro (μm)	Desviación estándar del tamaño de poro (μm)	Longitud máxima de poro (μm)	Promedio del tamaño de poro (μm)	Desviación estándar del tamaño de poro (μm)	Longitud máxima de poro (μm)
1	A-1	6.5	3.3	22.7	20.4	27.1	158.8	20.8	47.5	411.5
2	A-2	7.0	5.9	39.9	27.6	34.6	181.3	46.2	78.7	520.9
3	A-3	10.1	7.9	38.4	17.4	15.0	103.2	18.1	30.6	306.7
4	A-4	16.4	19.8	109.0	23.2	24.0	198.6	32.7	50.0	284.1
5	B-1	12.1	9.2	40.3	22.7	28.1	148.2	33.9	59.3	449.0
6	B-2	12.4	9.8	40.7	9.6	6.9	47.1	36.7	36.7	215.0
7	B-3	13.7	12.7	100.5	23.5	26.7	160.0	36.8	81.0	784.0
8	B-4	12.3	11.1	39.9	23.0	26.1	168.1	46.2	87.4	581.9
9	B-5	16.6	31.6	177.2	14.2	11.4	65.1	32.8	62.7	733.5
10	C-1	10.2	8.7	44.5	26.5	26.9	149.4	47.8	89.7	629.0
11	C-2	10.5	14.3	73.3	21.7	22.7	113.0	31.2	55.2	287.9
12	C-3	7.5	6.7	47.7	19.5	19.7	149.4	37.5	68.4	557.8
13	C-4	8.0	6.2	45.2	19.4	22.5	113.6	30.0	61.6	581.9
14	C-5	11.6	8.2	43.2	16.0	18.6	197.1	32.6	61.4	451.1
15	D-1	8.1	6.4	35.0	30.2	48.5	403.4	33.9	75.4	827.0
16	D-2	9.3	7.9	84.8	18.8	17.8	110.5	35.6	66.3	510.3
17	D-3	9.0	6.3	60.6	28.1	48.6	336.2	32.4	81.7	810.5
18	D-4	12.0	11.4	106.0	19.0	36.8	424.0	35.9	90.7	737.1
19	D-5	12.2	9.8	89.2	25.0	34.8	283.2	29.0	62.0	754.7
20	D-6	15.0	10.6	77.4	24.9	36.8	286.2	40.1	81.3	693.2

Tabla 7.9. Longitud de los poros detectados en las probetas 1, 6 y 20.

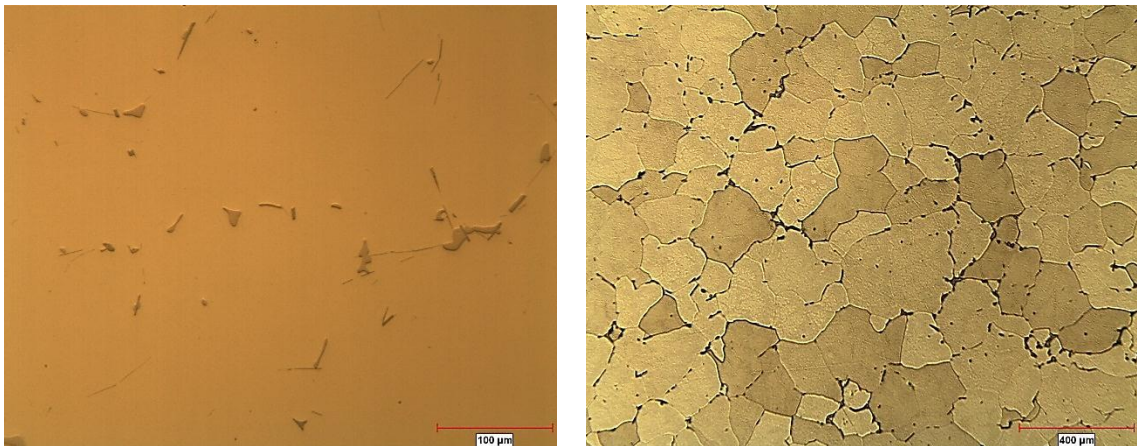
Imágenes de la microestructura presente en las probetas 1, 6 y 20 de todas las composiciones químicas analizadas se presentan en el Apéndice F. En la Figura 7.5 se presenta la microestructura obtenida para la muestra D1 en las 3 probetas utilizadas para el análisis microestructural

No fue posible medir el espaciamiento dendrítico secundario (EDS) como parte del análisis microestructural, ya que las dendritas (granos) más grandes que se apreciaron en la microestructura no presentan brazos dendríticos secundarios, solamente algunos brazos primarios.

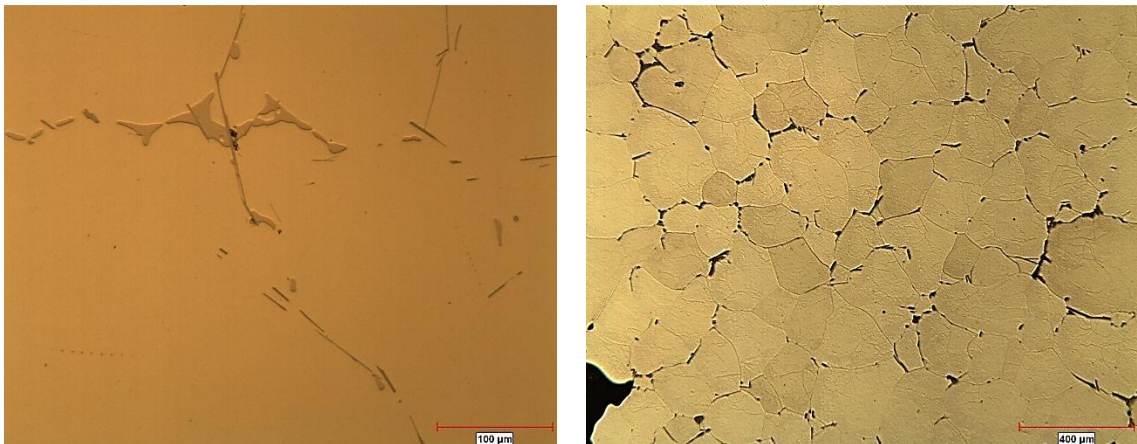
El tamaño de grano de las probetas analizadas se presenta en la Tabla 7.9. En el Apéndice F se despliegan imágenes a 50 magnificaciones de las probetas analizadas después de ser sometidas al ataque químico para revelar el tamaño de grano. La Figura 7.5 presenta imágenes del tamaño de grano obtenido en la muestra D1



Química D1, Probeta 1



Química D1, Probeta 6



Química D1, Probeta 20

Figura 7.5. Microestructura y tamaño de grano obtenido en las probetas 1, 6 y 20 del molde tipo cuña vaciado con la química D1 en la condición de tratamiento térmico T7, Lado Izquierdo) Microestructura a 200 magnificaciones , Lado Derecho) tamaño de grano a 50 magnificaciones.

Prueba	Condiciones	Tamaño de grano promedio (μm)		
		Probeta 1	Probeta 6	Probeta 20
1	A-1	107	175	168
2	A-2	79	135	183
3	A-3	79	77	152
4	A-4	75	143	152
5	B-1	63	107	134
6	B-2	77	96	131
7	B-3	61	106	149
8	B-4	66	103	146
9	B-5	60	98	150
10	C-1	51	143	167
11	C-2	74	125	154
12	C-3	55	109	137
13	C-4	61	98	118
14	C-5	54	94	119
15	D-1	83	138	174
16	D-2	76	141	141
17	D-3	61	153	169
18	D-4	59	96	157
19	D-5	48	91	121
20	D-6	50	89	134

Tabla 7.10. Tamaño de grano de las probetas 1, 6 y 20.

El análisis de fases realizado mediante el espectrómetro de dispersión de energía del microscopio electrónico de barrido permitió definir de manera semicuantitativa las fases presentes en las aleaciones analizadas, en el Apéndice G se presentan las imágenes, el espectro típico y la química obtenida de las principales fases encontradas.

CAPÍTULO 8

DISCUSIÓN

8.1. Introducción

En el presente Capítulo se analizarán los resultados obtenidos del análisis térmico, agrietamiento en caliente, propiedades mecánicas y análisis microestructural obtenidos para las 20 composiciones químicas estudiadas.

8.2. Composición química.

Los resultados de composición química mostrados en la Tabla 7.1 indican que se obtuvieron claramente los cuatro niveles de Cu planteados en el plan experimental original (condición A de 3.57% a 3.8%, condición B de 3.9% a 4.03%, condición C de 4.35% a 4.52%, condición D de 4.77% a 5.06%), se espera que estos cuatro niveles de cobre permitan distinguir claramente el efecto de la variación en el contenido de precipitados Al_2Cu , dicha variación en propiedades mecánicas y microestructura ha sido reportada por Major y Colaboradores^[56] para aleaciones del tipo 206 en el intervalo de 4% a 5% de Cu y R. Lujan^[57] para una aleación Al-Si-Cu en un intervalo de contenidos de Cobre desde 2.1% a 3.5%. M Cardoso^[58] también encontró que al aumentar el contenido de Cu en una aleación A319 se favorece la formación de precipitados Al_2Cu tipo bloque y no los eutécticos.

En la Tabla 7.1 adicionalmente se aprecian los bajos contenidos de elementos residuales producto del uso de lingotes comerciales de alta pureza que presentan bajos contenidos de Fe, Mn, Si, Mg y Zn (menores a 0.1%) con los cuales se inició en cada nivel de

contenidos de Cu, lo que permite apreciar los cambios graduales o adiciones de elementos de aleación o contaminantes (indicados en negritas y con asterisco).

En la composición química se observa la presencia constante de boro en cada una de las veinte aleaciones estudiadas como el indicativo de la adición de la aleación maestra refinadora de grano AlTi5B, investigadores como Sigworth, Fasoyinu y D'Elia^[5, 59, 60 y 61] en estudios de agrietamiento en caliente de aleaciones de aluminio del tipo 206 encontraron que la adición de 10 a 20 partes por millón de B utilizando aleaciones maestras Al-5Ti-1B y Al-3Ti-1B es suficiente para refinar el grano y disminuir la tendencia al agrietamiento en caliente, dicho contenido se cumple en todas las aleaciones vaciadas. Nafisi^[62] también destaca el uso de aleaciones maestra Al-B1 como excelentes refinadores de grano de aleaciones de aluminio tipo A356 por la alta eficiencia nucleante de las partículas AlB_2 obteniéndose refinamientos aceptables desde 10 ppm de boro.

8.3. Análisis térmico.

Como se mencionó en la Sección 7.3, los tiempo de solidificación de los dos tipos de moldes para análisis térmico utilizados en el presente estudio permiten observar las reacciones presentes durante la solidificación en dos condiciones de solidificación disímiles. La pertinencia de la variación de velocidades de solidificación para la obtención de muestras de análisis térmico ha sido demostrada en trabajos realizados en aleaciones del tipo A319 por R. Torres^[48 y 63] en los cuales encontró que las reacciones de solidificación de fases detectable mediante la técnica de análisis térmico están altamente relacionadas con la velocidad de solidificación, las reacciones que desprenden mayores cantidades de calor son detectables casi en cualquier condición de solidificación variando ligeramente la temperatura de inicio mientras que las reacciones que liberan poco calor solamente son detectables a través de muestras con enfriamiento lento, otro factor que se ve altamente influenciado por la velocidad de solidificación es el tiempo de duración de la reacción.

En concordancia con lo antes expuesto se puede observar en las tablas de resultados del análisis térmico de las 20 aleaciones del apéndice B, que las reacciones de solidificación detectadas en las muestras solidificadas en molde de arena (6 minutos de solidificación) son mucho menores (Tablas B1-B5) que las detectadas en las muestras solidificadas en el molde de grafito precalentado (40 minutos de solidificación) Tablas B6-B10.

Particularmente en las muestras solidificadas en arena es muy difícil detectar el inicio de la reacción exotérmica de solidificación del aluminio (Tabla B1 para todas las aleaciones y

Figura 8.1a para la aleación D2), donde debido al reducido sobrecalentamiento de la aleación (80°C entre la temperatura de vaciado de 730°C y el inicio de la solidificación del aluminio primario a 650°C) y a la baja temperatura del molde de arena (temperatura ambiente) que absorbe gran cantidad de calor de la muestra de metal líquido enfriándola rápidamente desde la temperatura de vaciado hasta temperaturas menores a la del inicio de la solidificación impidiendo la detección de la reacción, este mismo fenómeno fue observado por Torres ^[48 y 63] en aleaciones del tipo 319. En la Sección 8.7 (análisis microestructural) se presentan imágenes de microscopía óptica y electrónica de barrido de las principales fases encontradas.

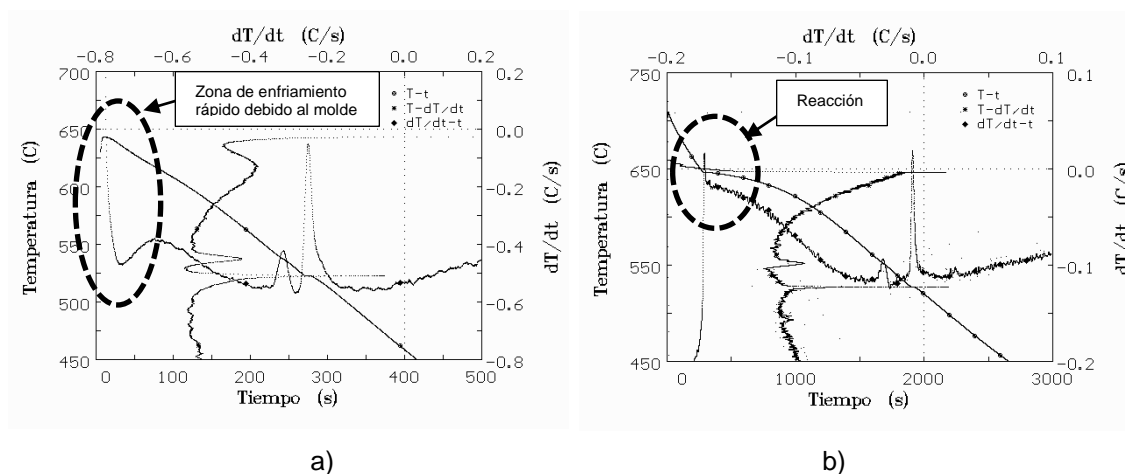


Figura 8.1. Análisis térmico de la química D2, a) Molde de arena, b) Molde de grafito.

En la Figura 8.2 se muestran las gráficas de solidificación y las derivadas para las aleaciones D2 y D5 solidificadas en molde de grafito precalentado en las cuales se distinguen 5 reacciones de solidificación Reacción 1 (650°C aproximadamente), Reacción 2 (600°C aproximadamente), Reacción 3 (550°C aproximadamente), Reacción 4 (530°C aproximadamente), y la Reacción 5 (505°C aproximadamente), en algunas ocasiones las reacciones 2 y 3 fueron muy similares en temperatura formando un solo pico por lo cual se le definió con Reacción 2y3 (575°C aproximadamente). En la sección 6.2.2.2 (evaluación de curvas de solidificación) se describe el método para la obtención de los principales parámetros de las gráficas de solidificación (T_N , T_G , T_{Min} , T_F , t_N , t_G , t_{Min} , t_F , $(dT/dt)_{Max}$), con los cuales se obtienen los periodos y velocidades de reacción (Δt_1 , Δt_2 , Δt_3 , Δt_4 , V_1 , V_2 , V_3 y V_4), para cada una de las reacciones de solidificación observadas en el análisis térmico.

La totalidad de las reacciones detectadas mediante el análisis térmico se presentan en forma de tablas en el Apéndice B. La determinación de las fases presentes en cada reacción se logró mediante la combinación del análisis de la temperatura de las reacciones (picos exotérmicos en las derivadas de la curva de solidificación), la simulación de solidificación de

cada una de las aleaciones mediante el software JMATPRO que permitió identificar las posibles fases y su temperatura de precipitación durante la solidificación, así como la revisión de trabajos publicados por Backerud y Colaboradores^[7] que incluyen de análisis térmico de las aleaciones A204 y A206 muy similares a las aleaciones contenidas en el presente trabajo. En la Tabla 8.1 se describen las fases solidificadas en cada una de las reacciones, así como el intervalo de temperaturas en el cual se presentan.

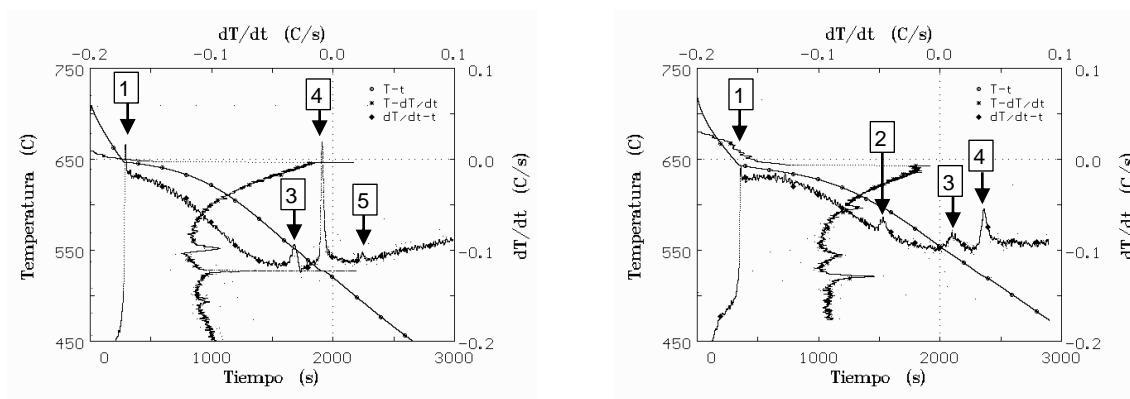


Figura 8.2. Gráficas de análisis térmico de muestras solidificadas en molde de grafito, Izquierda) Química D2, Derecha) Química D5.

Orden de reacción	Reacción y fases presentes	Temperatura de nucleación estimada (°C)
1	Desarrollo de la red dendrítica de Al primario	651-649
2	$\text{Liq} \rightarrow \text{Al} + \text{Al}_6(\text{MnFeCu})$	600-580
2 y 3	$\text{Liq} \rightarrow \text{Al} + \text{Al}_6(\text{MnFeCu}) + \text{Al}_7\text{FeCu}_2$	590-560
2 y 3*	$\text{Liq} \rightarrow \text{Al} + \text{Al}_6(\text{MnFeCu}) + \text{Al}_7\text{FeCu}_2 + \text{Al}_{20}\text{Mn}_3\text{Cu}_2$	590-560
3	$\text{Liq} \rightarrow \text{Al} + \text{Al}_7\text{FeCu}_2$	570-540
3*	$\text{Liq} \rightarrow \text{Al} + \text{Al}_7\text{FeCu}_2 + \text{Al}_{20}\text{Mn}_3\text{Cu}_2$	570-540
4	$\text{Liq} \rightarrow \text{Al} + \text{Al}_2\text{Cu} + \text{Al}_7\text{FeCu}_2$	545-520
5	$\text{Liq} \rightarrow \text{Al} + \text{Al}_2\text{Cu} + \text{Al}_2\text{MgCu} + \text{Mg}_2\text{Si}$	515-497

* Reacciones que contienen la fase $\text{Al}_{20}\text{Mn}_3\text{Cu}_2$.

Tabla 8.1. Reacciones detectadas durante la solidificación de una aleación estudiadas.

En la Tabla 8.2 se muestran tanto las reacciones presentes en cada una de las veinte químicas estudiadas durante el análisis térmico en molde de arena y molde grafito así como la química lo que permite identificar la influencia de los cambios de composición en la precipitación de alguna reacción en particular.

Prueba	Condición	Reacciones en Molde de Arena					Composición química (%)						Reacciones en Molde de Grafito						
		1	2	2y3	3	4	5	Cu	Mg	Mn	Fe	Si	Zn	1	2	2y3	3	4	5
1	A-1	1			3	4		3.63	0.083	0	0.069	0.06	0.046	1			3	4	
2	A-2	1			3	4		3.57	0.225 *	0	0.069	0.07	0.005	1			3	4	
3	A-3				3	4	5	3.8	0.471 *	0	0.078	0.07	0.005	1			3	4	5
4	A-4	1			3	4	5	3.75	0.42	0	0.07	0.08	0.21 *	1			3	4	5
5	B-1	1			3			3.9	0.064	0	0.067	0.065	0.043	1			3	4	
6	B-2	1			3	4		4.03	0.195 *	0	0.068	0.06	0.026	1			3	4	
7	B-3			2y3		4		3.93	0.176	0	0.222*	0.06	0.018	1		2y3		4	
8	B-4			2y3		4		3.915	0.166	0	0.215	0.215*	0.016	1		2y3		4	
9	B-5	1		2y3		4		4.02	0.161	0.344 *	0.215	0.18	0.015	1	2		3	4	
10	C-1				3	4		4.51	0.184	0.08	0.106	0.08	0.005	1			3	4	
11	C-2	1			3*	4		4.52	0.235	0.217 *	0.098	0.09	0.005	1			3*	4	
12	C-3			2y3*		4		4.35	0.24	0.234	0.221*	0.05	0.006	1		2y3*		4	
13	C-4			2y3		4		4.48	0.24	0.239	0.235	0.145*	0.01	1		2y3		4	5
14	C-5			2y3		4		4.47	0.238	0.234	0.236	0.16	0.20 *	1		2y3		4	5
15	D-1				3*	4		4.9	0.302	0.239	0.069	0.05	0.005	1			3*	4	
16	D-2				3*	4		4.9	0.47 *	0.238	0.068	0.05	0.005	1			3*	4	
17	D-3				3*	4	5	4.9	0.472	0.432 *	0.068	0.08	0.005	1			3*	4	5
18	D-4	1				4	5	5.06	0.493	0.452	0.07	0.1	0.22 *	1				4	5
19	D-5	1		2y3*		4		4.77	0.487	0.448	0.256*	0.1	0.197	1		2y3*		4	
20	D-6	1	2			4	5	4.81	0.479	0.447	0.26	0.23 *	0.197	1	2			4	5

Tabla 8.2. Fases presentes en las 20 aleaciones estudiadas.

En la Tabla 8.2 se observa que las fases Al_2Cu , Al_2MgCu , Mg_2Si de bajo punto de fusión, contenidas en la Reacción 5 (Tabla 8.1) se presentan a altos contenidos de magnesio (0.45%) para las aleaciones A (bajo contenido de cobre 3.6%). Para las aleaciones del grupo C (4.5% de cobre) la Reacción 5 se presenta al agregar 0.15% de silicio a las aleaciones C4 y C5 que ya contenían entre 0.2 y 0.25% de magnesio, manganeso y hierro. En el caso de las aleación B5 con niveles similares de Mn, Fe y Si pero con contenido menor de magnesio (0.16%) no se presenta esta reacción. Las aleaciones de mayor contenido de cobre (grupo D) de alto contenido de magnesio (0.45 a 0.5%) presentan la reacción cuando el manganeso se encuentra en muy altos niveles (0.4 a 0.45%) y con bajo Fe (residual de los lingotes 0.07%) en las aleaciones D3 y D4, al incrementar el hierro a 0.25% en la aleación D5 la reacción 5 desaparece posiblemente por la formación de las fases $Al_6(MnFeCu)$ y Al_7FeCu_2 de mayor punto de fusión en la Reacción 2y3*, siendo detrimental nuevamente la adición de Si (0.23%) promoviendo la formación de la solidificación de la Reacción 5 y la separación de la Reacción 2y3*.

En la Tabla 8.2 se puede observar que el contenido de hierro influye en la temperatura de formación de la Reacción 3 (fase Al_7FeCu_2) ya que al aumentar el contenido de este elemento de su estado inicial como residual (0.07%) a valores en un intervalo de 0.2 a 0.25% se presenta un incremento de la temperatura de reacción, lo que la fase no se presente aislada en la Reacción 2, sino que suba su temperatura de formación y se traslape formando la Reacción $2y_3$ o la Reacción $2y_3^*$, este comportamiento se presenta entre las aleaciones B2 y B3, las CC2 y C3 y las D4 y D5.

En las Figuras 8.3 a 8.5 se observa que las temperaturas de las Reacciones 1, 3 y 4 respectivamente disminuyen de manera general cuando se incrementa el contenido de Cu y los elementos de aleación así como los elementos contaminantes. Otros parámetros como las velocidades de reacción (V_1, V_2, V_3, V_4 y $(dT/dt)_{Max}$) y los periodos de reacción ($\Delta t_1, \Delta t_2, \Delta t_3, \Delta t_4$), no presentan efectos debido a la concentración química.

El presente estudio coincide en las temperaturas de formación de las principales fases detectadas tanto por Jean y colaboradores^[64] en una aleación del tipo B206 así como por Bäckerud y colaboradores^[7] en una aleación A206.2.

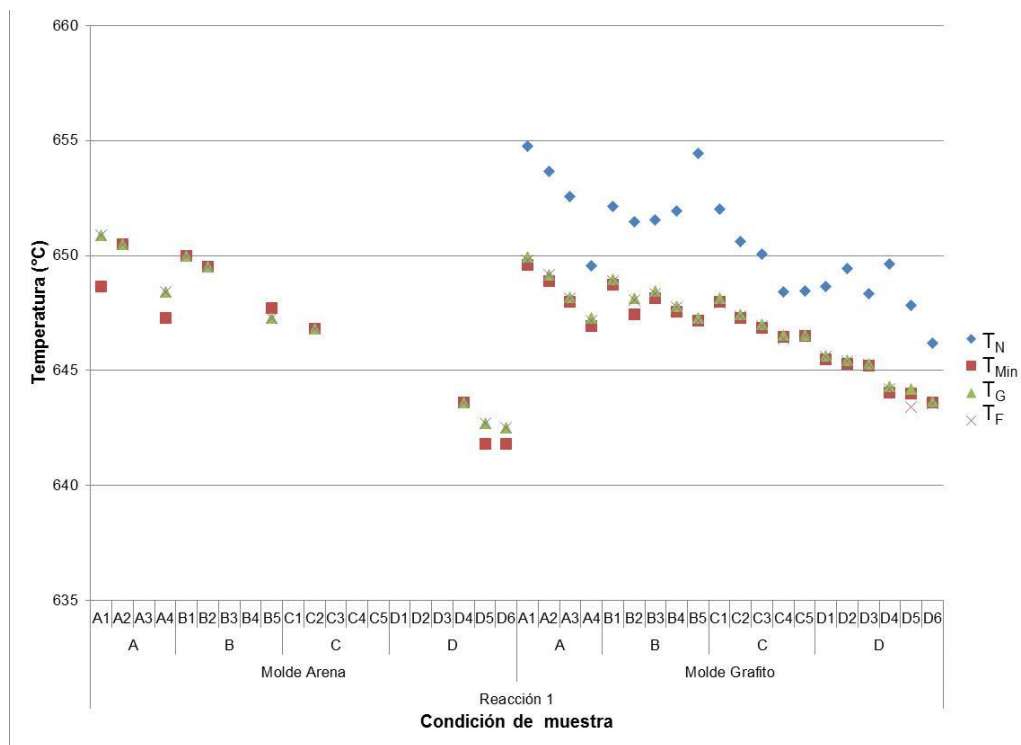


Figura 8.3. Gráficas de las temperaturas de nucleación (T_N), mínima (T_{Min}), final de recalcencia (T_G) y final (T_F) para la Reacción 1 tanto en el molde de arena y de grafito.

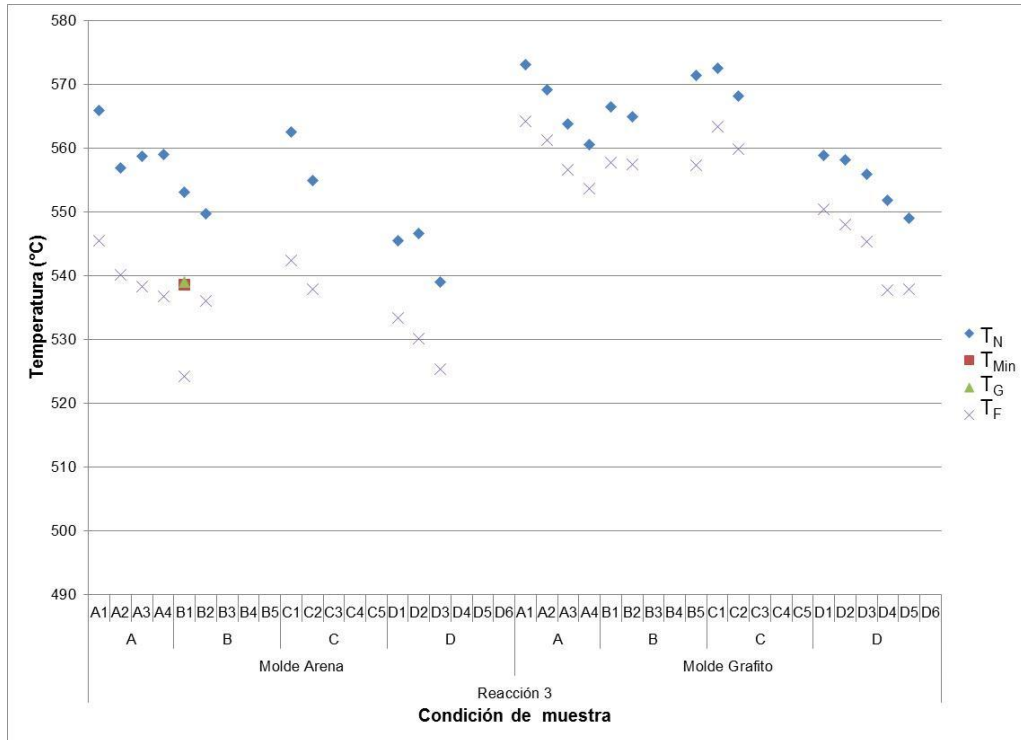


Figura 8.4. Gráficas de las temperaturas de nucleación (T_N), mínima (T_{Min}), final de recalescencia (T_G) y final (T_F) para la Reacción 3 tanto en el molde de arena y de grafito.

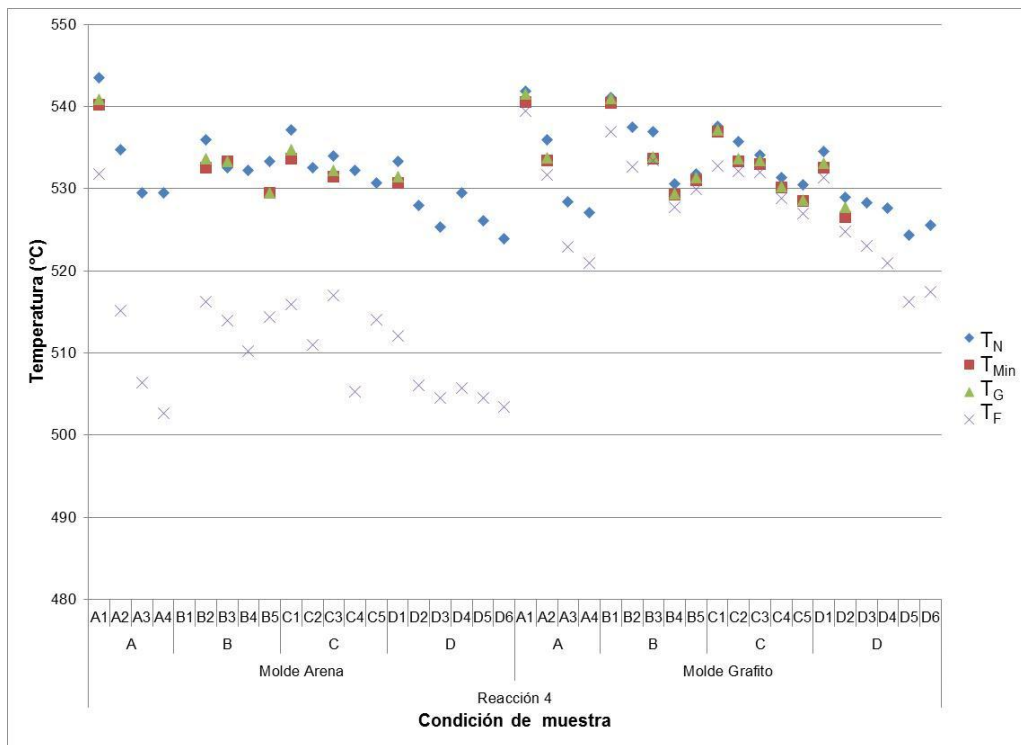


Figura 8.5. Gráficas de las temperaturas de nucleación (T_N), mínima (T_{Min}), final de recalescencia (T_G) y final (T_F) para la Reacción 4 tanto en el molde de arena y de grafito.

8.4. Agrietamiento en caliente.

El intervalo de valores de la tendencia al agrietamiento en caliente de 2.25 a 3.45 mostrados para las aleaciones Al-Cu evaluadas en el presente estudio con un molde metálico contrastan fuertemente con valores de 1.45 y 0.85 medidos con el mismo método en una aleación tipo 319 con tamaño de grano promedio de 3214 μm y en una aleación usada tipo A356 con 0.5% de Cu con tamaño de grano promedio de 1730 μm respectivamente. Estas diferencias en comportamiento se relacionan al mayor intervalo de solidificación que presentan las aleaciones Al-Cu. Al correlacionar los valores de tendencia al agrietamiento en caliente de las aleaciones estudiadas con su composición química (Tabla 8.3) mediante un software estadístico (JMP y MINITAB) se encontró el cobre, el magnesio y el cinc no tienen efecto significativo en el agrietamiento (valores de P mayores a 0.05 en la Figura 8.6), el incremento de Fe y Mn aumentan la severidad de las grietas mientras que mayores contenidos de silicio disminuyen la tendencia al agrietamiento (valores de P menores a 0.05 en la Figura 8.6). Por otra parte se comprueba que la adición de refinadores de grano fue homogénea en todas las aleaciones ya que el boro no fue un factor que afectara la generación de grietas (Figura 8.6). El modelo resultante que predice la tendencia al agrietamiento en caliente se presenta en la Ecuación 8.1, el cual toma en cuenta solo los elementos que tienen mayor influencia (Mn, Fe y Si).

$$\text{Factor de agrietamiento} = 2.7704 + \% \text{Mn} (0.588226) + \% \text{Fe} (1.83402) - \% \text{Si} (2.92725) \quad [8.1]$$

Prueba	Condiciones	Composición química (%)						Factor de tendencia al agrietamiento en caliente
		Cu	Mg	Mn	Fe	Si	Zn	
1	A-1	3.63	0.083	0	0.069	0.06	0.046	2.6
2	A-2	3.57	0.225 *	0	0.069	0.07	0.005	2.25
3	A-3	3.8	0.471 *	0	0.078	0.07	0.005	2.7
4	A-4	3.75	0.42	0	0.07	0.08	0.21 *	2.85
5	B-1	3.9	0.064	0	0.067	0.065	0.043	2.8
6	B-2	4.03	0.195 *	0	0.068	0.06	0.026	2.7
7	B-3	3.93	0.176	0	0.222*	0.06	0.018	3.2
8	B-4	3.915	0.166	0	0.215	0.215*	0.016	2.75
9	B-5	4.02	0.161	0.344 *	0.215	0.18	0.015	3.25
10	C-1	4.51	0.184	0.08	0.106	0.08	0.005	3
11	C-2	4.52	0.235	0.217 *	0.098	0.09	0.005	2.25
12	C-3	4.35	0.24	0.234	0.221*	0.05	0.006	3.05
13	C-4	4.48	0.24	0.239	0.235	0.145*	0.01	2.8
14	C-5	4.47	0.238	0.234	0.236	0.16	0.20 *	2.25
15	D-1	4.9	0.302	0.239	0.069	0.05	0.005	3
16	D-2	4.9	0.47 *	0.238	0.068	0.05	0.005	2.8
17	D-3	4.9	0.472	0.432 *	0.068	0.08	0.005	3.15
18	D-4	5.06	0.493	0.452	0.07	0.1	0.22 *	2.85
19	D-5	4.77	0.487	0.448	0.256*	0.1	0.197	3.45
20	D-6	4.81	0.479	0.447	0.26	0.23 *	0.197	2.75

Tabla 8.3. Resultados semicuantitativos de tendencia al agrietamiento en caliente en muestras vaciadas en molde metálico.

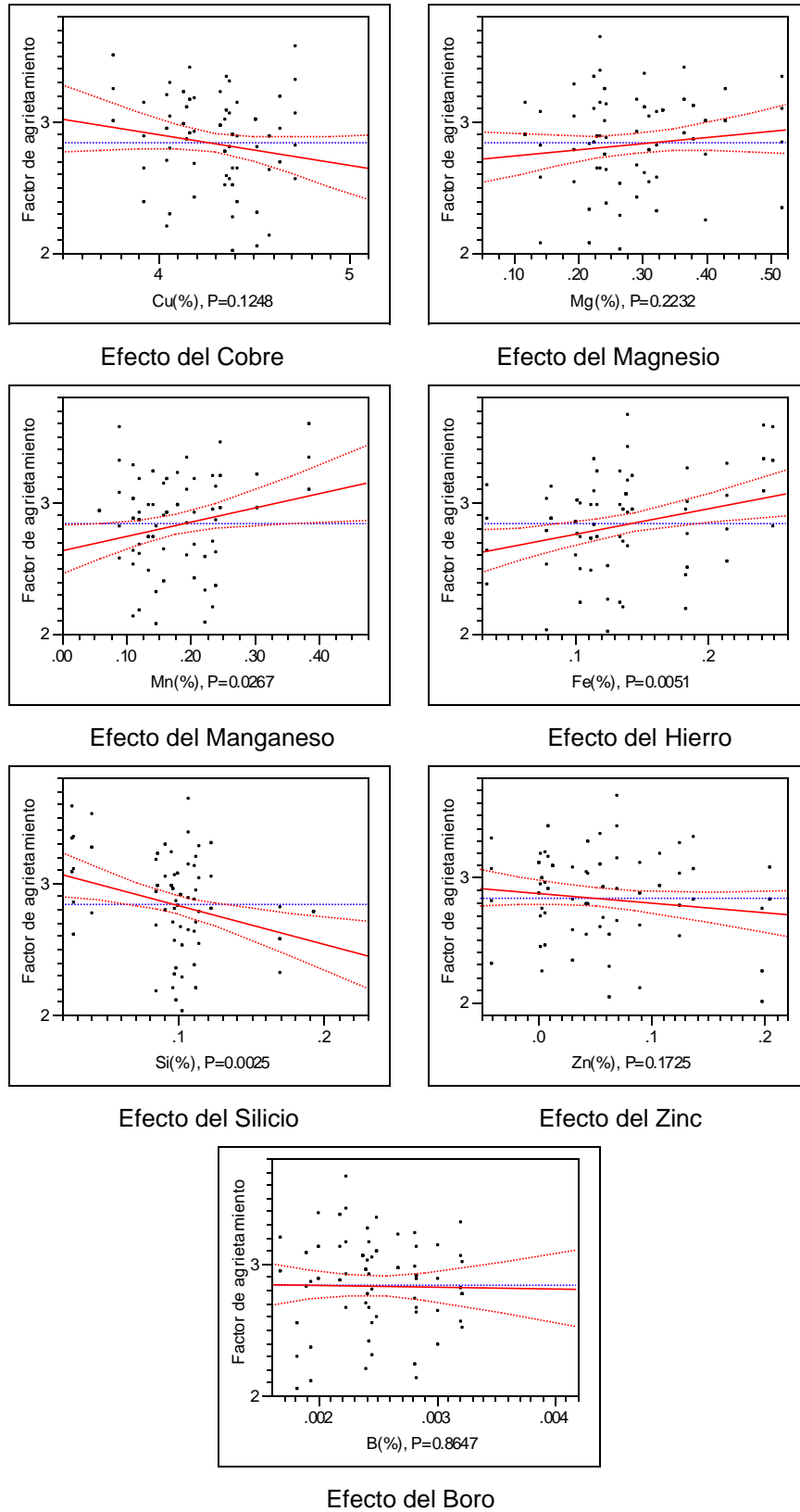


Figura 8.6. Gráficas del análisis estadístico de la influencia de los elemento de aleación en la tendencia al agrietamiento en caliente de las muestras vaciadas en molde metálico.

La ausencia de grietas en las piezas vaciadas en los moldes de arena (Tabla 7.4) puede ser explicado en dos vertientes, la primera está relacionada con la velocidad de enfriamiento, en la cual el ΔT generado entre la zona alargada que se contrae en los brazos y la zona masiva central es menor aumentando la resistencia de la zona en la cual convergen las dos secciones, así mismo se disminuye la concentración del punto caliente en esta zona distribuyéndose a lo largo del brazo lo que reduciendo la demanda de líquido interdendrítico localizada reduce de esta manera la formación de grietas^[31]. La segunda vertiente está relacionada con la colapsabilidad del molde de arena en las zonas de contra salida, lo cual reduce el esfuerzo en la zona de unión entre el área de enfriamiento rápido y la zona masiva de enfriamiento lento.

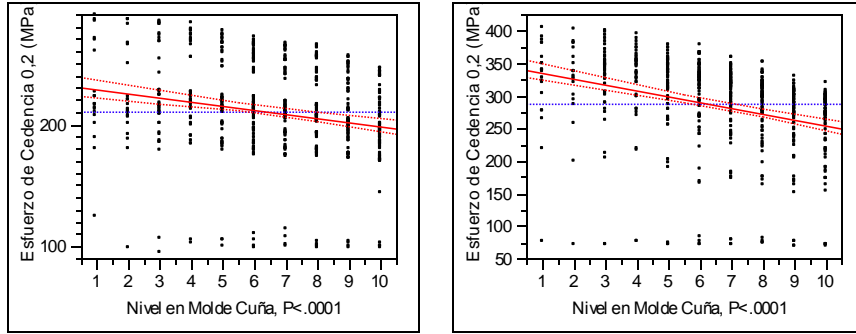
8.5. Velocidad de solidificación en moldes tipo cuña.

Los valores obtenidos de velocidad de solidificación en el molde de arena tipo cuña con templadera metálica (Tabla 7.5) indican que el sistema de solidificación empleado promueve un gradiente de velocidades solidificación lo que producirá una solidificación direccionada iniciando en la zona cercana a la templadera metálica, terminando cerca de la parte superior del molde, lo que aunado a la convección natural del metal líquido y a la acción de la gravedad (presión metalostática) permitirán la obtención de piezas sanas sin altos niveles de porosidad concentrada en centro de la piezas por el efecto enfriador de las paredes del molde y el medio ambiente.

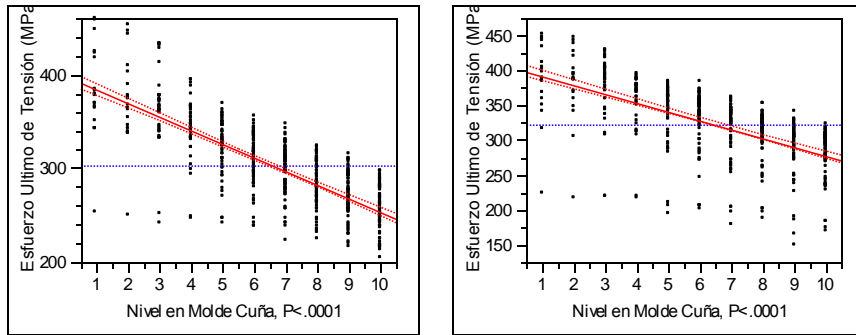
En la Figura 8.7 se muestra el efecto de la velocidad de enfriamiento en función del nivel en el molde cuña para las propiedades mecánicas, en términos generales el aumento en la velocidad de solidificación incrementa las propiedades mecánicas.

8.6. Propiedades mecánicas.

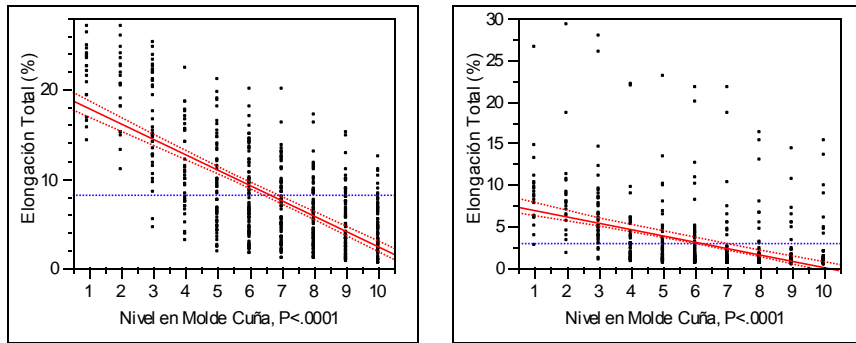
El análisis de las propiedades mecánicas a lo largo del molde tipo cuña (Apéndices C y D) permite observar la fuerte influencia que tiene la velocidad de solidificación (nivel en molde cuña en Figura 8.7) principalmente en el esfuerzo último de tensión y la elongación tanto en la condición de tratamiento T4 y T7, siendo la caída en propiedades mayor a partir del cuarto nivel (ejemplo la Figura 7.3 para la aleación D2) del molde cuña (Figura 6.10, 6.11). El nivel 4 de molde cuña se encuentra a 8.5 cm aproximadamente de la parte inferior molde y está totalmente fuera del área de influencia de la templadera. Esta pérdida en propiedades concuerda con lo observado por Sigworth^[65] en aleaciones tipo 356.



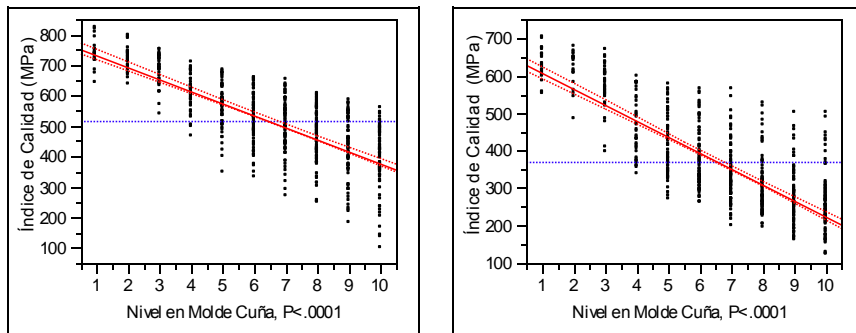
Efecto del nivel en el molde cuña (velocidad de solidificación) sobre el esfuerzo de cedencia.



Efecto del nivel en el molde cuña (velocidad de solidificación) sobre el esfuerzo ultimo de tensión.



Efecto del nivel en el molde cuña (velocidad de solidificación) sobre la elongación total.



Efecto del nivel en el molde cuña (velocidad de solidificación) sobre el índice de calidad.

Figura 8.7. Gráficas del análisis estadístico de la influencia de la velocidad de solidificación (nivel en molde cuña) sobre las propiedades mecánicas, (Izquierda) Propiedades en condición T4, (Derecha) Propiedades en condición T7.

La pérdida en propiedades se atribuye al aumento en el tamaño de grano, la segregación de soluto durante la solidificación que promueve la formación de fases complejas (en composición química) a la vez de presentar un tamaño mayor, el incremento en el espaciamiento entre partículas y al aumento en la porosidad producto del mayor tiempo para que crezcan las burbujas, así como la generación de problemas de alimentación que generan rechupes. Estos mismos resultados han sido encontrados por otros estudios para aleaciones del tipo 319^[49].

El esfuerzo de cedencia sufre una menor influencia de la velocidad de solidificación para las piezas tratadas en la condición T4, sólo las aleaciones de alto Cu (Grupo D) presentaron caídas ligeras de la cedencia cuando se disminuye la velocidad de solidificación, lo que pudiera estar relacionado con el aumento en la fases rígidas (mayor contenido de elementos de aleación así como con el aumento de la porosidad debida a problemas de alimentación. Por otra parte las piezas en condición T7 presentan caídas similares a las del esfuerzo último de tensión cuando se aumenta el tiempo de solidificación, este fenómeno podría estar relacionado mayormente con la dificultad para homogenizar los precipitados Al_2Cu durante el envejecido artificial a partir del solubilizado de una estructura con fases Al_2Cu que son segregadas durante la solidificación en partículas de mayor tamaño y más espaciadas entre ellas.

La dureza es otra propiedad que se ve afectada por la velocidad de solidificación observándose reducciones de hasta 20 % entra la zona enfriada más rápidamente y la más lenta (Figura 8.8).

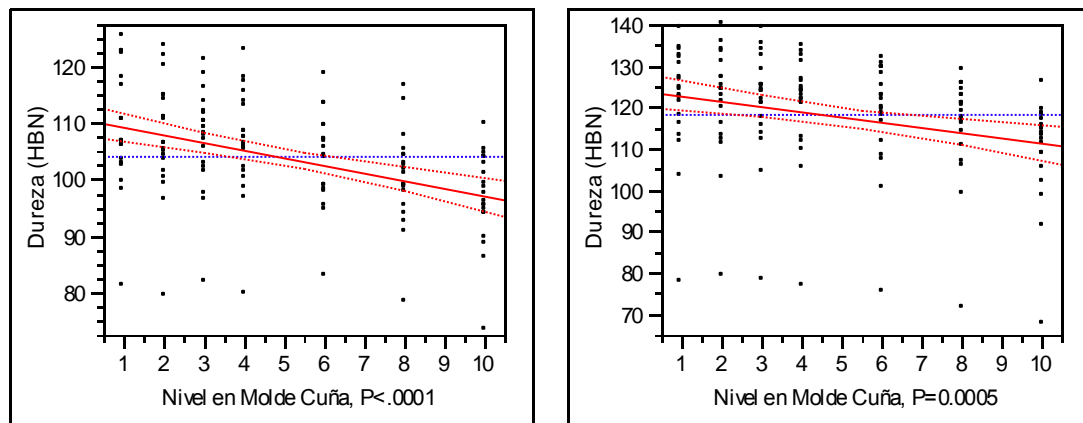


Figura 8.8. Gráficas del análisis estadístico de la influencia de la velocidad de solidificación (nivel en molde cuña) sobre la dureza, (Izquierda) Propiedades en condición T4, (Derecha) Propiedades en condición T7.

En el análisis estadístico realizado para los niveles 1, 4 y 8 del molde cuña (Apéndice H) se observa que la cedencia aumenta cuando se incrementa el contenido de Cu y Mg tanto en la condición de tratamiento térmico T4 y T7, mientras que el Mn es nocivo sólo en los niveles 4 y 8, mientras que el aumento de Fe presenta beneficios en los mismos niveles (Figura H1), no se encontró influencia de la porosidad, ni del tamaño de grano en las variaciones de cedencia encontradas en el presente trabajo (Figura H6).

El esfuerzo último de tensión resultó altamente influenciado por el Cu y el Mg al igual que la cedencia tanto en la condición de tratamiento térmico T4 y T7, también el Mn resulto nocivo sólo en los niveles 4 y 8, se observó un efecto favorable del Fe solo para el nivel 8 del molde cuña en la condición T7 (Figura H2), para esta propiedad de igual manera no se encontró influencia de la porosidad ni del tamaño de grano (Figura H7).

La elongación total disminuye conforme se incrementa los contenidos de Cu, Mg, Mn y Fe en los niveles 4 y 8 ambas condiciones de tratamiento térmico, lo cual debe estar relacionado con el tamaño y distribución de las fases segregadas durante la solidificación (Figura H3), para la elongación sólo se observa una pequeña influencia benéfica del tamaño de grano para ciertos niveles del molde cuña (Figura H8).

El índice de calidad se incrementa para el nivel 1 del molde cuña en la condición T4 siendo esto resultado de la mayor cantidad de elementos de aleación en solución durante el solidificado de la pieza y la microestructura fina resultante con poca pérdida de elongación durante el tratamiento térmico, el Fe y el Mn resultan detrimentales para este tratamiento en los niveles 4 y 8 del molde cuña (Figura H4). Las piezas tratadas en la condición T7 presentan disminución de la propiedad cuando el Mg y Cu son incrementados a velocidades medias y bajas de solidificación (niveles 4 y 8 del molde cuña). La porosidad mostro un efecto negativo en el índice de calidad solamente en los resultados del nivel 8 (Figura H9).

La dureza de la aleación se incrementa al aumentar el contenido de Mg en la condición de tratamiento térmico T4, un efecto similar es observado al aumentar Cu y Mg en la condición T7 (Figura H5). Para esta propiedad de igual manera no se encontró influencia de la porosidad ni del tamaño de grano (Figura H10).

El incremento de la resistencia relacionado al aumento del contenido de Cu y Mg ha sido observado previamente por numerosos Investigadores. Tavitas y colaboradores^[66] encontraron que el aumento de Mg de 0.05 a 0.4% permite alcanzar las propiedades máximas en una aleación tipo 319. Garat y colaboradores^[75] encontraron que la aleación A356 mejora sus propiedades al incrementar a 0.5% el contenido de Cu. Jean, Rodríguez y Weiss^[68, 69 y 70] encontraron que el aumento de estos elementos mejoran la resistencia de aleaciones tipo 206.

8.7. Análisis microestructural.

Los resultados de porosidad (área promedio y tamaño de poro) encontrados en las probetas 1, 6 y 20 (Tablas 7.8 y 7.9), muestran el efecto de la velocidad de solidificación en el cual conforme se incrementa la distancia a la templadera y se acerca a la mazarota la porosidad aumenta tanto en porcentaje de área como en el tamaño de las cavidades individuales, este efecto se puede observar en la Figura 8.9. Este aumento en la porosidad producto de la disminución en la velocidad de solidificación tiene un efecto negativo en las propiedades del material, este comportamiento también fue observado por Ghanti y colaboradores^[71] en una aleación A206.

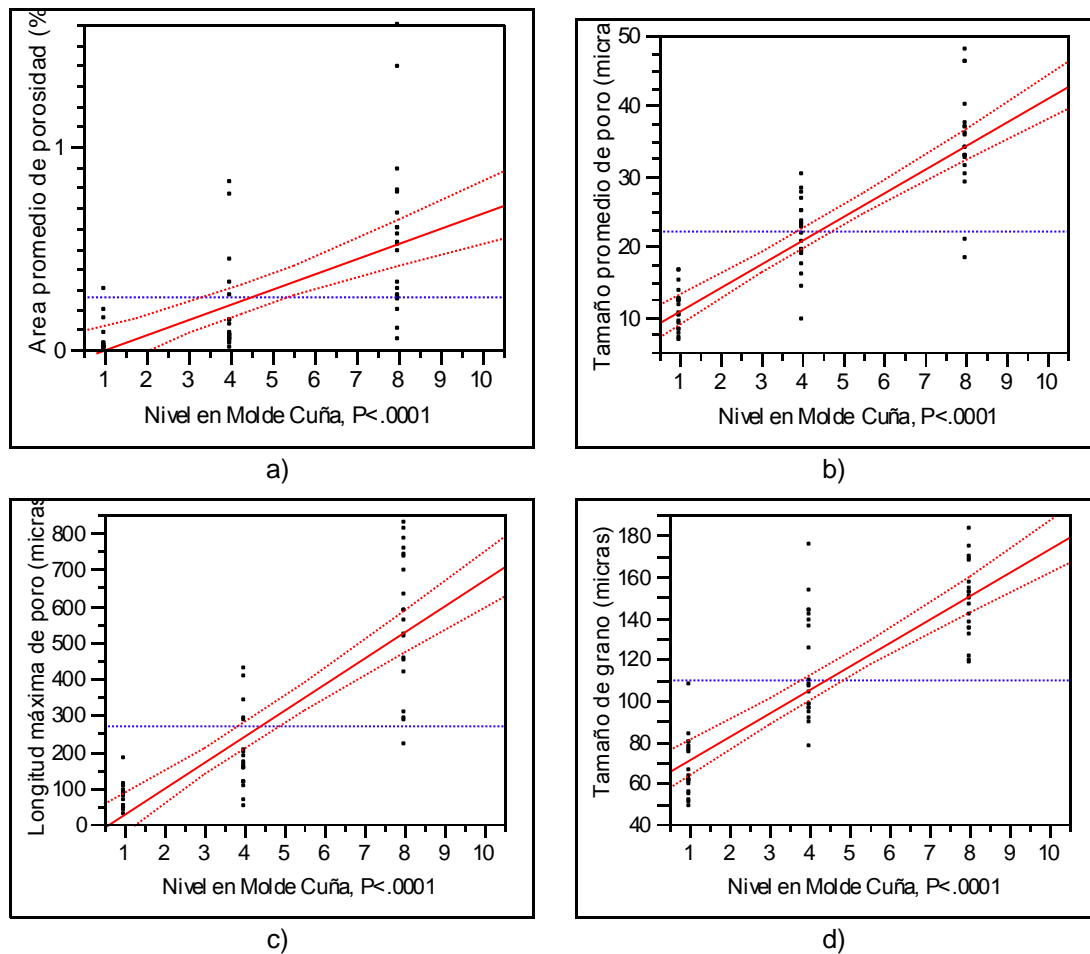


Figura 8.9. Gráficas del análisis estadístico de la influencia de la velocidad de solidificación (nivel en molde cuña) sobre la dureza, a) Área promedio de porosidad, b) Tamaño promedio de poro, c) Longitud máxima de poro, d) Tamaño de grano.

El análisis estadístico del efecto de los elementos de aleación en la porosidad se presenta en el Apéndice H, en el que se observa que solamente el porcentaje de porosidad aumenta (Figura H11) cuando se incrementa el silicio o el boro mientras que el aumento en el contenido de Fe tiende a disminuirla, el efecto del B podría ser atribuido a la necesidad de mayores tiempos de desgasificado, producto del aumento de hidrógeno resultante de una mayor cantidad de aleación maestra Al-Ti5-B, el efecto del Fe y Si podría estar relacionado con el cambio en la morfología de las fases ricas en Fe las cuales alterarían la alimentación provocando micro porosidades. En general el tamaño promedio de los poros y el tamaño máximo de poros (Figuras H12 y H13 respectivamente) no se ven afectados por los elementos de aleación.

El tamaño de grano de las probetas analizadas (Tabla 7.10) es muy pequeño y varía desde 50 μm cerca de la templadera en la muestra 1 hasta alrededor de 150 μm cerca de la mazarota en la muestra 20 (Figuras 7.5 y Apéndice F), esta variación está claramente influenciada por la velocidad de solidificación local (Tabla 7.5 y Figura 8.9d) la cual modifica la eficiencia de los elementos refinadores de grano agregados a cada una de las aleaciones estudiadas, separando cada uno de los tres niveles analizados (probeta 1, 6 y 20), el mismo comportamiento fue observado por Ares y colaboradores^[72]. El análisis de la influencia de los elementos de aleación en el tamaño no muestra efecto del boro (Figura H14, $P > 0.05$) lo que indica que todas las aleaciones fueron refinadas de manera similar, solamente el aumento en el contenido de Fe mostro una pequeña influencia en la disminución del tamaño de grano, este efecto ha sido reportado anteriormente en aleaciones AlSiCuMg por Rodríguez^[73].

Otro factor que fue afectado por el tamaño de grano fue el espaciamiento dendrítico secundario, como se observa en las imágenes de la microestructura (Apéndice F) no fue posible medir el espaciamiento dendrítico secundario (EDS) ya que al ser tan pequeño el grano de forma globular casi equiaxial no se observaron brazos dendríticos secundarios, solamente algunos brazos primarios. Este refinamiento de grano observado en las aleaciones estudiadas Al-Cu primarias (bajo nivel de elementos contaminantes) se debe a que presentan una respuesta muy eficiente a las aleaciones maestras refinadoras Al-Ti-B esto concuerda con lo planteado por Sigworth y colaboradores^[59] quien encontró que entra más limpia es la aleación es menos necesario partir de altos contenidos de Ti residual para maximizar el efecto de las aleaciones maestras Al-Ti-B.

En el Apéndice F se presentan imágenes de la microestructura en condición de pulido a 200 magnificaciones y con ataque para revelar el grano a 500 magnificaciones para las probetas 1, 6 y 20 de cada aleación estudiada en el presente trabajo obtenidas mediante el

microscopio óptico, al observar estas imágenes lo primero que salta a la vista es el aumento en el tamaño de las fases cuando se reduce la velocidad de solidificación al pasar de la probeta 1 (cercana a la templadera) a la 6 y finalmente a la 20 (cercana a la mazarota), este comportamiento se repite en todas las aleaciones. En general se observa que las fases crecen en la frontera de grano lo cual es propio de la segregación necesaria para el enriquecimiento del líquido remanente en los elementos como Fe, Si, Mg, Mn y Cu. Hay dos fases distinguibles por su forma que predominan a lo largo de las aleaciones estudiadas, las agujas (tonalidad oscura en imágenes microscopio óptico) ricas en Fe (y pequeñas cantidades de Mn) con mayor temperatura de solidificación y otra tipo bloque que se amolda a la forma de las fronteras de grano; esta fase se encuentra en dos tonalidades una clara que se asocia a la fase eutéctica Al_2Cu y la otra más oscura que está asociada a fases más complejas ricas en Fe y Mn.

En el Apéndice G se presentan imágenes de la microestructura obtenidas mediante el microscopio electrónico en la modalidad de electrones secundarios, asimismo se muestra el espectro de dispersión de energía y la composición química semicuantitativa correspondientes a la fase analizada, para cada una de las aleaciones estudiadas.

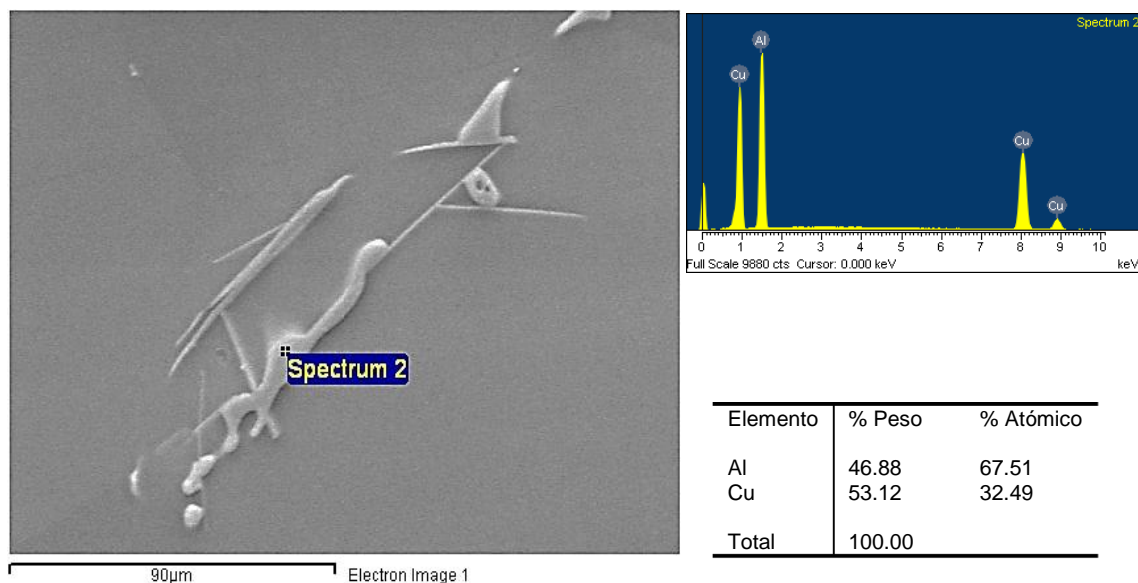


Figura 8.10. Imagen obtenida mediante microscopía electrónica de barrido, espectrómetro de dispersión de energía correspondiente a fase analizada y su composición química semicuantitativa, obtenidas en el probeta 20 de la química A2 donde se observan las fases Al_2Cu .

En los análisis de la aleación A1 en la Figura G1 se observan las fases más comunes para una aleación que contiene solamente cobre, la Al_2Cu en forma de bloque y una fase en forma de agujas rica en Fe posiblemente Al_7FeCu_2 . La aleación A2 (Figuras 8.10 y G2) presenta

el mismo tipo de fases Al_2Cu . La aleación A3 (Figura G3) comienza a presentar trazas de Mg tanto en las fases aciculares ricas en Fe así como en la eutéctica tipo bloque Al_2Cu . En la Figura G4 se muestran imágenes de la aleación A4 muy similares a las encontradas en el resto de las aleaciones de grupo A de bajo contenido de Cu.

La aleación B1 (Figura G5) es muy similar a la A1 con un poco más de cobre, por lo cual esta aleación presenta el mismo tipo de fases. Las aleaciones B2 y B3 presentan las mismas fases Al_2Cu y la acicular rica en Fe (posiblemente Al_7FeCu_2) aumentando la cantidad de esta fase en la aleación B3 debido al aumento de Fe. En la aleación B4 se comienza a apreciar la presencia de Si en ambas fases sin cambiarles la forma. En la aleación B5 se detectan las fases aciculares ricas en hierro con la presencia de pequeñas cantidades de Mn (posiblemente $\text{Al}_7(\text{FeMn})\text{Cu}_2$) y la aparición de una fase tipo escritura china con altos contenidos de manganeso y silicio (Figuras 8.11 y G9).

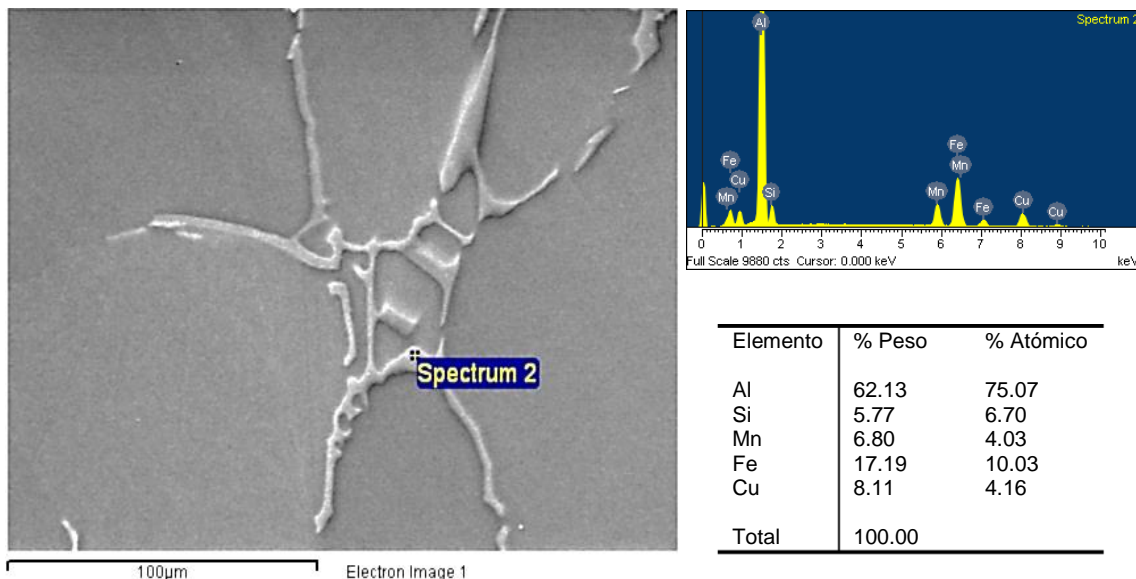


Figura 8.11. Imagen obtenida mediante microscopía electrónica de barrido, espectrómetro de dispersión de energía correspondiente a fase analizada y su composición química semicuantitativa, obtenidas en el probeta 20 de la química B5, donde se observa la fase Fase rica en Fe, Mn y Si tipo escritura china.

La aleación C1 con mayor contenido de cobre y algo de magnesio (Figura G10) presenta también fases aciculares ricas en hierro y en menor medida algunas con pequeños contenidos de Mn en su composición. En la aleación C2 se aprecian las fases aciculares con mayores contenidos de manganeso (Figura G11). La aleación C3 presenta las mismas fases Al_2Cu y la acicular rica en Fe con contenidos altos de manganeso (Figura G12). Las aleaciones

C4 y C5 presentan la fases eutéctica Al_2Cu , las ricas en Fe y Mn tipo aciculares de morfología tipo escritura china con presencia de Si (Figuras 8.12 G13 y G14).

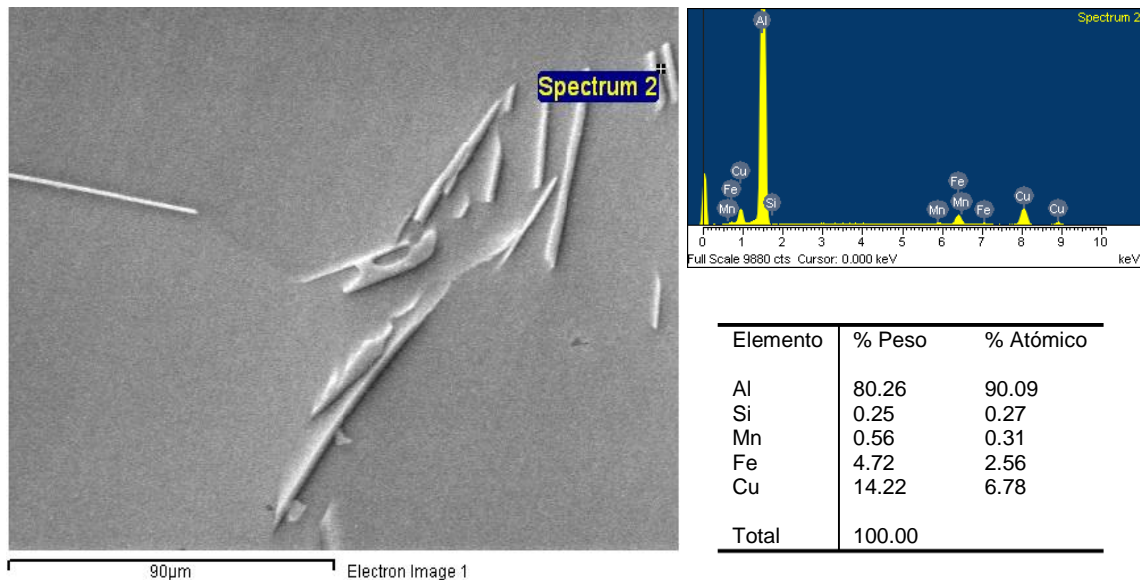


Figura 8.12. Imagen obtenida mediante microscopia electrónica de barrido, espectrómetro de dispersión de energía correspondiente a fase analizada y su composición química semicuantitativa, obtenidas en al probeta 20 de la química C4, donde se observan las fases aciculares rica en Fe Mn y Si.

En la aleación D1 (Figura G15) se presentan las fases Al_2Cu también fases aciculares ricas en hierro y manganeso. Para la aleación D2 (Figura G16) en cambio más significativo es la aparición de fases aciculares pequeñas ricas en Fe y Mn con presencia de magnesio esto se relaciona con el aumento de este elemento en la química de la aleación. En la aleación D3 con el aumento del manganeso y bajos contenidos de hierro se presenta una disminución de las fases aciculares y un aumento de la fase tipo escritura china rica en manganeso y hierro (Figura G17). La aleación D4 (Figura G18) no presenta cambios significativos con respecto a la D3 por lo cual se observa que el Zn no afecta de manera significativamente la microestructura presente. La aleación D5 en la cual aumenta en contenido de hierro se observa gran presencia de fases ricas en Fe y Mn muchas de ella con una morfología intermedia entre las agujas y las de tipo escritura china (Figuras 8.13 y G19). En la aleación D6 (Figura G20) con la adición de Si se observa que se tiende a estabilizar la fase tipo escritura china así como las agujas por separado en ambos casos se advierte la presencia de silicio en ambas morfologías.

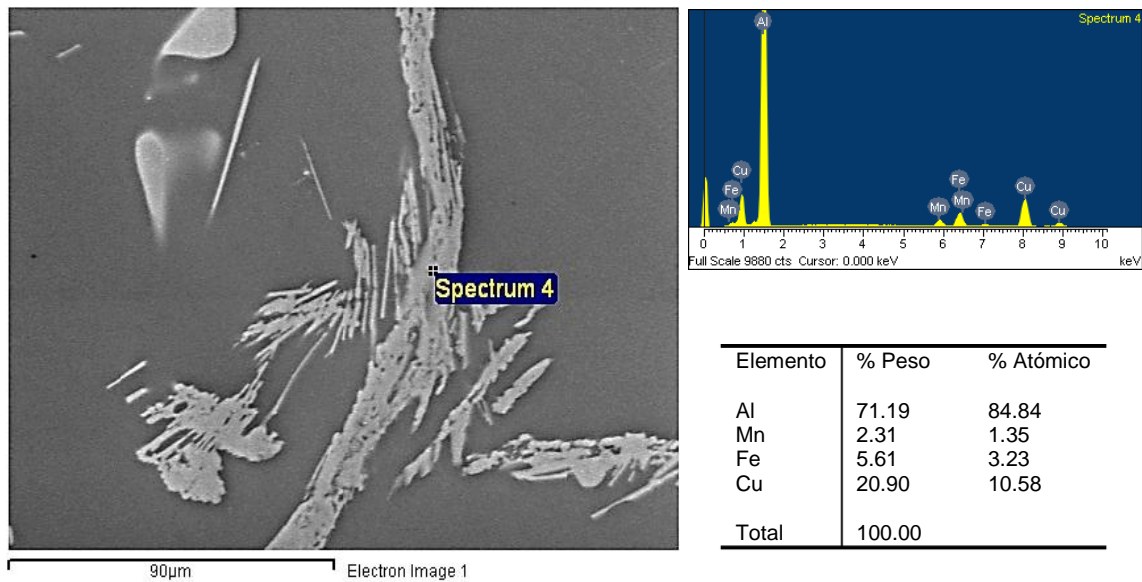


Figura 8.13. Imagen obtenida mediante microscopía electrónica de barrido, espectrómetro de dispersión de energía correspondiente a fase analizada y su composición química semicuantitativa, obtenidas en el probeta 20 de la química D5, donde se observa gran presencia de fases ricas en Fe y Mn con una morfología intermedia entre las agujas y las de tipo escritura china.

Resumiendo las observaciones, en todas las aleaciones se observa la fase eutéctica tipo bloque Al_2Cu que crece siguiendo la forma de la frontera de grano, así como la fase acicular rica en hierro que en ocasiones puede contener también manganeso, a altos contenidos de magnesio (0.45%) se observa la presencia de este elemento en ambas fases. El incremento del contenido de Mn en la aleación tiende a favorecer la formación de una fase tipo escritura china rica en Fe y Mn, así mismo las adiciones de silicio tienden a promover la formación de esta fase.

CAPÍTULO 9

CONCLUSIONES

A continuación se presentan las conclusiones del presente trabajo de investigación.

Análisis térmico.

La técnica de análisis térmico permitió determinar las reacciones exotérmicas de solidificación presentes en cada una de las veinte aleaciones analizadas, que incluyen la primera reacción de solidificación del aluminio, la segunda y tercera reacción que corresponde a las fases ricas en hierro y manganeso ($\text{Al}_6(\text{MnFeCu})$, Al_7FeCu_2 y $\text{Al}_{20}\text{Mn}_3\text{Cu}_2$), la cuarta reacción que corresponde a la solidificación de las fases ricas en cobre y fases ricas en cobre y hierro (Al_2Cu y Al_7FeCu_2) y finalmente, una quinta reacción donde se presentan las fases de menor punto de fusión ricas en magnesio y silicio (Al_2Cu , Al_2MgCu , Mg_2Si).

Las muestras de análisis térmico solidificadas en moldes con enfriamiento lento (grafito precalentado) permiten detectar un mayor número de reacciones, especialmente la reacción de solidificación del aluminio primario.

En el presente estudio se observó que las fases de bajo punto de fusión (515 a 497°C) Al_2Cu , Al_2MgCu y Mg_2Si , se presentan a altos contenidos de magnesio (0.45%) para las aleaciones con contenidos de cobre alrededor de 3.6%. Estas fases se presentan en aleaciones con contenidos de cobre de 4.5% al agregar 0.15% de silicio a aleaciones que ya contienen entre 0.2 y 0.25% de magnesio, manganeso y hierro. Aleaciones que contienen entre 4.8 y 5% de cobre y alto contenido de magnesio (0.45 a 0.5%) presentan estas fases cuando el manganeso se encuentra en altos niveles (0.4 a 0.45%) y a bajo contenido de hierro (residual

de los lingotes 0.07%). Se encontró también que el incremento de hierro a 0.25% en estas aleaciones deprime la formación de estas fases por la formación de las fases ricas en Fe de mayor punto de fusión ($Al_6(MnFeCu)$ y Al_7FeCu_2) mientras que una posterior adición de 0.23% de silicio promueve nuevamente la formación de las fases de bajo punto de fusión que podrían restringir la temperatura del tratamiento de solubilizado.

Del punto anterior se puede concluir que el magnesio y silicio promueven la formación de fases de bajo punto de fusión, para evitar estas reacciones, niveles medios de magnesio (0.15 a 0.20%) podrían utilizarse si se mantiene al mínimo el contenido de silicio. El aumento del contenido de Fe de los niveles residuales 0.07% a 0.25% disminuye la tendencia a la formación de fases de bajo punto de fusión.

El incremento de hierro promueve el aumento en la temperatura de formación de las fases ricas en este elemento (Al_7FeCu_2), este comportamiento se observó a varios niveles de cobre.

La temperatura de formación de las reacciones disminuye de manera general cuando se incrementa el contenido de Cu y los elementos de aleación, así como los elementos contaminantes.

El cinc no mostró ningún efecto significativo en las temperatura de formación de ninguna reacción durante el análisis térmico.

Agrietamiento en caliente.

La tendencia al agrietamiento en caliente de las aleaciones estudiadas es alrededor del 1.5 a 2 veces mayor a la de una aleación tipo 319 sin refinar y de 3 a 4 veces la de una aleación A356.

El análisis estadístico de la tendencia al agrietamiento indica que el Fe y el Mn son elementos que influyen negativamente en la formación de grietas mientras que el Si disminuye la tendencia al agrietamiento. El Cu y Mg y Zn no mostraron un efecto significativo al igual que el B en los contenidos estudiados.

Velocidad de solidificación en moldes tipo cuña.

El sistema de molde de arena con templadera es un sistema de vaciado que permite la obtención de piezas con un gradiente de solidificación amplio y similar al obtenido en vaciado de piezas complejas de aluminio (cabezas y monobloques de motores de combustión interna), lo que lo convierte en una herramienta muy útil en los estudios a nivel laboratorio tanto de microestructura, propiedades mecánicas y físicas de los materiales que pueden ser utilizados para simular las propiedades de piezas vaciadas complejas como las de la industria automotriz.

Propiedades mecánicas.

Las propiedades mecánicas están fuertemente relacionadas con la velocidad de solidificación especialmente el esfuerzo último de tensión y la elongación, se encontró que el aumento en la caída de las propiedades se presta a partir del nivel 4 de molde cuña (8.5 cm aproximadamente de la parte inferior molde) esta zona se encuentra fuera del área de influencia de la templadera. Por otra parte el esfuerzo de cedencia se presenta casi constante para las piezas tratadas en la condición T4, mientras que para las piezas en condición T7 se presenta una caída similar a la del esfuerzo último de tensión. La dureza es otra propiedad que se ve afectada por la velocidad de solidificación, observándose reducciones de hasta 20% entre la zona enfriada más rápidamente y la más lenta.

En general se encontró que el Cu y el Mg incrementan el esfuerzo de cedencia, el esfuerzo último de tensión y la dureza, mientras que el Mn es nocivo para la resistencia sólo a velocidades de solidificación moderadas y lentas (niveles 4 y 8 del molde cuña) por su parte el Fe parece contrarrestar este efecto, para esta propiedad de igual manera no se encontró influencia de la porosidad ni del tamaño de grano.

La elongación total disminuye conforme se incrementa el contenido de Cu, Mg, Mn y Fe en los niveles 4 y 8 tanto en ambas condiciones de tratamiento térmico. Mientras que para el índice de calidad en los niveles 4 y 8 del molde cuña, el Fe y el Mn resultan detrimentales en la condición T4 y en la condición T7 se presenta disminución de la propiedad cuando el Mg y Cu son incrementados.

Análisis microestructural.

La porosidad (área promedio y tamaño de poro) se incrementa al disminuir la velocidad de solidificación, lo cual contribuye al deterioro observado en las propiedades mecánicas estáticas.

El tamaño de grano de las probetas analizadas varía desde 50 μm en las muestras de enfriamiento rápido hasta alrededor de 150 μm en zonas de enfriamiento lento mostrando el efecto que la velocidad de solidificación presenta sobre el tamaño de grano. De los elementos de aleación variados en el estudio solamente el Fe presentó una pequeña influencia en la disminución del tamaño de grano a velocidades de solidificación lentas.

No es posible medir el espaciado dendrítico secundario (EDS) en muestras solidificadas en el molde tipo cuña utilizado, al ser refinadas con 20 ppm de B (0.01% de Ti).

En la microestructura se observa el aumento en el tamaño de las fases cuando se reduce la velocidad de solidificación al pasar de la probeta 1 (cercana a la templadera) a la 6 y finalmente a la 20 (cercana a la mazarota). En general se observa que las fases crecen en la frontera de grano lo cual es propio de la segregación necesaria para el enriquecimiento del líquido remanente en los elementos como Fe, Si, Mg, Mn y Cu. Hay dos fases distinguibles por su forma que predominan a lo largo de las aleaciones estudiadas, las agujas (tonalidad oscura en imágenes microscopio óptico) ricas en Fe (y pequeñas cantidades de Mn) con mayor temperatura de solidificación y otra tipo bloque que se amolda a la forma de las fronteras de grano en esta fase se encuentra en dos tonalidades una clara que se asocia a la fase eutéctica Al_2Cu y la otra más oscura que está asociada a fases más complejas ricas en Fe y Mn.

Resumiendo las observaciones de la microestructura, en todas las aleaciones se observa la fase eutéctica tipo bloque Al_2Cu que crece siguiendo la forma de la frontera de grano, así como la fase acicular rica en hierro que en ocasiones puede contener también manganeso, a altos contenidos de magnesio (0.45%) se observa la presencia de este elemento en ambas fases. El incremento del contenido de Mn en la aleación tiende a favorecer la formación de una fase tipo escritura china rica en Fe y Mn, así mismo las adiciones de silicio tienden a promover la formación de esta fase.

Conclusiones generales del trabajo.

El aporte científico del presente trabajo se describe como el incremento en el conocimiento de los efectos de los principales elementos de aleación y contaminantes presentes en las aleaciones Al-Cu de la serie 2XX, los cuales hasta el momento son poco conocidos. El presente trabajo incluye de manera integral tanto en el análisis térmico de la solidificación, tendencia al agrietamiento en caliente, propiedades mecánicas, así como la caracterización microestructural general que permite correlacionar todos los parámetros antes mencionados.

El aporte tecnológico del presente trabajo incluye el efecto de los principales elementos presentes en las aleaciones Al-Cu en las propiedades mecánicas dentro de un intervalo amplio de velocidades de solidificación representativo de los principales procesos de fabricación, tanto en condición T4 de alta elongación para aplicaciones en componentes estructurales y en la condición T7 para aplicaciones en componentes rígidos que requieren altas prestaciones mecánicas. Así mismo el presente estudio permite comprender los parámetros que afectan la tendencia al agrietamiento en caliente que históricamente ha sido el principal obstáculo para el uso extensivo de esta aleación en componentes complejos de altas prestaciones mecánicas, como son las piezas vaciadas para motores de combustión interna de la industria automotriz y aplicaciones en la industria aeronáutica.

CAPÍTULO 10

RECOMENDACIONES

Composición química.

Se recomienda evaluar piezas sin refinadores así como aleaciones con altos contenidos de Ti residual (0.1% y 0.2%) y la pérdida de efecto refinador a lo largo del tiempo de estancia del metal en el horno previo al vaciado.

Análisis térmico.

Se recomienda evitar el uso de moldes de arena (u otros materiales) a temperatura ambiente debido a la dificultad para detectar la primera reacción (solidificación del aluminio primario), en pruebas posteriores a las presentes en este trabajo se ha encontrado que temperaturas de molde de 200°C permiten registrar de manera constante la primera reacción de solidificación de aleaciones de aluminio, adicionalmente se recomienda mantener un sobrecalentamiento del metal mínimo de 100°C sobre la primera reacción a estudiar durante la solidificación.

Se recomienda fabricar un arreglo experimental que permita el uso del mismo termopar para todas las pruebas, lo cual reduciría la variación de temperaturas provocado por el cambio de termopares de copa a copa.

Agrietamiento en caliente.

Se recomienda fabricar un arreglo experimental que permita la medición de la fuerza generada por la contracción de la aleación estudiada, lo cual permitiría eliminar el factor apreciativo de la evaluación semicuantitativa realizada en el presente trabajo. Sería también conveniente que este nuevo arreglo experimental pueda evaluar el efecto de un molde metálico a varias temperaturas, así como contar con la capacidad de evaluar la tendencia en moldes de arena que promueven enfriamientos lentos previniendo mediante insertos metálicos el colapsado del molde en las zonas de sujeción, debido a los esfuerzos de contracción.

Velocidad de solidificación en moldes tipo cuña.

Una mejora sustancial que pudiera hacerse al molde tipo cuña, sería cambiar el sistema de llenado actual, de vaciado por gravedad y llenado por la parte inferior con el uso de un filtro cerámico a un sistema de llenado por baja presión donde el metal entre por la zona de mazarotaje hasta llegar a la zona de templadera seguido de un proceso de rotación que coloque el molde con la zona de metal más frío y templadera en la zona inferior mientras que la zona de metal más caliente se encontraría en la parte superior facilitando la alimentación y disminuyendo la turbulencia del llenado que pudiera provocar la inclusión de aire u óxidos de aluminio en el interior de la pieza, procesos similares ya se utilizan en la fabricación de piezas automotrices.

Referencias

- [1] Ray LaHood Lisa y P. Jackson, "Light-Duty Vehicle Greenhouse Gas Emission Standards and Corporate Average Fuel Economy Standards; Final Rule", Environmental Protection Agency, Department of Transportation, Federal Register /Volumen 75, No. 88/Rules and Regulations, Mayo 7, 2010, pp. 7-8.
- [2] ASM International Handbook Committee, "Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials", ASM Handbook, Volumen 2, Novena Edición, 1990, pp. 17-18, 618-627, 569-581, 2922-2927.
- [3] G.K. Sigworth, "Method for Grain Refinement of High Strength Aluminum Casting Alloys", Patente E.U.A. 6,368,427, Abril 9, 2002; y Patente E.U.A. 6,645,321 B2, Noviembre. 11, 2003.
- [4] G.K. Sigworth, F. DeHart y S. Millhollen, "Use of High Strength Aluminum Casting Alloys in Automotive Applications", Light Metals, 2001, pp. 313-322.
- [5] G.K. Sigworth y F. DeHart, "Recent Developments in the High Strength Aluminum-Copper Casting Alloy 206", AFS Transactions, 2003, Volumen 111, pp. 341-354.
- [6] P.N. Crepeau, "The Effects of Iron in Aluminum-Silicon Casting Alloys: A Critical Review", AFS, 99th Casting Congress, Abril 1995, pp. 23-26.
- [7] L. Bäckerud, G Chai y J. Tamminen; "Solidification Characteristics of Aluminium Alloys, volume 2: Foundry Alloys" AFS/skanaluminium, E.U.A., 1990, pp. 63-69.
- [8] J.E. Gruzlezki y B.M Closset, "The Treatment of Liquid Aluminum-Silicon Alloys", AFS, 1990. pp 76-77, 25-50 y 127-141.
- [9] M. Otte, S. McDonald, J. Taylor, D. Stjohn, W. Schneider; "Conteolling Porosity-Related Casting Rejects: Understanding the Role of Iron in Aluminum-Silicon Alloys", CASTEXPO AFS, St. Louis, Missouri, U.S.A., Marzo 13-16, 1999.
- [10] A.M. Samuel, F.H. Samuel, y G. Boundreault; "Microstructural Observation of Porosity in A319.2 Alloy: Effect of Mold Type and Cooling Rate", CASTEXPO American Foundrymen's Society, St. Louis, Missouri, E.U.A., Marzo 13-16, 1999.
- [11] G. Gustafsson, T. Thorvaldsson, y G. L. Dunlop; "The Influence of Fe and Cr on the Microstructure of Cast Al-Si-Mg Alloys" Metallurgical Transactions A, Volumen 17A

- Enero 1986, pp. 45-52.
- [12] R. I. Mackay y J. E. Gruzleski, "Quantification of iron in aluminium-silicon foundry alloys via thermal analysis", *Int. J. Cast Metals Res.*, Volumen 10, 1997, pp. 131-145.
- [13] F.H. Samuel, P. Ouellet, A.M. Samuel y H. W. Doty, "Effect of Mg and Sr Additions on the Formation of Intermetallics in Al-6 Wt Pct Si-3.5 Wt Pct Cu-(0.45) to (0.8) Wt Pct Fe 319-tipe Alloys", *Metallurgical and Materials Transactions A*, Volumen 29A, Diciembre 1998, pp 2871-1884.
- [14] L. Anantha Narayanan, F.H. Samuel, y J.E. Gruzleski; "Crystallization Behavior of Iron-Containing Intermetallic Compounds in 319 Aluminum Alloy", *Metallurgical and Materials Transactions A*, Volumen 25A, Agosto 1994, pp. 1761-1773.
- [15] L. Wang, D. Apelian, M. Makhlof; "Iron-Bearing Compounds in Al-Si Diecasting Alloys Their Morphology and the Conditions Under Which they Form" *CASTEXPO American Foundrymen's Society*, St. Louis, Missouri, E.U.A., Marzo 13-16, 1999.
- [16] A.M. Samuel y F.H. Samuel, "Modification of Iron Intermetallics by magnesium and strontium in Al-Si Alloys", *International Journal of Cast Metals Research*, Volumen 10, 1997, pp 147-157.
- [17] S. G. Shabestari y J. E. Gruzleski, "Modification of Iron Intermetallics by Strontium in 413 Aluminium Alloys", *AFS, 99th Casting Congress*, Abril 23-26, 1995.
- [18] J. Gauthier, P. R. Louchez y F. H. Samuel, "Heat treatment of 319.2 aluminium automotive alloy, Part 1, Solution heat treatment", *Cast Metals*, Volumen 8, Numero 2, 1995, pp.91-106.
- [19] Alexey Sverdlin, "Introduction to Aluminum". George E. Totten y D. Scott Mackenzie, "Handbook of Aluminum, Volumen 1, Physical Metallurgy and Processes", Marcel Dekker, Inc., 2003, pp. 1.
- [20] I. J. Polmear, "Light Alloys, Metallurgy of the Light Metals", Edward Arnold, 1981, pp. 7-9, 15-27, 47, 58-62, 89, 110-125.
- [21] Robert Howard, Neils Bogh y D. Scott Mackenzie, "Heat Treating Processes and Equipment", George E. Totten y D. Scott Mackenzie, "Handbook of Aluminum, Volumen 1, Physical Metallurgy and Processes", Marcel Dekker, Inc., 2003, pp. 881-916, 920.
- [22] Robert Howard, Neils Bogh y D. Scott MacKenzie, "Heat Treating Processes and Equipment". George E. Totten y D. Scott MacKenzie, "Handbook of Aluminum, Volumen1, Physical Metallurgy and Processes", Marcel Dekker, Inc. 2003. pp. 881–916, 920.
- [23] N. F. Budgen, "The Heat-Treatment and Annealing of Aluminum and its Alloys", *The Sherwood Press. Inc. Cleveland, Ohio*, 1933, pp 3-8.
- [24] "Herald of the Russian Academy of Sciences, From the History of Aluminum Alloys" Volumen 78, Numero 4, pp. 416-420.
- [25] Sidney H. Avner, "Introduction to Physical Metallurgy", McGraw-Hill, 1964.

- [26] John D. Verhoeven, "Fundamentals of Physical Metallurgy", John Wiley & Sons, Inc., 1987.
- [27] L. Bäckerud, E. Król y J. Tamminen, "Solidification Characteristics of Aluminium Alloys", Volumen 1, SKANALUMINIUM, Suiza, 1986. pp. 5-7.
- [28] K. Jackson, "solidification" ASM, Metals Park, Ohio, 1971, pp. 121-151.
- [29] R. E. Reed-Hill, "Physical Metallurgy Principles", Van Nostrand Company, 1973, pp.476-538.
- [30] M. C. Flemings, "Solidification Processing"McGraw-Hill, 1974, pp. 31-49.
- [31] J. Campbell, "Castings", Butterworth-Heinemann Ltd, 1991, pp. 230.
- [32] W. F. Smith, "Fundamentos de la Ciencia e Ingeniería de Materiales", McGraw-Hill, 1993, pp. 470.
- [33] W. F. Smith, "Aluminum Casting Technology", 2nd Edition, American Foundry Society, 2001, pp. 28-29.
- [34] N. Tenekedjiev, H. Mulazimoglu, B.M Closset y J.E. Gruzlezki, "Microstructures and Thermal Analysis of Strontium-Treated Aluminum-Silicon Alloys", AFS, 1995. pp 2, 7, y 15.
- [35] George E. Dieter, "Mechanical Metallurgy, SI Metric Edition", McGraw-Hill, 1988. pp. 217, 275-292.
- [36] Marc André Meyers y Krishan Kumar Chawla, "Mechanical Metallurgy, Principles and Applications", Prentice-Hall, Inc. 1984. pp. 373-375, 402-413, 566-568.
- [37] M. Drouzy, S. Jacob y M. Richard, "Interpretation of tensile results by means of quality index and probable yield strength", AFS International Cast Metals Journal, 1980.
- [38] C. H. Cáceres, "A rationale for the quality index of Al-Si-Mg casting alloys", International Journal of Cast Metals Research, 1998.
- [39] C. H. Cáceres, J. H. Sokolowski y P. Gallo, "Effect of ageing and Mg content on the quality index of two model Al-Cu-Si-Mg alloys", Materials Science and Engineering A271, 1999.
- [40] C. H. Cáceres, "A phenomenological approach to the quality index of Al-Si-Mg casting alloys", International Journal of Cast Metals Research, 2000.
- [41] C. H. Cáceres y J. Barresi, "Selection of temper and Mg content to optimise the quality index of Al-7Si-Mg casting alloys", International Journal of Cast Metals Research, 2000.
- [42] C. H. Cáceres, "Microstructure design and heat treatment selection for casting alloys using the quality index", ASM-IMS 1999 Meeting, Cincinnati, 1999.
- [43] C. H. Cáceres, T. Din, A. K. M. B. Rashid y J. Campbell, "The effect of ageing on quality index of an Al-Cu casting alloy", Materials Science and Technology, 1999.
- [44] T. Din, A. K. M. B. Rashid y J. Campbell, "High strength aerospace casting alloys",

Materials Science and Technology, 1996, pp, 269-273.

- [45] C. H. Cáceres, I. L. Svensson y J. A. Taylor, "Strength–ductility behaviour of Al–Si–Cu–Mg casting alloys in T6 temper", International Journal of Cast Metals Research, 2002.
- [46] C. H. Cáceres y J. A. Taylor, "Enhanced ductility in Al–Si–Cu–Mg casting alloys with high Si content", TMS (Shape Casting: The John Campbell Symposium), 2005.
- [47] G.K. Sigworth and C. H. Cáceres, "Quality Issues in Aluminum Net Shape Castings", AFS, 2004.
- [48] R. Torres, Tesis de Doctorado: "Índice de calidad de una aleación de aluminio tipo A319", UANL, México, 2007.
- [49] E. Carrera, Tesis de Maestría: " Estudio de la influencia del Sr y los parámetros de envejecimiento sobre las propiedades mecánicas de una aleación Al-Si con 2.5% de Cu", UANL, México, 2006.
- [50] A. Rodríguez, R. Chavez, J. Hernandez, F. Major, y Y, Raymond, "The Effect of Solidification Conditions and Alloy Composition on the Castability and Mechanical Properties of B206 Alloy", AFS, 2009.
- [51] ASTM, "E8M–99 Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials [Metric]", 1999.
- [52] ASTM, "B557M–94 Standard Test Methods of Tension Testing Wrought and Cast Aluminum– and Magnesium–Alloy Products [Metric]", 1994.
- [53] ASTM, "E10–01 Standard Test Method for Brinell Hardness of Metallic Materials", 2001.
- [54] G. Petzow, "Metallographic etching", ASM, 1978.
- [55] ASTM, "E112–88 Standard Test Methods for Determining Average Grain Size", 1988.
- [56] J.F. Major y G.K. Sigwort, "Chemistry / Property Relationships in AA 206 Alloys", AFS, 2006.
- [57] R. Lujan, Tesis de Maestría: " Efecto del contenido de Cobre sobre la segregación de la fase Al_2Cu y su efecto sobre las propiedades mecánicas en una aleación Al-Si-Cu", Instituto Tecnológico de Saltillo, México, 2006.
- [58] M. Cardoso, Tesis de Maestría: " Análisis de la solidificación de los precipitados de Cu en la aleación de aluminio A319", Instituto Tecnológico de Saltillo, México, 2006.
- [59] G.K. Sigworth y T.A. Kuhn, "Grain Refinement of Aluminum Casting Alloys", AFS, 2007.
- [60] F.A. Fasoyinu, J.P. Thomson, M.Sahoo, P. Burke y D. Weiss, " Permanent Mold Casting of aluminum Alloys A206.0 and A535.0", AFS, 2007.
- [61] F. D'Elia, C Ravindran, " Effect of Ti-B Grain Refine ron Hot Tearing in Permanent Mold Cast B206 Aluminum Alloy", AFS 2009.
- [62] S. Nafisi y R. Ghomashchi, "Al-B Master Alloys: A Worthy Alternative to Ti-Based Grain Refiners for Al-Si Foundry alloys", AFS, 2006.
- [63] R. Torres, Tesis de Maestría : "Análisis térmico y propiedades mecánicas en una

- aleación tipo A319", UANL, México, 2000.
- [64] D. Jean, J.F. Major, J.H. Sokolowski, B. Warnock y W. Kasprzak "Heat Treatment and Corrosion Resistance of B206 Aluminum Alloy", AFS, 2009.
- [65] G.K. Sigworth "Understanding Quality in aluminum Castings", AFS, 2011.
- [66] F.J. Tavitas, J.E. Gruzleski, F.H. Samuel, S. Valtierra y H.W. Doty, "Artificial Aging Behavior of 319-Type Cast Aluminum Alloy with Mg and Sr Additions", AFS, 2007.
- [67] M. Garat y G. Laslaz, "Improved Aluminium Alloys for Common Rail Diesel Cylinder Heads", AFS, 2007.
- [68] D. Jean y J.F. Major, "Chemistry / Property Relationships in AA 206 Alloys: Fatigue Behavior", AFS, 2009.
- [69] A. Rodríguez, R. Chávez, J. Hernández, Y. Raymond y J.F Major, "The Effect of Solidification Conditions and Alloy Composition on the Castability and Mechanical Properties of B206 Alloy", AFS, 2009.
- [70] D.J. Weiss, G.A. Gegel y K.S. Sadayappan, "Development of Cast Al Alloys for Elevated Temperature (250C) Service", AFS, 2011.
- [71] S.B. Ghanti, E.A. Druschitz, A.P. Druschitz y J.A. Griffin, "The Effect of Solidification under Pressure on the Porosity and Mechanical Properties of A206-T6 Cast Aluminum Alloy", AFS, 2011.
- [72] A.E. Ares, L.M. Gassa, C.E. Schvezov, y S.F. Gueijman, "Relationship Between Structure and Properties of Al-Cu Alloys", TMS, 2011.
- [73] A. Rodriguez, Tesis de Maestría : "Análisis microestructural de una aleación Al-Si del tipo A319", UANL, México, 2001.

Lista de Tablas

Tabla	Descripción	Página
1.1	Promedio de consumo de combustible requerido en millas por galón [kilómetros por litro] bajo el estándar final de la CAFE (Corporate Average Fuel Efficiency) ^[1] .	4
2.1	Producción anual de aluminio ^[23] .	10
2.2	Propiedades del aluminio puro ^[2] .	10
2.3	Sistema de designación para aleaciones de aluminio para trabajo mecánico ^[2] .	12
2.4	Sistema de designación para aleaciones de aluminio para vaciado ^[2] .	13
2.5	Sistema de designación para la condición de fabricación de componentes de aluminio y sus aleaciones ^[21] .	13
2.6	Sistema de designación para tratamientos térmicos de endurecimiento por deformación ^[21] .	14
2.7	Sistema de designación para tratamientos térmicos ^[21] .	14
3.1	Correlación de la morfología de la intercara con la entropía de fusión, ΔS_f (R=constante de los gases) ^[26] .	28
3.2	Correlación entre la morfología eutéctica y la tendencia las fases a facetarse ^[26] .	34
3.3	Reacciones durante la solidificación de una aleación de aluminio del tipo A206.2 ^[7] .	35
3.4	Fases observadas al microscopio en una aleación del tipo A206.2 (determinación de fases mediante microscopía electrónica y espectrometría) ^[7] .	36
3.5	Efecto de la velocidad de solidificación en una aleación del tipo A206.2 ^[7] .	37
5.1	Sistemas de precipitación más comunes en Aluminio ^[33] .	59
6.1	Plan de composición química para 20 pruebas a realizar.	71
7.1	Composición química obtenida en las 20 pruebas vaciadas.	86
7.2	Parámetros de análisis térmico de química D2 vaciada en molde de arena y molde de grafito.	88

7.3	Resultados semicuantitativos de tendencia al agrietamiento en caliente en muestras vaciadas en molde metálico.	89
7.4	Resultados semicuantitativos de tendencia al agrietamiento en caliente en muestras vaciadas en moldes de arena.	89
7.5	Velocidad de solidificación encontrada dentro del molde tipo cuña.	90
7.6	Propiedades mecánicas de la química D2, a) Propiedades en condición T4, b) Propiedades en condición T7	91
7.7	Dureza de químicas D1, D2, D3, D4, D5 y D6, a) Condición T4, b) Condición T7.	91
7.8	Porcentaje de área de porosidad en las probetas 1, 6 y 20.	92
7.9	Longitud de los poros detectados en las probetas 1, 6 y 20.	93
7.10	Tamaño de grano de las probetas 1, 6 y 20.	95
8.1	Reacciones detectadas durante la solidificación de una aleación estudiadas.	99
8.2	Fases presentes en las 20 aleaciones estudiadas.	100
8.3	Resultados semicuantitativos de tendencia al agrietamiento en caliente en muestras vaciadas en molde metálico.	103

Lista de Figuras

Figura	Descripción	Página
3.1	Representación esquemática de una estructura a) cristalina y b) de un líquido. El área ABCDE presenta la misma ordenación en el líquido y en el cristal ^[25] .	16
3.2	Dependencia de la temperatura en la energía libre del volumen de las fases sólida y líquida ^[26] .	17
3.3	Energía libre de formación de un núcleo como una función de su radio ^[26] .	18
3.4	a) Geometría del casquete esférico. b) Diagrama de tensión superficial en el borde del casquete ^[26] .	20
3.5	En a) se muestra una estructura cristalina sin nucleación interior, en b) la estructura presenta nucleación interior ^[27] .	22
3.6	Variación del radio de tamaño crítico para la nucleación con la temperatura ^[26] .	23
3.7	Ilustración de la temperatura de nucleación homogénea en un punto en donde el radio crítico es igual al radio aglomerado de tamaño crítico ^[26] .	24
3.8	Curva típica de enfriamiento que ilustra el sobreenfriamiento y la recalcificación de un metal puro ^[26] .	25
3.9	Reacciones atómicas en la intercara sólido-líquido ^[26] .	26
3.10	a) Gradiente de temperaturas positivo para una intercara sólido-líquido, b) gradiente de temperatura negativo para una intercara sólido-líquido ^[26] .	27
3.11	Las morfologías de intercara observadas en metales puros con gradiente positivo; a) intercara facetada, b) intercara no facetada o planar ^[26] .	27
3.12	a) Sobreenfriamiento con un gradiente de temperatura negativo, b) morfología dendrítica resultante ^[26] .	29
3.13	a) Representación esquemática del primer paso en el crecimiento dendrítico. b) Los brazos dendríticos secundarios se forman porque hay un descenso en el gradiente de temperatura en un punto intermedio entre los brazos primarios. c) Diagrama donde se muestra la formación de los brazos secundarios ^[29] .	30
3.14	Diagrama de fases de una aleación binaria ^[26] .	30

- 3.15 Perfiles de soluto para barras solidificadas desde el extremo izquierdo. a) Solidificación cerca del equilibrio (con difusión completa en el sólido y el líquido), b) Solidificación sin difusión en el sólido y c) Solidificación con difusión limitada en el líquido y sin convección ^[26,30]. 31
- 3.16 La región sombreada muestra el área sobreenfriada, producida por la acumulación de soluto en la solidificación de una aleación de gradiente positivo ^[26]. 32
- 3.17 Transición de morfologías de crecimiento de planar a celular y posteriormente a dendrítica, provocadas por el aumento del sobreenfriamiento constitucional. a) Esquemáticamente y b) Físicamente para un acero de baja aleación ^[31]. 32
- 3.18 Ilustración esquemática de varias estructuras eutécticas. a) Laminillas. b) Varillas. c) Globular. d) Acicular ^[32]. 33
- 3.19 El perfil de intercara para, a) eutécticos no facetado-no facetado y b) eutécticos no facetado-facetado ^[26]. 35
- 3.20 Microestructura de muestras de la aleación A206.2, a) 0.3°C/seg a 560X (fase Al₇FeCu₂ en forma de agujas color café y fase Al₂Cu de color rosa), b) 0.6°C/seg a 1100X (fase Al₂₀Mn₃Cu₂ en forma de cuadros color café), c) 4.5°C/seg a 560X ^[7]. 36
- 3.21 Efecto de la velocidad de solidificación en el tamaño de grano y espaciamiento interdendrítico secundario (EDS) en muestras de la aleación A206.2, a) 0.3°C/seg a 56X, b) 0.6°C/seg a 560X, c) 4.5°C/seg a 56X ^[7]. 37
- 3.22 a) Diagrama de fases parcial de Al-Ti. b) Proceso de nucleación mediante la reacción peritética ^[8]. 39
- 3.23 a) Microestructura de una aleación maestra comercial de Al-Ti. b) Habilidad refinadora de distintas aleaciones maestras ^[1]. 39
- 3.24 Imágenes de grietas rellena en una aleación Al-10Cu sin refinamiento de grano ^[31]. 40
- 3.25 Superficie dendrítica de una grieta en caliente por contracción en una aleación Al-45I-0.5Mg vaciada en molde de arena ^[31]. 41
- 3.26 Radiografía de grietas en caliente en una aleación Al-6.6Cu con refinamiento de grano ^[31]. 41
- 4.1 Ejemplos idealizados de curvas de solidificación, a) Metal puro, b) Aleación en solución sólida, c) Aleación eutéctica, d) Aleación hiper o hipo-eutectica ^[34]. 45
- 4.2 Curva de enfriamiento encontrada en una muestra de aleación 356 (muestra de 35 mm de diámetro con un termopar localizado al centro del cilindro). Se indican las reacciones de solidificación primaria de aluminio (1) y del esutectico Al-Si (2) ^[7]. 45

4.3	Primera derivada de la curva (dT/dt) de enfriamiento de la misma muestra de aleación 356 mostrada en la Figura 4.2 ^[7] .	46
4.4	Curva de enfriamiento, primera derivada y tamaño de grano, a) Muestra con solidificación homogénea, b) Muestra con solidificación heterogénea mediante la adición de partículas TiB para refinar el grano ^[7] .	48
4.5	Curva de enfriamiento y tamaño de grano de una muestra de aleación A356 con diferentes concentraciones de aleación maestra Ti5-B1, a) Sin refinador, b) 0.025% de Ti, c) 0.05% Ti, d) 0.1% de Ti ^[7] .	49
4.6	Ejemplos de curvas de solidificación eutéctica, a) Comparación entre eutéctico modificado y sin modificar, b) Curva de enfriamiento y derivada ^[34] .	50
4.7	Efecto de las aleaciones maestras de Sr en las curva de enfriamiento (zona eutéctica) y la microestructura así como el decaimiento de la modificación observada tras la adición, a) Efecto de la adición de 0.005% de Sr, b) Efecto de la adición de 0.02% de Sr ^[7] .	51
5.1	Ilustración del proceso de envejecido ^[33] .	57
5.2	Ilustración de una zona GP ^[33] .	57
5.3	Mecanismos de deformación en aluminio, a) Mecanismo de corte, b) Mecanismo de lazos de Orowan ^[35,36] .	58
5.4	Interacción entre el mecanismos de corte y el mecanismo de lazos de Orowan para obtener la máxima resistencia del material ^[36] .	60
5.5	Curvas de envejecido para una aleación binaria Al-4Cu ^[33] .	61
5.6	Gráfica de índice de calidad para una aleación 356, a) Efecto de los parámetros de trataemiento térmico en el índice de calidad Q, b) Efecto del contenido de Fe y Mg en el índice de calidad Q ^[37] .	62
5.7	Resultados de los ensayos de tensión de muestras de aleación Al7Si0.4Mg. Las líneas continuas indican los resultados de los ensayos de tensión en probetas con varios niveles de EDS y tempos de envejecido a 170°C. Las líneas punteadas indican el aproximación de las curvas de fluencia obtenidas mediante el uso de las Ecuaciones [5.3] y [5.4] ^[38] .	64
5.8	Gráfica semilogarítmica que muestra curvas de fluencia (líneas continuas) y curvas iso-q (líneas punteadas) para una aleación Al7Si0.4Mg con un valor de K=430MPa definidas por Cáceres ^[43] .	65
5.9	Comparación de curvas encontradas por Cáceres (líneas continuas) y Drouzy (líneas discontinuas) para una aleación Al7Si0.4Mg con un valor de K=430MPa ^[43] .	66
5.10	Comparación del índice de calidad en una aleación 201 ^[44] .	67

5.11	Propiedades mecánicas de una aleación B206 con varios tratamientos térmicos ^[47] .	67
5.12	Comparación del índice de calidad en una aleación B206 ^[47] .	68
6.1	Horno basculante Thermtronix modelo GT-600.	72
6.2	Diagrama del molde metálico utilizado para el vaciado de las muestras de análisis químico (dimensiones en mm).	72
6.3	Diagrama de los moldes utilizados para la obtención de las muestras de análisis térmico (dimensiones en mm), a) Molde de área, b) Molde de grafito.	73
6.4	Diagrama del equipo usado para capturar las temperaturas.	74
6.5	Gráficas de análisis térmico realizado para la química D2 muestra 2 solidificada en molde de grafito, a) Gráfica completa, b) Imagen de acercamiento a una de las reacciones de solidificación donde se señalan los principales parámetro de temperatura y tiempo obtenidos mediante el análisis térmico.	75
6.6	Molde metálico para evaluación del agrietamiento en caliente, a) Molde y tapa, b) Geometría para el vaciado la pieza, c) Molde sin tapa después del vaciado del aluminio líquido.	77
6.7	Molde de arena para evaluación del agrietamiento en caliente, a) Molde armado, b) Geometría para el vaciado la pieza, c) Pieza vaciada.	78
6.8	Agrietamiento en la unión del brazo con el cuerpo central del molde.	78
6.9	Molde de arena para el vaciado de piezas tipo cuña, a) Molde armado, b) Parte inferior del molde con templadera de hierro y filtro cerámico, c) Pieza vaciada.	79
6.10	Pieza instrumentada con termopares para la obtención de las velocidades de solidificación dentro del molde tipo cuña, a) Pieza tipo cuña con termopares, b) Gráfica de solidificación obtenida.	80
6.11	Molde de arena para evaluación del agrietamiento en caliente, a) Corte e identificación de las probetas en el molde tipo cuña, b) Dimensiones de la probeta maquinada para el ensayo de tensión ^[49] .	81
6.12	Secciones seleccionadas para análisis microestructural y dureza ^[49] .	83
7.1	Gráficas de solidificación obtenidas en para la química D2 de muestra para análisis térmico, molde de arena línea continua y molde de grafito línea discontinua.	87
7.2	Análisis térmico de la química D2, a) Molde de arena, b) Molde de grafito.	88
7.3	Propiedades mecánicas de la química D2, a) Condición T4, b) Condición T7.	90
7.4	Dureza de químicas D1, D2, D3, D4, D5 y D6, a) Condición T4, b) Condición T7.	92

7.5	Microestructura y tamaño de grano obtenido en las probetas 1, 6 y 20 del molde tipo cuña vaciado con la química D1 en la condición de tratamiento térmico T7, Lado Izquierdo) Microestructura a 200 magnificaciones , Lado Derecho) tamaño de grano a 50 magnificaciones.	94
8.1	Análisis térmico de la química D2, a) Molde de arena, b) Molde de grafito.	98
8.2	Gráficas de análisis térmico de muestras solidificadas en molde de grafito, Izquierda) Química D2, Derecha) Química D5.	99
8.3	Gráficas de las temperaturas de nucleación (T_N), mínima (T_{Min}), final de recalcencia (T_G) y final (T_F) para la Reacción 1 tanto en el molde de arena y de grafito.	101
8.4	Gráficas de las temperaturas de nucleación (T_N), mínima (T_{Min}), final de recalcencia (T_G) y final (T_F) para la Reacción 3 tanto en el molde de arena y de grafito.	102
8.5	Gráficas de las temperaturas de nucleación (T_N), mínima (T_{Min}), final de recalcencia (T_G) y final (T_F) para la Reacción 4 tanto en el molde de arena y de grafito.	102
8.6	Gráficas del análisis estadístico de la influencia de los elemento de aleación en la tendencia al agrietamiento en caliente de las muestras vaciadas en molde metálico.	104
8.7	Gráficas del análisis estadístico de la influencia de la velocidad de solidificación (nivel en molde cuña) sobre las propiedades mecánicas, Izquierda) Propiedades en condición T4, Derecha) Propiedades en condición T7.	106
8.8	Gráficas del análisis estadístico de la influencia de la velocidad de solidificación (nivel en molde cuña) sobre la dureza, Izquierda) Propiedades en condición T4, Derecha) Propiedades en condición T7	107
8.9	Gráficas del análisis estadístico de la influencia de la velocidad de solidificación (nivel en molde cuña) sobre la dureza, a) Área promedio de porosidad, b) Tamaño promedio de poro, c) Longitud máxima de poro, d) tamaño de grano.	109
8.10	Imagen obtenida mediante microscopia electrónica de barrido, espectrómetro de dispersión de energía correspondiente a fase analizada y su composición química semicuantitativa, obtenidas en al probeta 20 de la química A2 donde se observan las fases Al ₂ Cu.	111
8.11	Imagen obtenida mediante microscopia electrónica de barrido, espectrómetro de dispersión de energía correspondiente a fase analizada y su composición química semicuantitativa, obtenidas en al probeta 20 de la química B5, donde	112

- se observa la fase Fase rica en Fe, Mn y Si tipo escritura china.
- 8.12 Imagen obtenida mediante microscopia electrónica de barrido, espectrómetro de dispersión de energía correspondiente a fase analizada y su composición química semicuantitativa, obtenidas en al probeta 20 de la química C4, donde se observan las fases aciculares rica en Fe Mn y Si. 113
- 8.13 Imagen obtenida mediante microscopia electrónica de barrido, espectrómetro de dispersión de energía correspondiente a fase analizada y su composición química semicuantitativa, obtenidas en al probeta 20 de la química D5, donde se observa gran presencia de fases ricas en Fe y Mn con una morfología intermedia entre las agujas y las de tipo escritura china. 114

Apéndice A

Gráficas de análisis térmico

A.1. Gráficas de análisis térmico en moldes de arena.

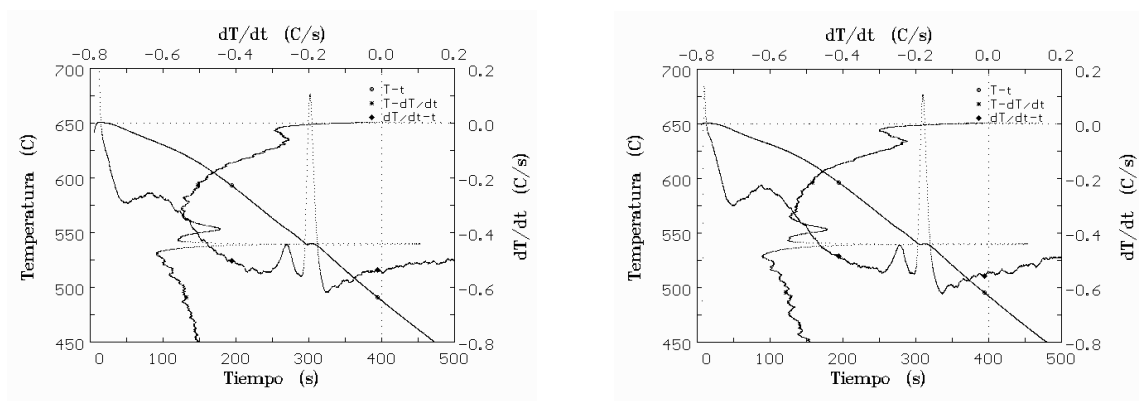


Figura A1. Gráficas de análisis térmico de la química A1, solidificadas en molde de arena. Izquierda) Muestra 1, Derecha) Muestra 2.

Química A1: Cu 3.63%, Mg 0.083%, Mn 0.0% Fe 0.069%, Si 0.06%, Zn 0.046%, B 0.0022%.

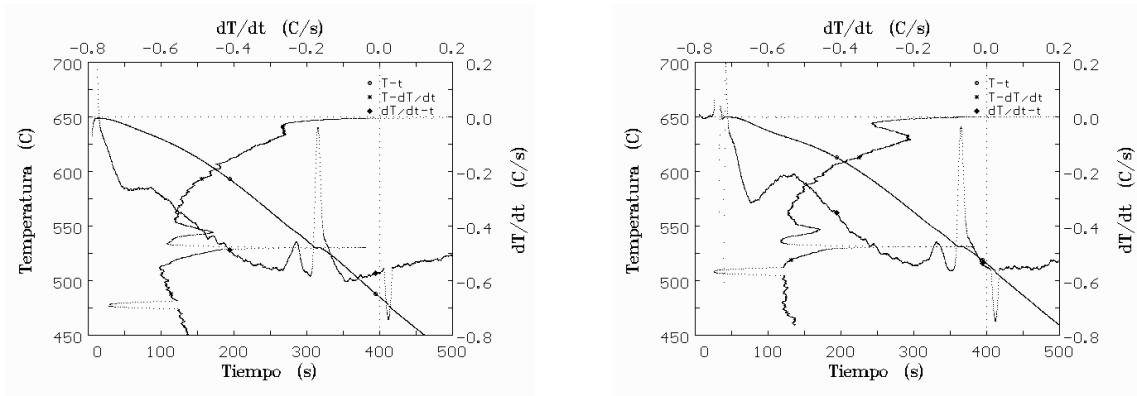


Figura A2. Gráficas de análisis térmico de la química A2, solidificadas en molde de arena. Izquierda) Muestra 1, Derecha) Muestra 2.

Química A2: Cu 3.57%, Mg 0.225%, Mn 0.0%, Fe 0.069%, Si 0.07%, Zn 0.005%, B 0.0019%.

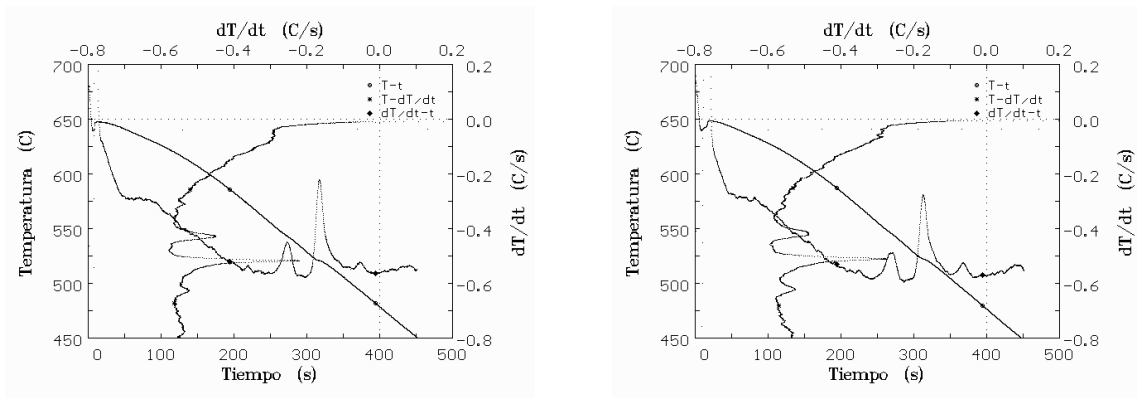


Figura A3. Gráficas de análisis térmico de la química A3, solidificadas en molde de arena. Izquierda) Muestra 1, Derecha) Muestra 2.

Química A3: Cu 3.8%, Mg 0.471%, Mn 0.0%, Fe 0.078%, Si 0.07%, Zn 0.005%, B 0.0026%.

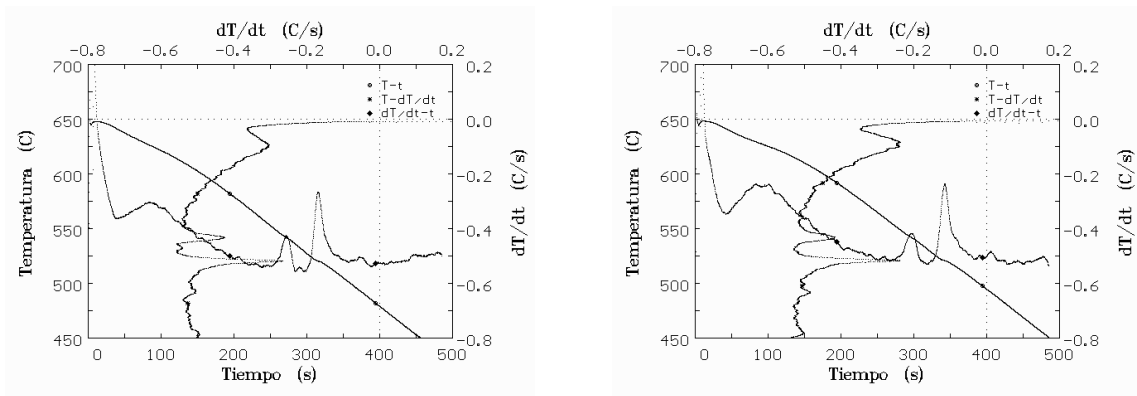


Figura A4. Gráficas de análisis térmico de la química A4, solidificadas en molde de arena. Izquierda) Muestra 1, Derecha) Muestra 2.

Química A4: Cu 3.75%, Mg 0.42%, Mn 0.0%, Fe 0.07%, Si 0.08%, Zn 0.21%, B 0.0018%.

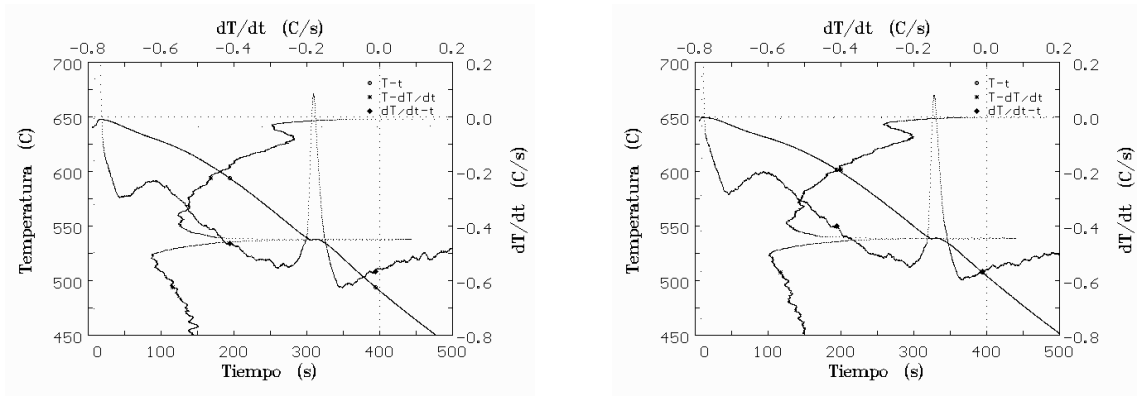


Figura A5. Gráficas de análisis térmico de la química B1, solidificadas en molde de arena. Izquierda) Muestra 1, Derecha) Muestra 2.

Química B1: Cu 3.9%, Mg 0.064%, Mn 0.0%, Fe 0.067%, Si 0.065%, Zn 0.043%, B 0.0020%.

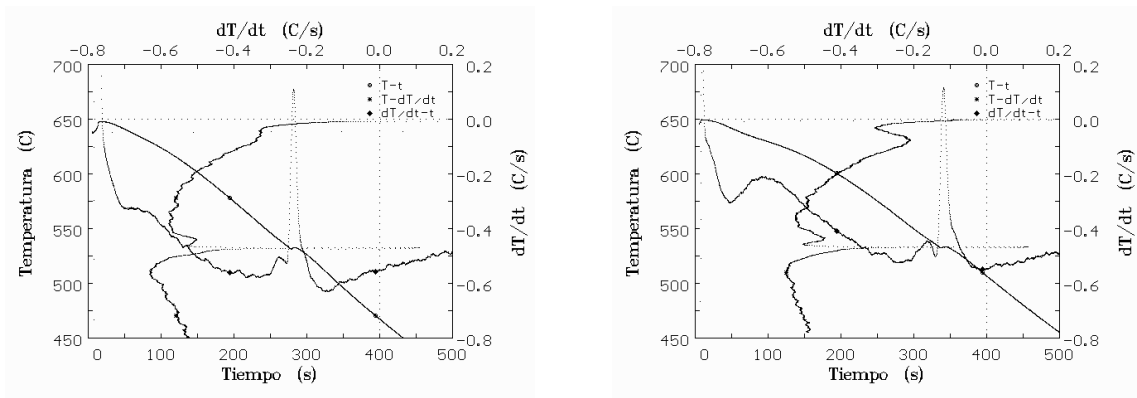


Figura A6. Gráficas de análisis térmico de la química B2, solidificadas en molde de arena. Izquierda) Muestra 1, Derecha) Muestra 2.

Química B2: Cu 4.03%, Mg 0.195%, Mn 0.0%, Fe 0.068%, Si 0.06%, Zn 0.026%, B 0.0023%.

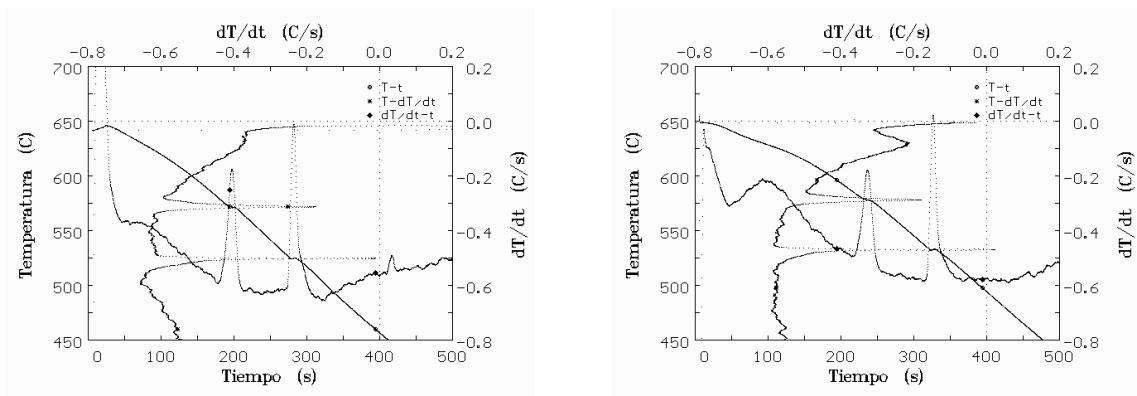


Figura A7. Gráficas de análisis térmico de la química B3, solidificadas en molde de arena. Izquierda) Muestra 1, Derecha) Muestra 2.

Química B3: Cu 3.93%, Mg 0.176%, Mn 0.0%, Fe 0.222%, Si 0.06%, Zn 0.018%, B 0.0023%.

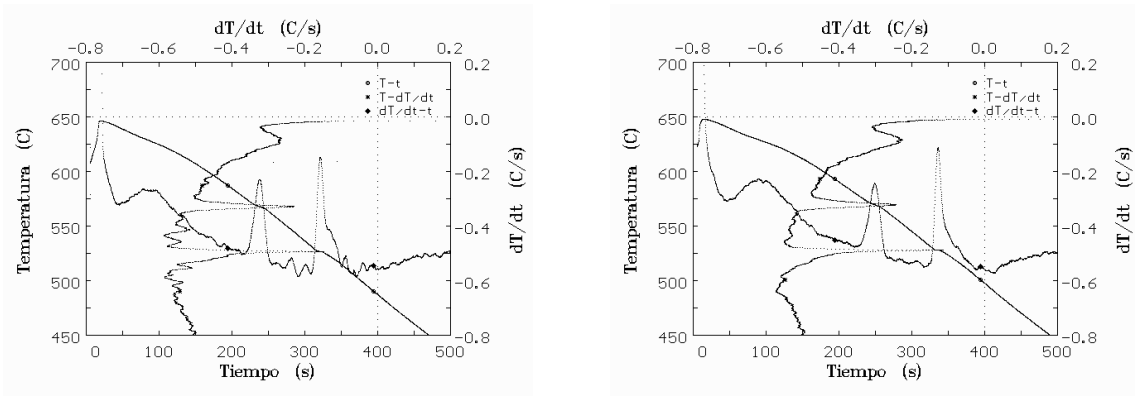


Figura A8. Gráficas de análisis térmico de la química B4, solidificadas en molde de arena. Izquierda) Muestra 1, Derecha) Muestra 2.

Química B4: Cu 3.91%, Mg 0.166%, Mn 0.0%, Fe 0.215%, **Si 0.215%**, Zn 0.016%, B 0.0019%.

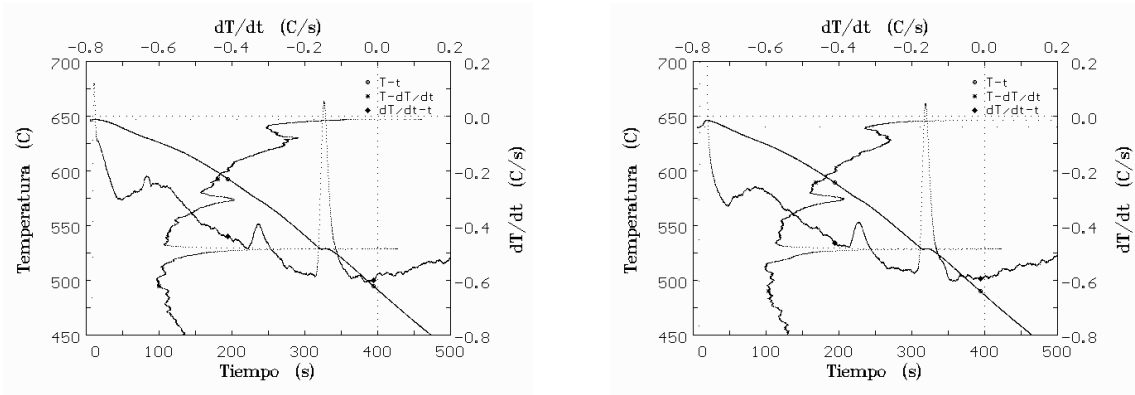


Figura A9. Gráficas de análisis térmico de la química B5, solidificadas en molde de arena. Izquierda) Muestra 1, Derecha) Muestra 2.

Química B5: Cu 4.02%, Mg 0.161%, **Mn 0.34%**, Fe 0.215%, Si 0.18%, Zn 0.015%, B 0.0022%.

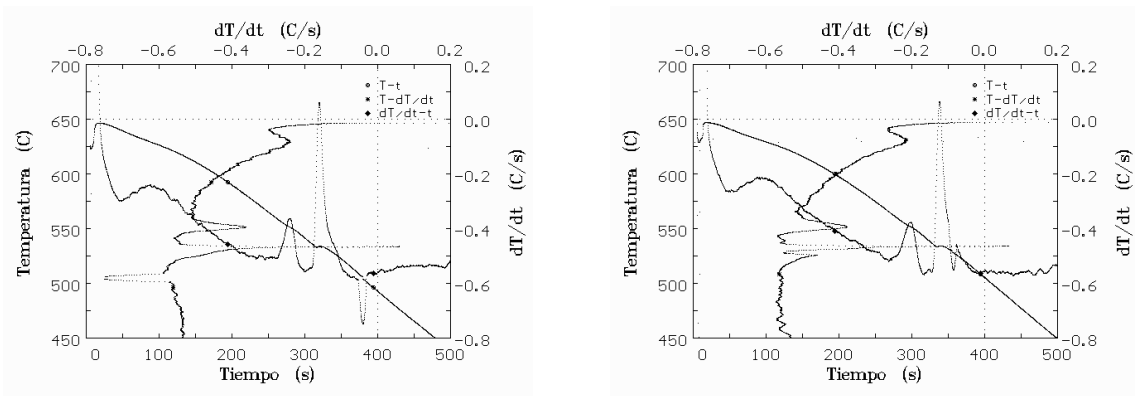


Figura A10. Gráficas de análisis térmico de la química C1, solidificadas en molde de arena. Izquierda) Muestra 1, Derecha) Muestra 2.

Química C1: Cu 4.51%, Mg 0.184%, Mn 0.08%, Fe 0.106%, Si 0.08%, Zn 0.005%, B 0.0018%.

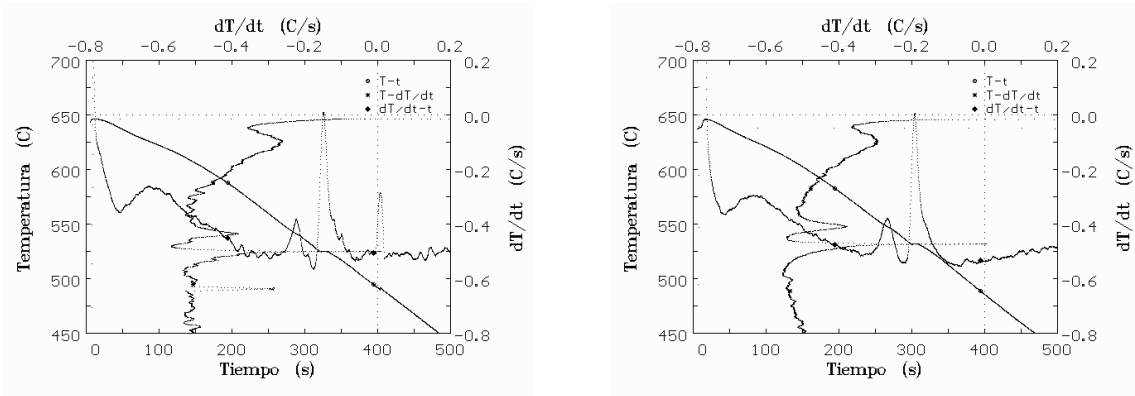


Figura A11. Gráficas de análisis térmico de la química C2, solidificadas en molde de arena. Izquierda) Muestra 1, Derecha) Muestra 2.

Química C2: Cu 4.52%, Mg 0.235%, Mn 0.22%, Fe 0.098%, Si 0.09%, Zn 0.005%, B 0.0016%.

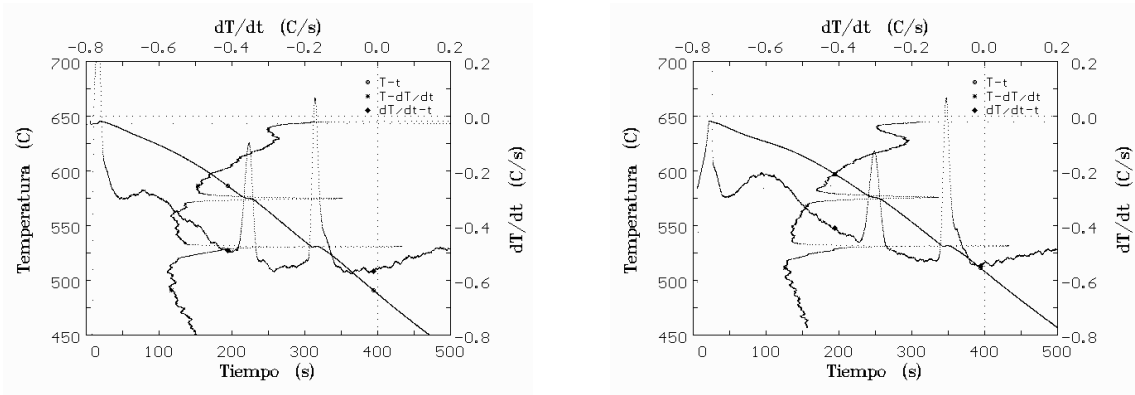


Figura A12. Gráficas de análisis térmico de la química C3, solidificadas en molde de arena. Izquierda) Muestra 1, Derecha) Muestra 2.

Química C3: Cu 4.35%, Mg 0.24%, Mn 0.23%, Fe 0.221%, Si 0.05%, Zn 0.006%, B 0.0032%.

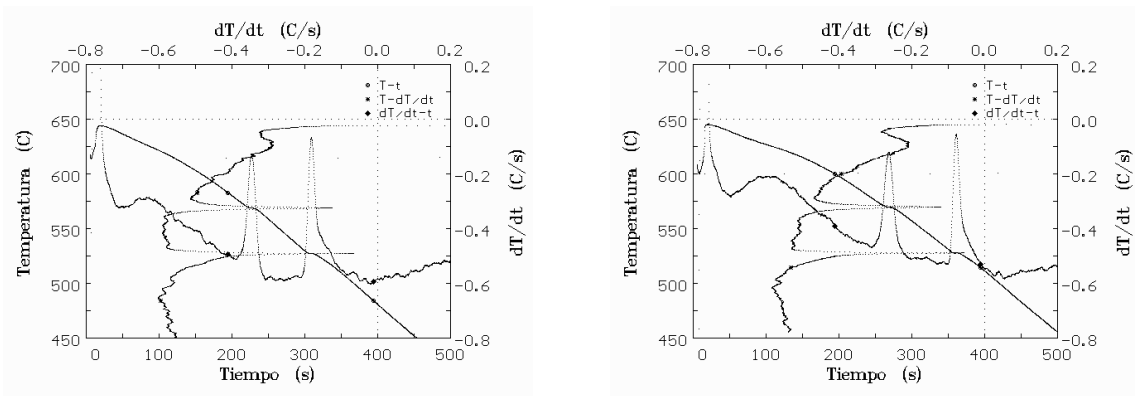


Figura A13. Gráficas de análisis térmico de la química C4, solidificadas en molde de arena. Izquierda) Muestra 1, Derecha) Muestra 2.

Química C4: Cu 4.48%, Mg 0.24%, Mn 0.24%, Fe 0.235%, Si 0.145%, Zn 0.01%, B 0.0025%.

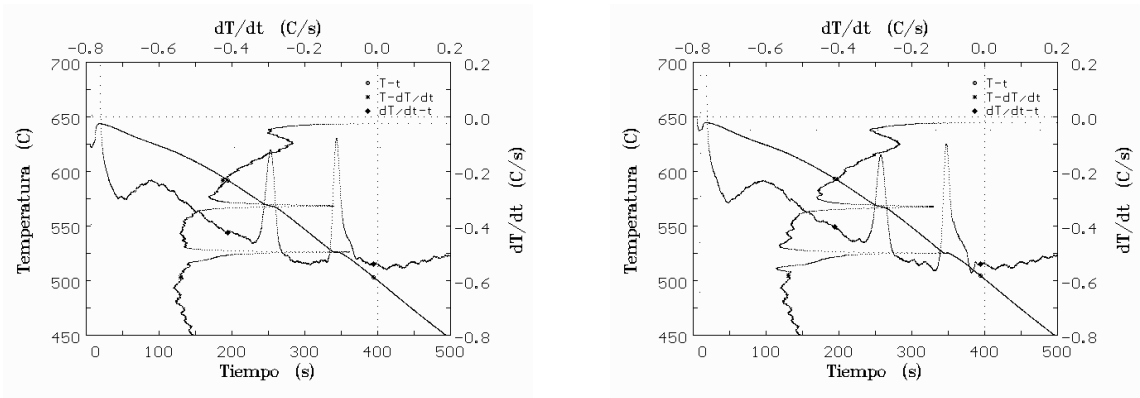


Figura A14. Gráficas de análisis térmico de la química C5, solidificadas en molde de arena. Izquierda) Muestra 1, Derecha) Muestra 2.

Química C5: Cu 4.47%, Mg 0.238%, Mn 0.23%, Fe 0.236%, Si 0.16%, **Zn 0.202%**, B 0.0024%.

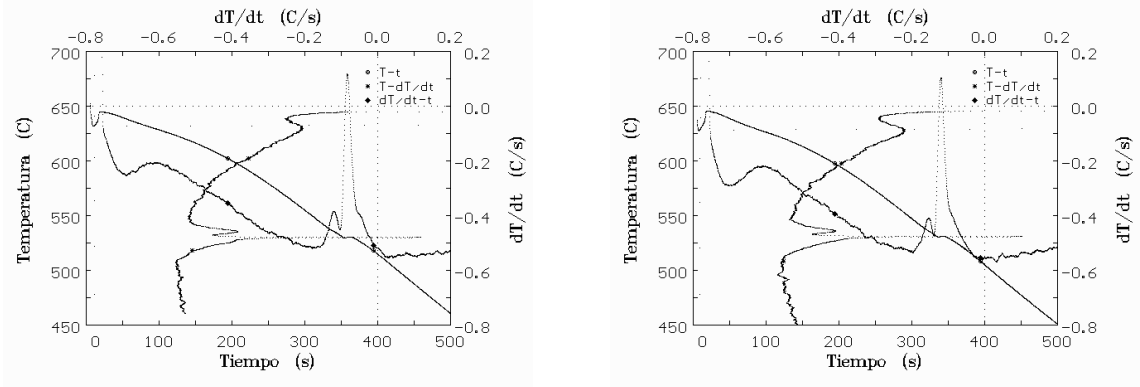


Figura A15. Gráficas de análisis térmico de la química D1, solidificadas en molde de arena. Izquierda) Muestra 1, Derecha) Muestra 2.

Química D1: Cu 4.9%, Mg 0.302%, Mn 0.24%, Fe 0.069%, Si 0.05%, Zn 0.005%, B 0.0023%.

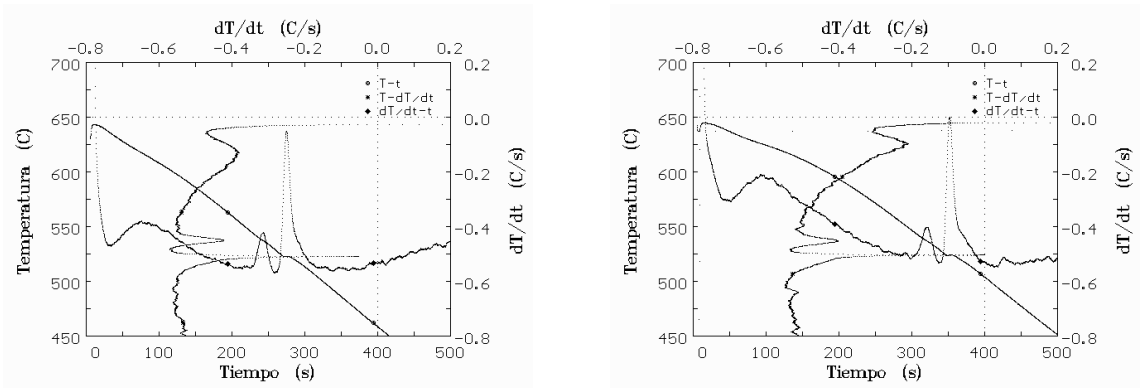


Figura A16. Gráficas de análisis térmico de la química D2, solidificadas en molde de arena. Izquierda) Muestra 1, Derecha) Muestra 2.

Química D2: Cu 4.9%, **Mg 0.47%**, Mn 0.238%, Fe 0.068%, Si 0.05%, Zn 0.005%, B 0.0025%.

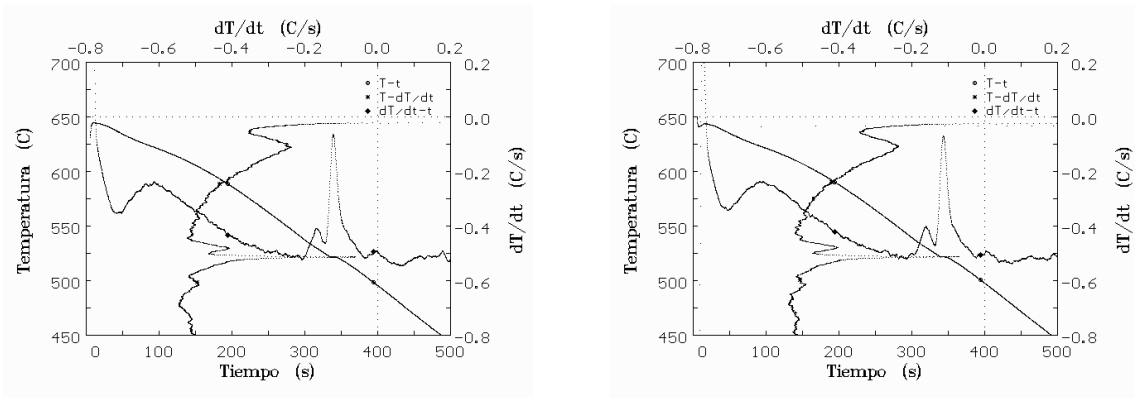


Figura A17. Gráficas de análisis térmico de la química D3, solidificadas en molde de arena. Izquierda) Muestra 1, Derecha) Muestra 2.

Química D3: Cu 4.9%, Mg 0.472%, **Mn 0.432%**, Fe 0.068%, Si 0.08%, Zn 0.005%, B 0.0022%.

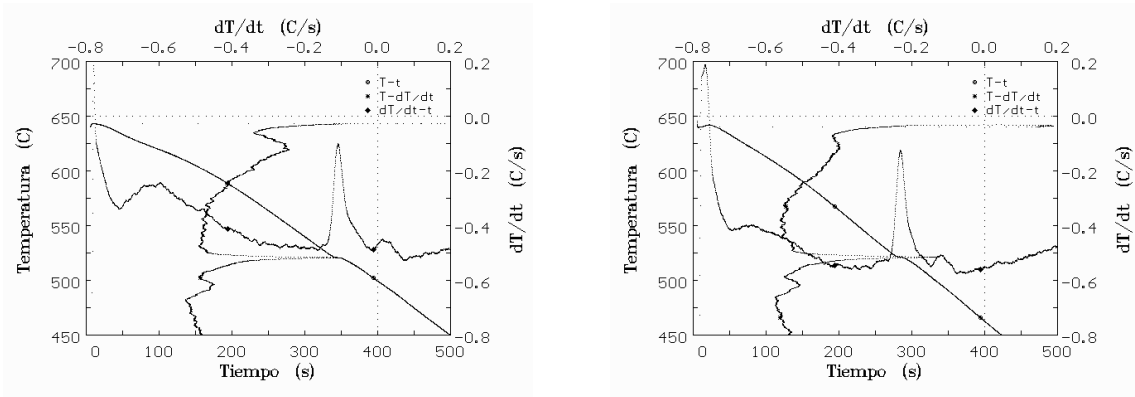


Figura A18. Gráficas de análisis térmico de la química D4, solidificadas en molde de arena. Izquierda) Muestra 1, Derecha) Muestra 2.

Química D4: Cu 5.06%, Mg 0.493%, Mn 0.452%, Fe 0.07%, Si 0.1%, **Zn 0.22%**, B 0.0040%.

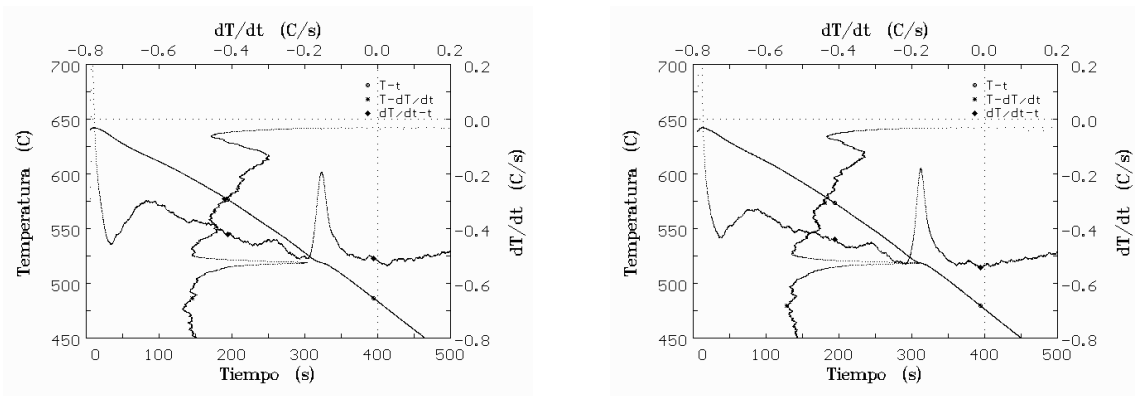


Figura A19. Gráficas de análisis térmico de la química D5, solidificadas en molde de arena. Izquierda) Muestra 1, Derecha) Muestra 2.

Química D5: Cu 4.77%, Mg 0.487%, Mn 0.448%, **Fe 0.256%**, Si 0.1%, Zn 0.197%, B 0.0032%.

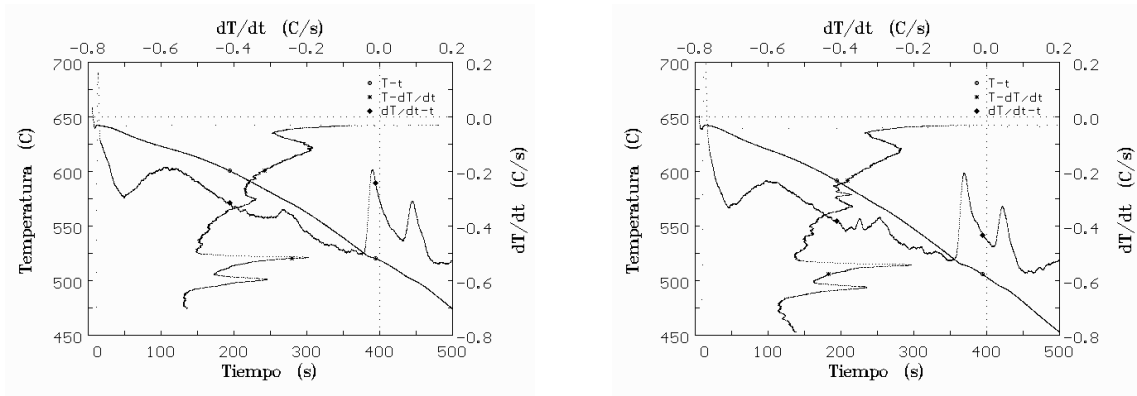


Figura A20. Gráficas de análisis térmico de la química D6, solidificadas en molde de arena. Izquierda) Muestra 1, Derecha) Muestra 2.

Química D6: Cu 4.81%, Mg 0.479%, Mn 0.447%, Fe 0.26%, **Si 0.23%**, Zn 0.197%, B 0.0042%.

A.2. Gráficas de análisis térmico en moldes de grafito.

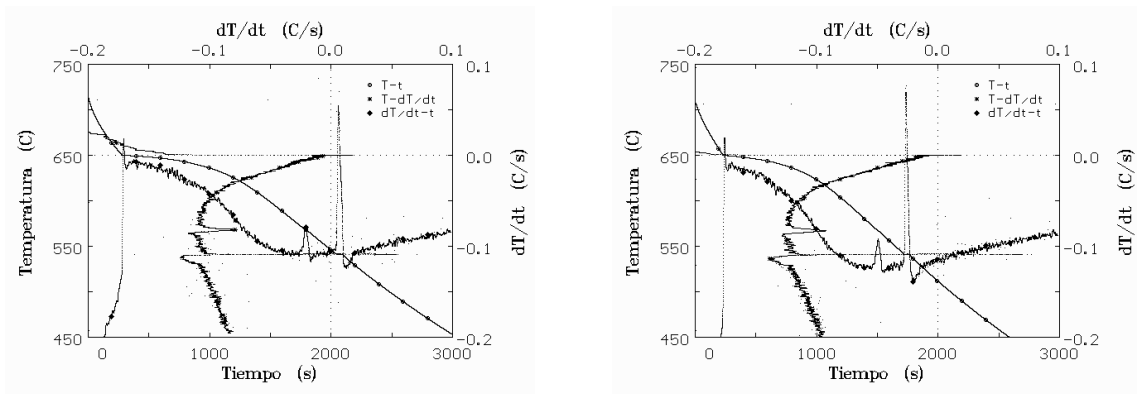


Figura A21. Gráficas de análisis térmico de la química A1, solidificadas en molde de grafito. Izquierda) Muestra 1, Derecha) Muestra 2.

Química A1: Cu 3.63%, Mg 0.083%, Mn 0.0% Fe 0.069%, Si 0.06%, Zn 0.046%, B 0.0022%.

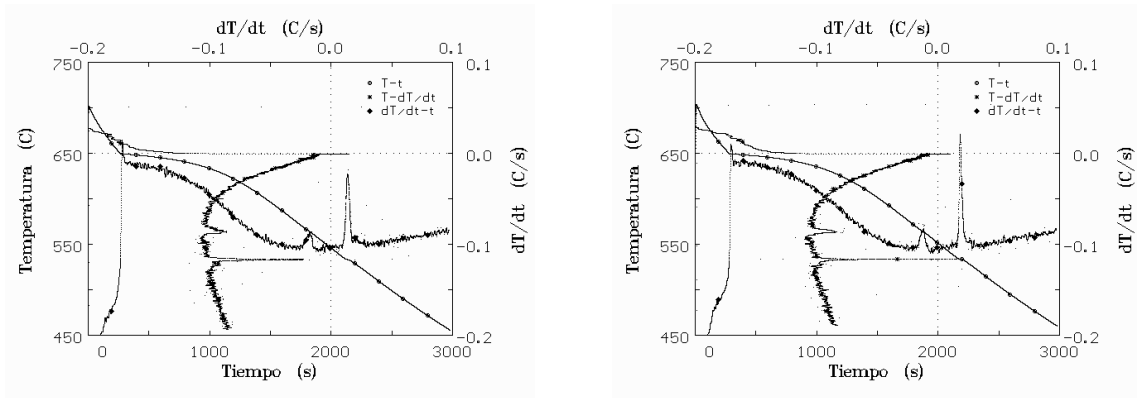


Figura A22. Gráficas de análisis térmico de la química A2, solidificadas en molde de grafito. Izquierda) Muestra 1, Derecha) Muestra 2.

Química A2: Cu 3.57%, Mg 0.225%, Mn 0.0%, Fe 0.069%, Si 0.07%, Zn 0.005%, B 0.0019%.

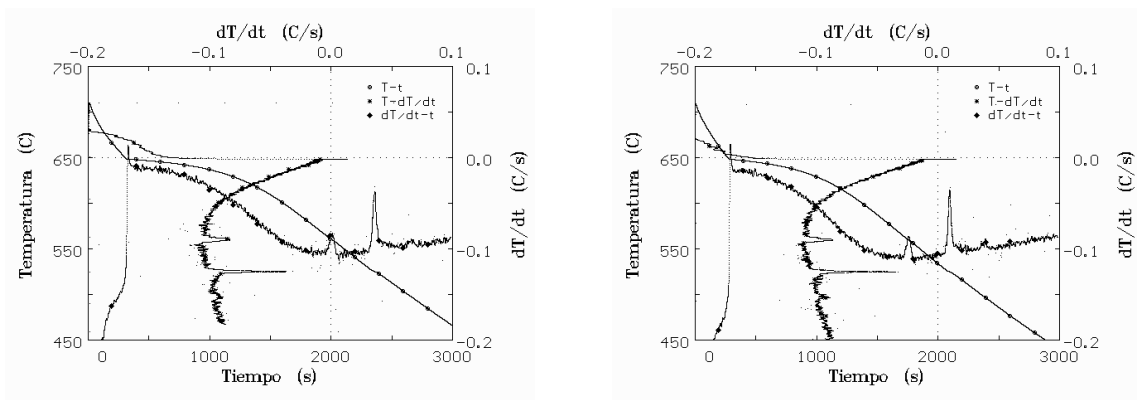


Figura A23. Gráficas de análisis térmico de la química A3, solidificadas en molde de grafito. Izquierda) Muestra 1, Derecha) Muestra 2.

Química A3: Cu 3.8%, Mg 0.471%, Mn 0.0%, Fe 0.078%, Si 0.07%, Zn 0.005%, B 0.0026%.

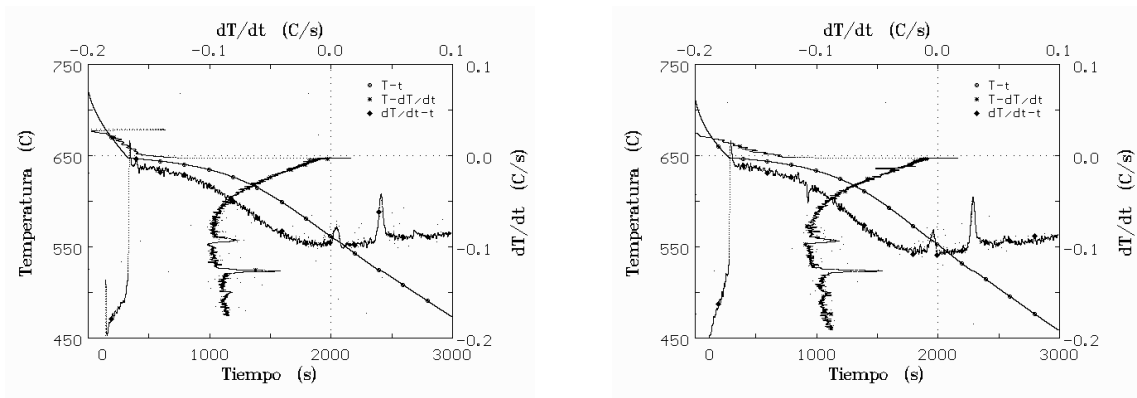


Figura A24. Gráficas de análisis térmico de la química A4, solidificadas en molde de grafito. Izquierda) Muestra 1, Derecha) Muestra 2.

Química A4: Cu 3.75%, Mg 0.42%, Mn 0.0%, Fe 0.07%, Si 0.08%, Zn 0.21%, B 0.0018%.

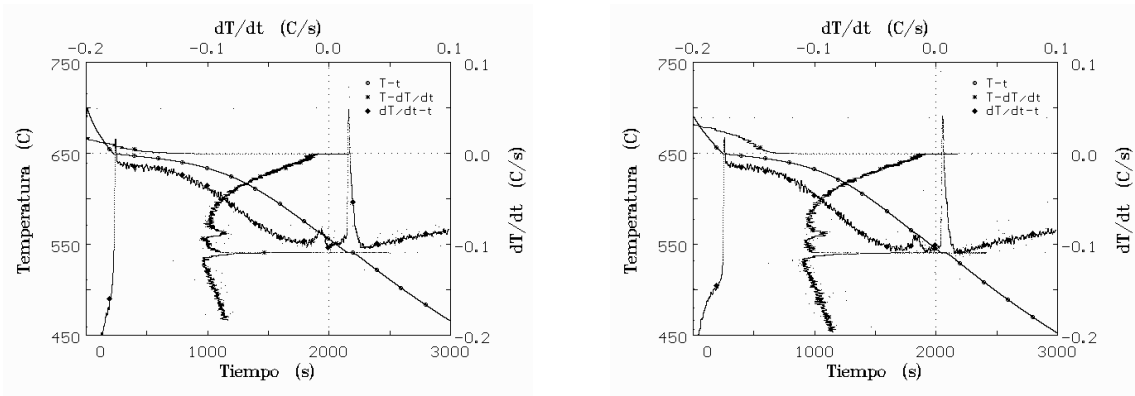


Figura A25. Gráficas de análisis térmico de la química B1, solidificadas en molde de grafito. Izquierda) Muestra 1, Derecha) Muestra 2.

Química B1: Cu 3.9%, Mg 0.064%, Mn 0.0%, Fe 0.067%, Si 0.065%, Zn 0.043%, B 0.0020%.

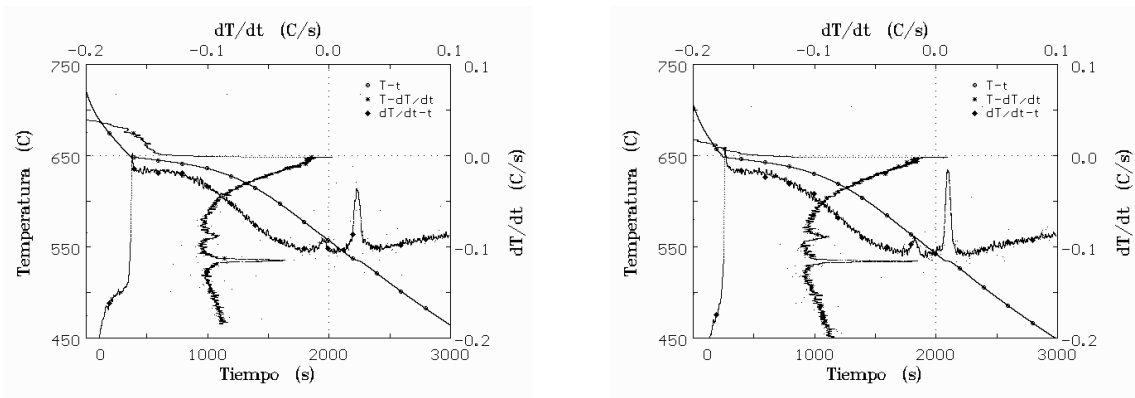


Figura A26. Gráficas de análisis térmico de la química B2, solidificadas en molde de grafito. Izquierda) Muestra 1, Derecha) Muestra 2.

Química B2: Cu 4.03%, Mg 0.195%, Mn 0.0%, Fe 0.068%, Si 0.06%, Zn 0.026%, B 0.0023%.

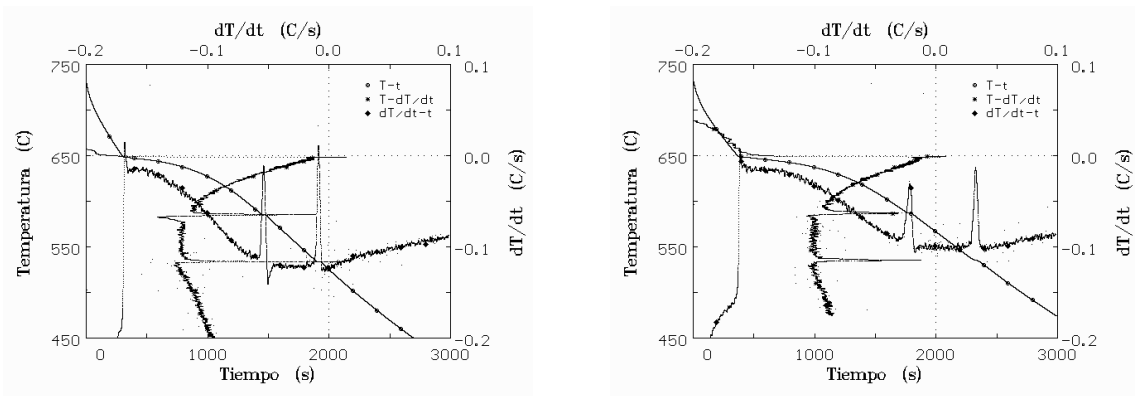


Figura A27. Gráficas de análisis térmico de la química B3, solidificadas en molde de grafito. Izquierda) Muestra 1, Derecha) Muestra 2.

Química B3: Cu 3.93%, Mg 0.176%, Mn 0.0%, Fe 0.222%, Si 0.06%, Zn 0.018%, B 0.0023%.

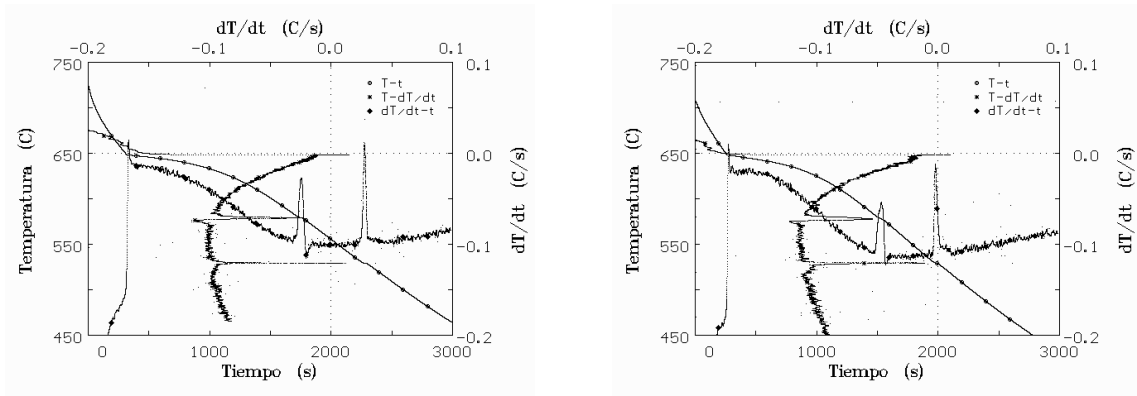


Figura A28. Gráficas de análisis térmico de la química B4, solidificadas en molde de grafito. Izquierda) Muestra 1, Derecha) Muestra 2.

Química B4: Cu 3.91%, Mg 0.166%, Mn 0.0%, Fe 0.215%, **Si 0.215%**, Zn 0.016%, B 0.0019%.

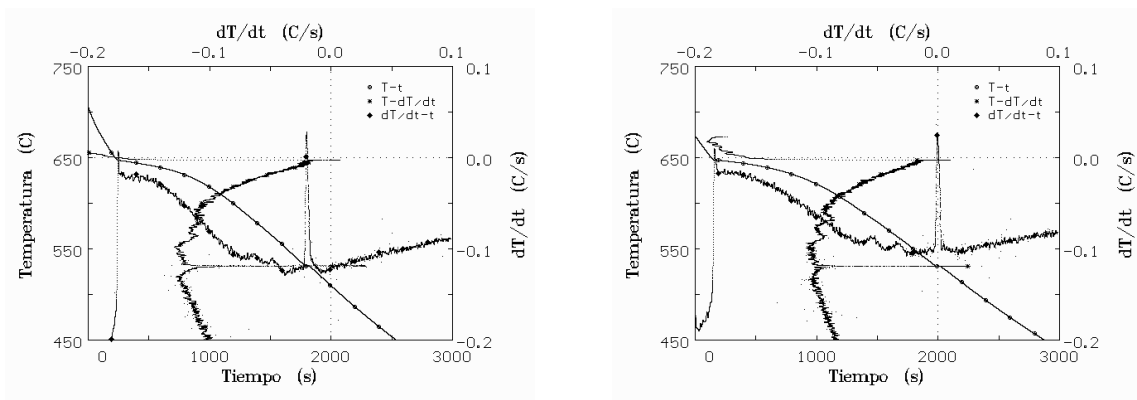


Figura A29. Gráficas de análisis térmico de la química B5, solidificadas en molde de grafito. Izquierda) Muestra 1, Derecha) Muestra 2.

Química B5: Cu 4.02%, Mg 0.161%, **Mn 0.34%**, Fe 0.215%, Si 0.18%, Zn 0.015%, B 0.0022%.

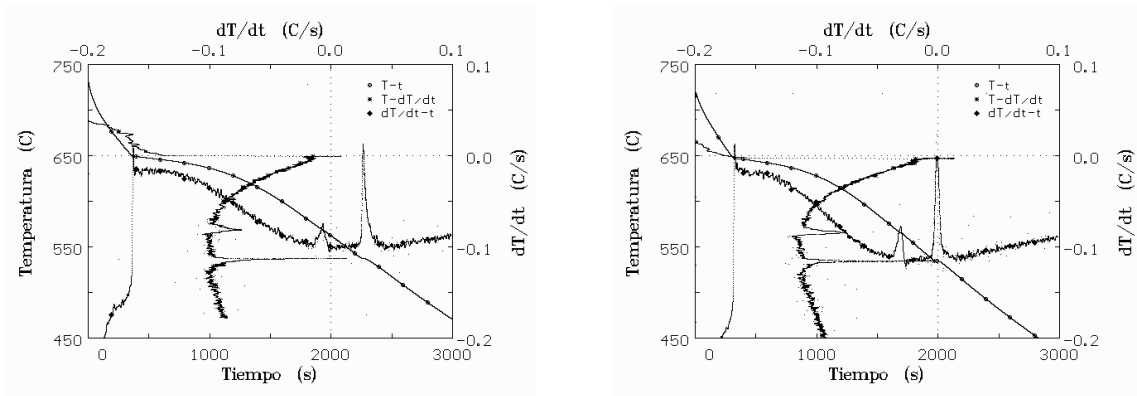


Figura A30. Gráficas de análisis térmico de la química C1, solidificadas en molde de grafito. Izquierda) Muestra 1, Derecha) Muestra 2.

Química C1: Cu 4.51%, Mg 0.184%, Mn 0.08%, Fe 0.106%, Si 0.08%, Zn 0.005%, B 0.0018%.

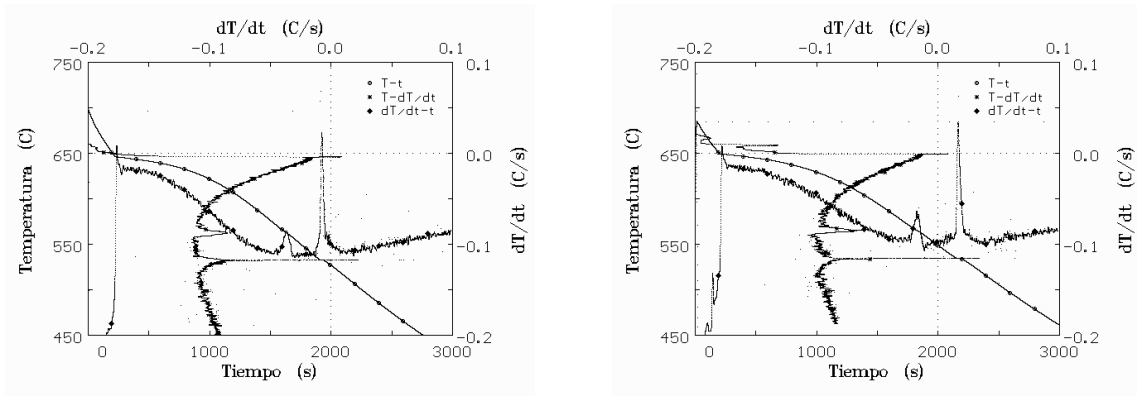


Figura A31. Gráficas de análisis térmico de la química C2, solidificadas en molde de grafito. Izquierda) Muestra 1, Derecha) Muestra 2.

Química C2: Cu 4.52%, Mg 0.235%, **Mn 0.22%**, Fe 0.098%, Si 0.09%, Zn 0.005%, B 0.0016%.

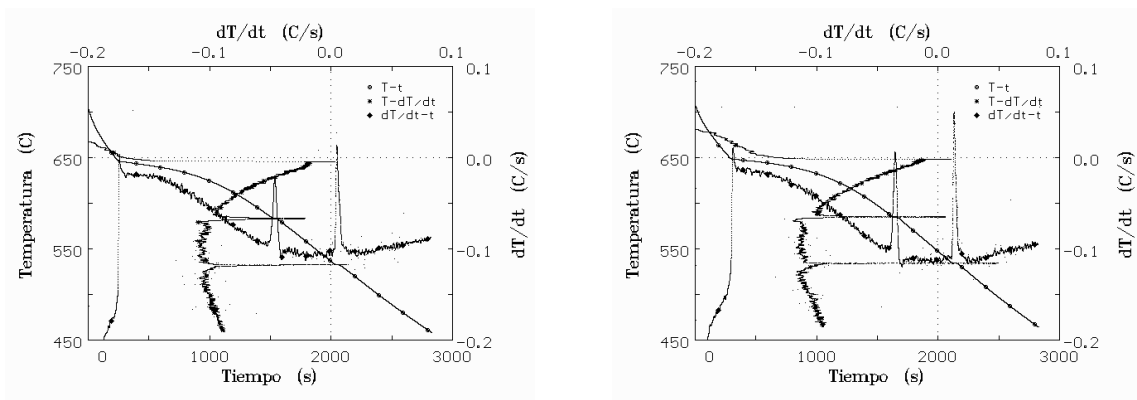


Figura A32. Gráficas de análisis térmico de la química C3, solidificadas en molde de grafito. Izquierda) Muestra 1, Derecha) Muestra 2.

Química C3: Cu 4.35%, Mg 0.24%, Mn 0.23%, **Fe 0.221%**, Si 0.05%, Zn 0.006%, B 0.0032%.

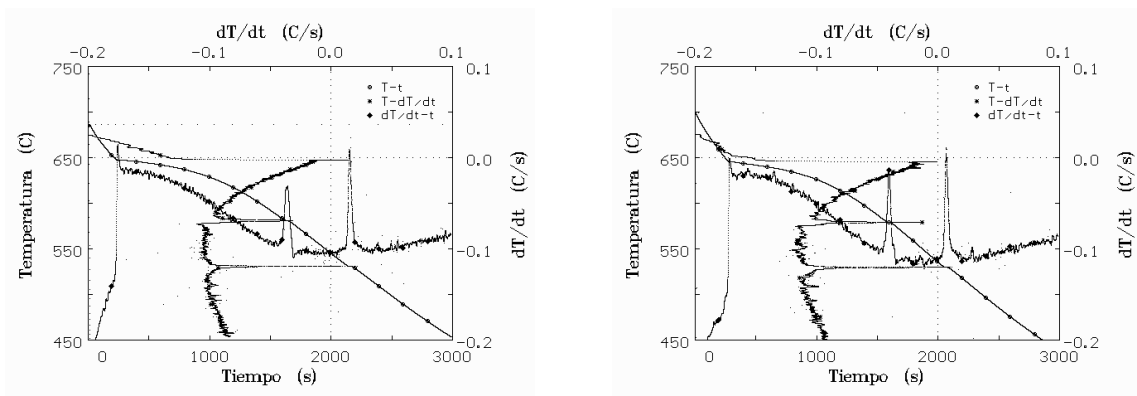


Figura A33. Gráficas de análisis térmico de la química C4, solidificadas en molde de grafito. Izquierda) Muestra 1, Derecha) Muestra 2.

Química C4: Cu 4.48%, Mg 0.24%, Mn 0.24%, Fe 0.235%, **Si 0.145%**, Zn 0.01%, B 0.0025%.

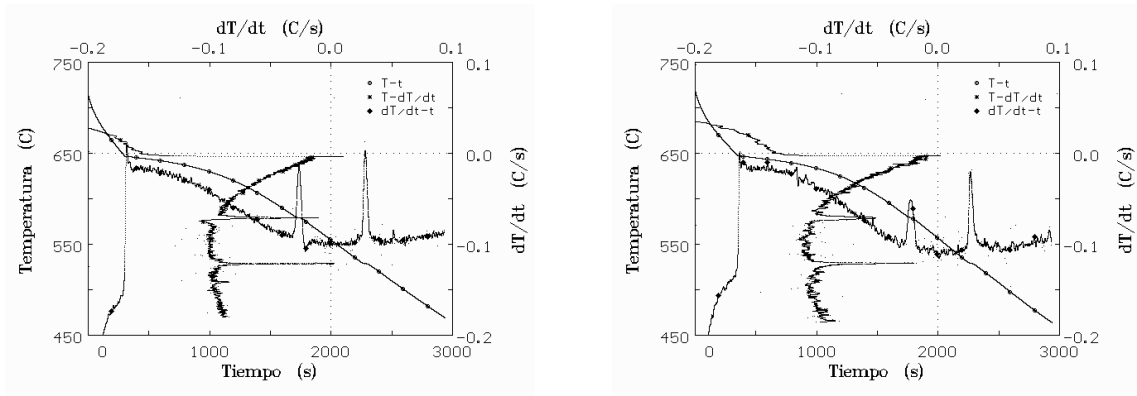


Figura A34. Gráficas de análisis térmico de la química C5, solidificadas en molde de grafito. Izquierda) Muestra 1, Derecha) Muestra 2.

Química C5: Cu 4.47%, Mg 0.238%, Mn 0.23%, Fe 0.236%, Si 0.16%, **Zn 0.202%**, B 0.0024%.

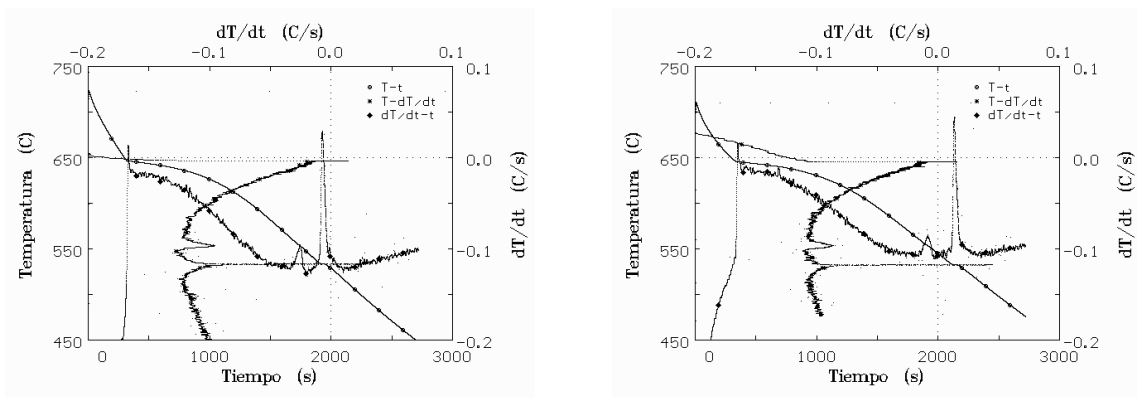


Figura A35. Gráficas de análisis térmico de la química D1, solidificadas en molde de grafito. Izquierda) Muestra 1, Derecha) Muestra 2.

Química D1: Cu 4.9%, Mg 0.302%, Mn 0.24%, Fe 0.069%, Si 0.05%, Zn 0.005%, B 0.0023%.

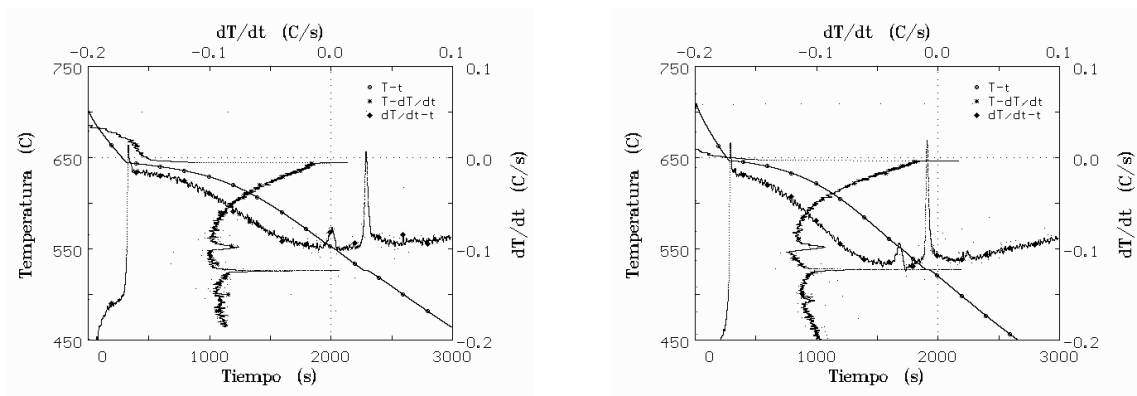


Figura A36. Gráficas de análisis térmico de la química D2, solidificadas en molde de grafito. Izquierda) Muestra 1, Derecha) Muestra 2.

Química D2: Cu 4.9%, **Mg 0.47%**, Mn 0.238%, Fe 0.068%, Si 0.05%, Zn 0.005%, B 0.0025%.

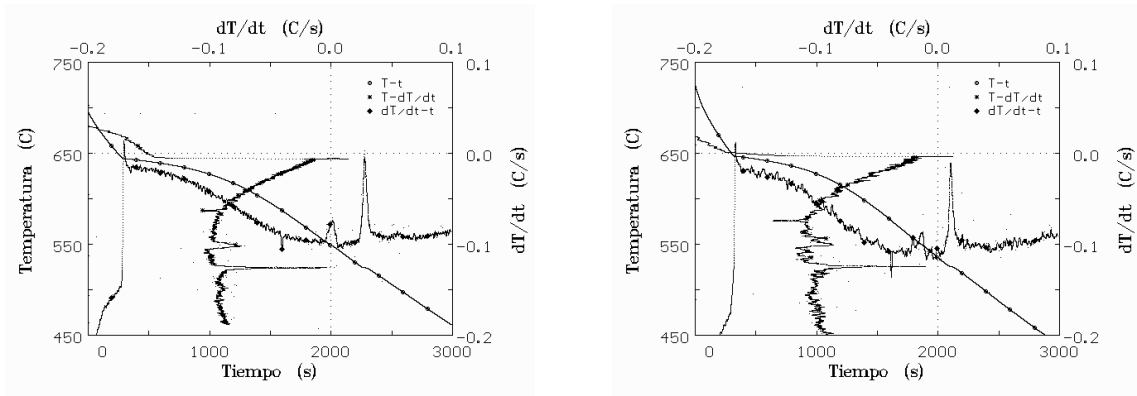


Figura A37. Gráficas de análisis térmico de la química D3, solidificadas en molde de grafito. Izquierda) Muestra 1, Derecha) Muestra 2.

Química D3: Cu 4.9%, Mg 0.472%, **Mn 0.432%**, Fe 0.068%, Si 0.08%, Zn 0.005%, B 0.0022%.

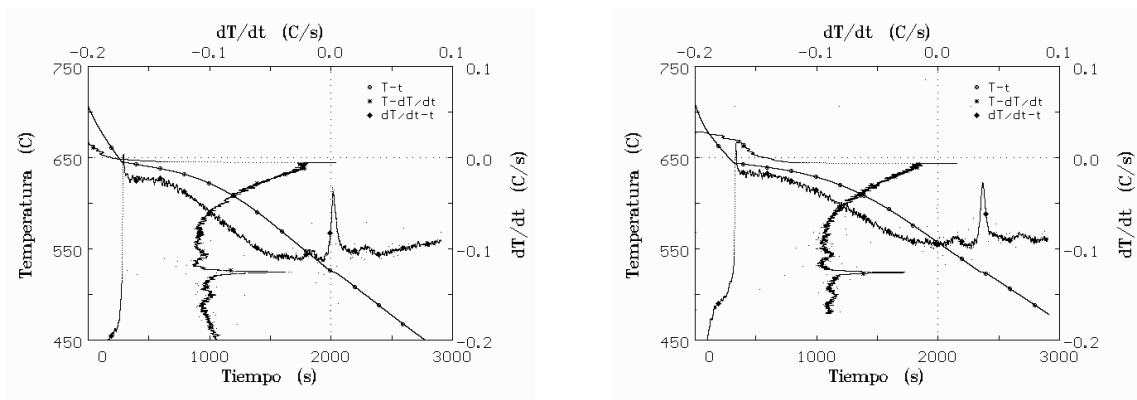


Figura A38. Gráficas de análisis térmico de la química D4, solidificadas en molde de grafito. Izquierda) Muestra 1, Derecha) Muestra 2.

Química D4: Cu 5.06%, Mg 0.493%, Mn 0.452%, Fe 0.07%, Si 0.1%, **Zn 0.22%**, B 0.0040%.

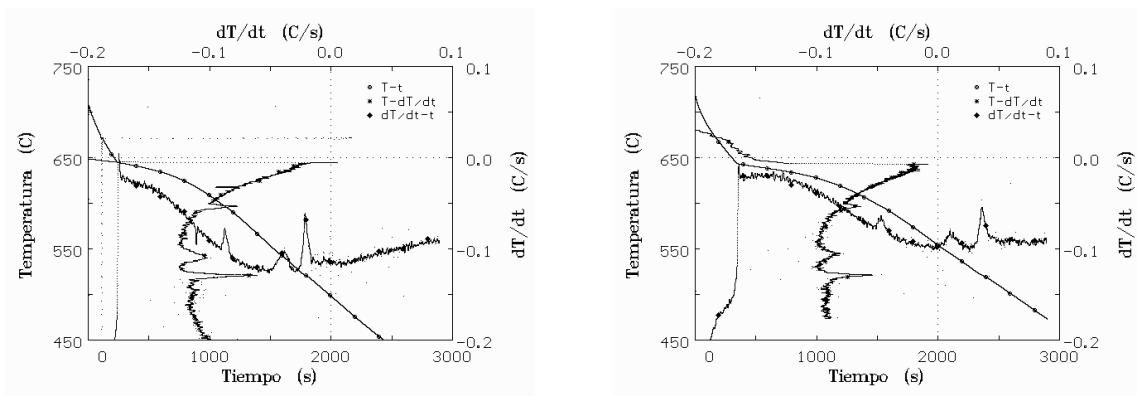


Figura A39. Gráficas de análisis térmico de la química D5, solidificadas en molde de grafito. Izquierda) Muestra 1, Derecha) Muestra 2.

Química D5: Cu 4.77%, Mg 0.487%, Mn 0.448%, **Fe 0.256%**, Si 0.1%, Zn 0.197%, B 0.0032%.

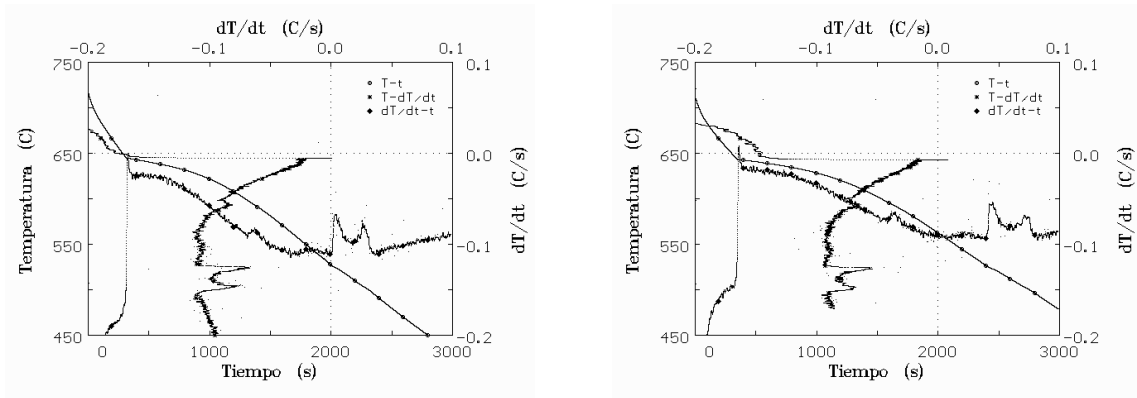


Figura A40. Gráficas de análisis térmico de la química D6, solidificadas en molde de grafito. Izquierda) Muestra 1, Derecha) Muestra 2.

Química D6: Cu 4.81%, Mg 0.479%, Mn 0.447%, Fe 0.26%, **Si 0.23%**, Zn 0.197%, B 0.0042%.

Apéndice B

Parámetros de análisis térmico

B.1. Parámetros de análisis térmico en moldes de arena.

Reacción	Temperatura (Aprox.)	Aleación	Muestra	T _N °C	T _{Min} °C	T _G °C	T _F °C	Δt ₁ seg	Δt ₂ seg	Δt ₃ seg	Δt ₄ seg	V ₁ °C/seg	V ₂ °C/seg	V ₃ °C/seg	V ₄ °C/seg	(dT/dt) _{Max} °C/seg
1	650	A1	1	646.4	646.4	650.9	650.9		8.2		8.2	0.55		0.55	0.10	
1	650	A1	2	650.9	650.9	650.9	650.9		3.9		3.9	0.00		0.00	0.14	
1	650	A2	1													
1	650	A2	2	650.5	650.5	650.5	650.5		3.6		3.6	0.00		0.00	0.20	
1	650	A3	1													
1	650	A3	2													
1	650	A4	1	647.3	647.3	648.2	648.2		5.5		5.5	0.17		0.17	0.26	
1	650	A4	2	647.3	647.3	648.6	648.6		5.7		5.7	0.23		0.23	0.40	
1	650	B1	1													
1	650	B1	2	650.0	650.0	650.0	650.0		3.9		3.9	0.00		0.00	0.27	
1	650	B2	1													
1	650	B2	2	649.5	649.5	649.5	649.5		4.3		4.3	0.00		0.00	0.30	
1	650	B3	1													
1	650	B3	2													
1	650	B4	1													
1	650	B4	2													
1	650	B5	1	647.7	647.7	647.3	647.3		2.7		2.7	-0.15		-0.15	0.12	
1	650	B5	2													
1	650	C1	1													
1	650	C1	2	646.8	646.8	646.8	646.8		3.4		3.4	0.00		0.00	0.24	
1	650	C2	1													
1	650	C2	2													
1	650	C3	1													
1	650	C3	2													
1	650	C4	1													
1	650	C4	2													
1	650	C5	1													
1	650	C5	2													
1	650	D1	1													
1	650	D1	2													
1	650	D2	1													
1	650	D2	2													
1	650	D3	1													
1	650	D3	2													
1	650	D4	1	643.6	643.6	643.6	643.6		3.0		3.0	0.00		0.00	0.18	
1	650	D4	2													
1	650	D5	1	641.8	641.8	642.7	642.7		4.5		4.5	0.20		0.20	0.28	
1	650	D5	2													
1	650	D6	1	642.7	642.7	642.3	642.3		2.7		2.7	-0.15		-0.15	0.16	
1	650	D6	2	640.9	640.9	642.7	642.7		5.2		5.2	0.34		0.34	0.40	

Tabla B1. Parámetros de análisis térmico de Reacción 1 (650°C aproximadamente) vaciadas en molde de arena de 20 aleaciones estudiadas (2 repeticiones por química).

Reacción	Temperatura (Aprox.)	Aleación	Muestra	T _N °C	T _{Min} °C	T _G °C	T _F °C	Δt ₁ seg	Δt ₂ seg	Δt ₃ seg	Δt ₄ seg	V ₁ °C/seg	V ₂ °C/seg	V ₃ °C/seg	V ₄ °C/seg	(dT/dt) _{Max} °C/seg
2	600	A1	1													
2	600	A1	2													
2	600	A2	1													
2	600	A2	2													
2	600	A3	1													
2	600	A3	2													
2	600	A4	1													
2	600	A4	2													
2	600	B1	1													
2	600	B1	2													
2	600	B2	1													
2	600	B2	2													
2	600	B3	1													
2	600	B3	2													
2	600	B4	1													
2	600	B4	2													
2	600	B5	1													
2	600	B5	2													
2	600	C1	1													
2	600	C1	2													
2	600	C2	1													
2	600	C2	2													
2	600	C3	1													
2	600	C3	2													
2	600	C4	1													
2	600	C4	2													
2	600	C5	1													
2	600	C5	2													
2	600	D1	1													
2	600	D1	2													
2	600	D2	1													
2	600	D2	2													
2	600	D3	1													
2	600	D3	2													
2	600	D4	1													
2	600	D4	2													
2	600	D5	1													
2	600	D5	2													
2	600	D6	1	578.8			565.9				35.5				-0.36	-0.34
2	600	D6	2	577.3			562.9				36.8				-0.39	-0.37

Tabla B2. Parámetros de análisis térmico de Reacción 2 (600°C aproximadamente) vaciadas en molde de arena de 20 aleaciones estudiadas (2 repeticiones por química).

Reacción	Temperatura (Aprox.)	Aleación	Muestra	T _N °C	T _{Min} °C	T _G °C	T _F °C	Δt ₁ seg	Δt ₂ seg	Δt ₃ seg	Δt ₄ seg	V ₁ °C/seg	V ₂ °C/seg	V ₃ °C/seg	V ₄ °C/seg	(dT/dt) _{Max} °C/seg
2	575	A1	1													
2	575	A1	2													
2	575	A2	1													
2	575	A2	2													
2	575	A3	1													
2	575	A3	2													
2	575	A4	1													
2	575	A4	2													
2	575	B1	1													
2	575	B1	2													
2	575	B2	1													
2	575	B2	2													
2	575	B3	1	581.1			565.2				35.5				-0.45	-0.18
2	575	B3	2	586.4			571.2				39.6				-0.38	-0.18
2	575	B4	1	575.8			561.4				36.8				-0.39	-0.23
2	575	B4	2	578.8			564.4				38.2				-0.38	-0.24
2	575	B5	1	580.3			556.1				51.8				-0.47	-0.39
2	575	B5	2	580.3			555.3				53.2				-0.47	-0.39
2	575	C1	1													
2	575	C1	2													
2	575	C2	1													
2	575	C2	2													
2	575	C3	1	581.1			570.5				31.4				-0.34	-0.10
2	575	C3	2	582.6			570.5				38.2				-0.32	-0.13
2	575	C4	1	578.0			561.4				40.9				-0.41	-0.13
2	575	C4	2	578.8			560.6				50.5				-0.36	-0.12
2	575	C5	1	577.3			558.3				50.5				-0.38	-0.12
2	575	C5	2	575.8			562.1				39.5				-0.35	-0.14
2	575	D1	1													
2	575	D1	2													
2	575	D2	1													
2	575	D2	2													
2	575	D3	1													
2	575	D3	2													
2	575	D4	1													
2	575	D4	2													
2	575	D5	1	559.1			540.2				42.3				-0.45	-0.44
2	575	D5	2	559.8			543.9				34.1				-0.47	-0.45
2	575	D6	1													
2	575	D6	2													

Tabla B3. Parámetros de análisis térmico de Reacción 2 y 3 (575°C aproximadamente) vaciadas en molde de arena de 20 aleaciones estudiadas (2 repeticiones por química).

Reacción	Temperatura (Aprox.)	Aleación	Muestra	T _N °C	T _{Min} °C	T _G °C	T _F °C	Δt ₁ seg	Δt ₂ seg	Δt ₃ seg	Δt ₄ seg	V ₁ °C/seg	V ₂ °C/seg	V ₃ °C/seg	V ₄ °C/seg	(dT/dt) _{Max} °C/seg
3	550	A1	1	565.9			543.9				43.6				-0.50	-0.44
3	550	A1	2	565.9			547.0				38.2				-0.50	-0.45
3	550	A2	1	553.8			539.4				28.6				-0.50	0.46
3	550	A2	2	560.0			540.9				38.2				-0.50	-0.46
3	550	A3	1	556.1			537.1				36.8				-0.52	-0.45
3	550	A3	2	561.4			539.4				39.5				-0.56	-0.49
3	550	A4	1	559.8			536.4				46.4				-0.50	-0.43
3	550	A4	2	558.3			537.1				45.0				-0.47	-0.42
3	550	B1	1	552.3	537.9	538.6	524.2	58.4	5.5	32.7	96.6	-0.25	0.13	-0.44	-0.29	0.08
3	550	B1	2	553.8	539.4	539.4	524.2	32.7	5.5	35.5	73.6	-0.44	0.00	-0.43	-0.40	0.08
3	550	B2	1	547.0			535.6				21.8				-0.52	-0.50
3	550	B2	2	552.3			536.4				34.1				-0.47	-0.45
3	550	B3	1													
3	550	B3	2													
3	550	B4	1													
3	550	B4	2													
3	550	B5	1													
3	550	B5	2													
3	550	C1	1	559.8			541.7				38.2				-0.47	-0.36
3	550	C1	2	565.2			543.2				46.4				-0.47	-0.38
3	550	C2	1	551.5			536.4				32.7				-0.46	-0.38
3	550	C2	2	558.3			539.4				40.9				-0.46	-0.38
3	550	C3	1													
3	550	C3	2													
3	550	C4	1													
3	550	C4	2													
3	550	C5	1													
3	550	C5	2													
3	550	D1	1	543.9			532.6				25.9				-0.44	-0.39
3	550	D1	2	547.0			534.1				27.3				-0.47	-0.41
3	550	D2	1	545.5			530.1				31.4				-0.49	-0.42
3	550	D2	2	547.7			530.3				36.8				-0.47	-0.40
3	550	D3	1	540.2			525.0				32.7				-0.46	-0.41
3	550	D3	2	537.9			525.8				27.3				-0.44	-0.40
3	550	D4	1													
3	550	D4	2													
3	550	D5	1													
3	550	D5	2													
3	550	D6	1													
3	550	D6	2													

Tabla B4. Parámetros de análisis térmico de Reacción 3 (550°C aproximadamente) vaciadas en molde de arena de 20 aleaciones estudiadas (2 repeticiones por química).

Reacción	Temperatura (Aprox.)	Aleación	Muestra	T _N °C	T _{Min} °C	T _G °C	T _F °C	Δt ₁ seg	Δt ₂ seg	Δt ₃ seg	Δt ₄ seg	V ₁ °C/seg	V ₂ °C/seg	V ₃ °C/seg	V ₄ °C/seg	(dT/dt) _{Max} °C/seg
4	525	A1	1	543.9	540.2	540.9	532.6	11.0	4.1	17.7	32.8	-0.34	0.17	-0.47	-0.34	0.10
4	525	A1	2	543.2	540.2	540.9	531.1	9.5	4.1	21.8	35.5	-0.31	0.17	-0.45	-0.34	0.10
4	525	A2	1	534.8			513.6				47.7				-0.44	-0.04
4	525	A2	2	534.8			516.7				43.6				-0.41	-0.04
4	525	A3	1	529.5			506.8				44.5				-0.51	-0.23
4	525	A3	2	529.5			506.1				49.1				-0.48	-0.28
4	525	A4	1	528.0			501.5				58.6				-0.45	-0.27
4	525	A4	2	531.1			503.8				64.1				-0.43	-0.24
4	525	B1	1													
4	525	B1	2													
4	525	B2	1	535.6	531.8	533.3	513.6	8.2	5.5	36.8	50.5	-0.46	0.27	-0.54	-0.44	0.11
4	525	B2	2	536.4	533.3	534.1	518.9	8.2	5.4	35.5	49.1	-0.38	0.15	-0.43	-0.36	0.11
4	525	B3	1	528.8			510.6				39.6				-0.46	-0.01
4	525	B3	2	536.4	533.3	533.3	517.4	9.6	2.7	31.4	43.6	-0.32	0.00	-0.51	-0.44	0.02
4	525	B4	1	532.6			515.2				42.3				-0.41	-0.15
4	525	B4	2	531.8			505.3				61.4				-0.43	-0.11
4	525	B5	1	533.3	529.5	529.5	512.9	10.9	4.1	35.5	50.5	-0.35	0.00	-0.47	-0.40	0.06
4	525	B5	2	533.3	529.5	529.5	515.9	10.9	2.7	31.4	45.0	-0.35	0.00	-0.43	-0.39	0.05
4	525	C1	1	536.4	533.3	534.8	515.9	6.8	4.1	40.9	51.8	-0.46	0.37	-0.46	-0.40	0.06
4	525	C1	2	537.9	534.1	534.8	515.9	9.6	4.1	40.9	54.5	-0.40	0.17	-0.46	-0.40	0.06
4	525	C2	1	529.5			508.3				55.9				-0.38	0.00
4	525	C2	2	535.6			513.6				55.9				-0.39	0.00
4	525	C3	1	533.3	531.1	531.8	515.2	6.8	4.1	35.5	46.4	-0.32	0.17	-0.47	-0.39	0.07
4	525	C3	2	534.8	531.8	532.6	518.9	8.2	4.1	31.4	43.6	-0.37	0.20	-0.44	-0.36	0.07
4	525	C4	1	532.6			506.1				61.4				-0.43	-0.07
4	525	C4	2	531.8			504.5				62.7				-0.44	-0.06
4	525	C5	1	530.3			516.7				38.2				-0.36	-0.08
4	525	C5	2	531.1			511.4				47.7				-0.41	-0.10
4	525	D1	1	532.6	530.3	531.1	510.6	8.2	5.4	47.7	61.4	-0.28	0.15	-0.43	-0.36	0.12
4	525	D1	2	534.1	531.1	531.8	513.6	8.2	5.4	42.3	55.9	-0.37	0.13	-0.43	-0.37	0.10
4	525	D2	1	528.0			505.3				54.5				-0.42	-0.06
4	525	D2	2	528.0			506.8				54.5				-0.39	0.00
4	525	D3	1	525.0			504.5				54.6				-0.38	-0.06
4	525	D3	2	525.8			504.5				51.8				-0.41	-0.07
4	525	D4	1	531.1			507.6				64.1				-0.37	-0.10
4	525	D4	2	528.0			503.8				58.6				-0.41	-0.12
4	525	D5	1	525.8			505.3				53.2				-0.39	-0.20
4	525	D5	2	526.5			503.8				55.9				-0.41	-0.18
4	525	D6	1	527.3			506.1				57.3				-0.37	-0.19
4	525	D6	2	520.5			500.8				51.8				-0.38	-0.21

Tabla B5. Parámetros de análisis térmico de Reacción 4 (525°C aproximadamente) vaciadas en molde de arena de 20 aleaciones estudiadas (2 repeticiones por química).

Reacción	Temperatura (Aprox.)	Aleación	Muestra	T _N °C	T _{Min} °C	T _G °C	T _F °C	Δt ₁ seg	Δt ₂ seg	Δt ₃ seg	Δt ₄ seg	V ₁ °C/seg	V ₂ °C/seg	V ₃ °C/seg	V ₄ °C/seg	(dT/dt) _{Max} °C/seg
5	505	A1	1													
5	505	A1	2													
5	505	A2	1													
5	505	A2	2													
5	505	A3	1	497.7			487.9				19.1				-0.51	-0.53
5	505	A3	2	502.3			487.1				27.3				-0.56	-0.53
5	505	A4	1	500.8			488.6				24.6				-0.50	-0.51
5	505	A4	2	497.0			488.6				17.7				-0.47	-0.49
5	505	B1	1													
5	505	B1	2													
5	505	B2	1													
5	505	B2	2													
5	505	B3	1													
5	505	B3	2													
5	505	B4	1													
5	505	B4	2													
5	505	B5	1													
5	505	B5	2													
5	505	C1	1													
5	505	C1	2													
5	505	C2	1													
5	505	C2	2													
5	505	C3	1													
5	505	C3	2													
5	505	C4	1													
5	505	C4	2													
5	505	C5	1													
5	505	C5	2													
5	505	D1	1													
5	505	D1	2													
5	505	D2	1													
5	505	D2	2													
5	505	D3	1	504.5			486.4				35.5				-0.51	-0.49
5	505	D3	2	503.8			487.9				31.4				-0.51	-0.49
5	505	D4	1	502.3			487.9				30.0				-0.48	-0.45
5	505	D4	2	503.8			485.6				34.1				-0.53	-0.51
5	505	D5	1													
5	505	D5	2													
5	505	D6	1	506.1			487.9				42.3				-0.43	-0.31
5	505	D6	2	498.5			484.1				34.1				-0.42	-0.33

Tabla B6. Parámetros de análisis térmico de Reacción 5 (505°C aproximadamente) vaciadas en molde de arena de 20 aleaciones estudiadas (2 repeticiones por química).

B.2. Parámetros de análisis térmico en molde de grafito.

Reacción	Temperatura (Aprox.)	Aleación	Muestra	T _N °C	T _{Mín} °C	T _G °C	T _F °C	Δt ₁ seg	Δt ₂ seg	Δt ₃ seg	Δt ₄ seg	V ₁ °C/seg	V ₂ °C/seg	V ₃ °C/seg	V ₄ °C/seg	(dT/dt) _{Max} °C/seg
1	650	A1	1	655.5	649.7	650.1	650.0	40.9	10.2	4.5	55.7	-0.14	0.04	-0.02	-0.10	0.03
1	650	A1	2	654.0	649.5	649.8	649.6	27.3	9.1	8.0	44.3	-0.17	0.03	-0.03	-0.10	0.04
1	650	A2	1	654.3	648.9	649.2	649.2	42.0	12.5	2.3	56.8	-0.13	0.02	0.00	-0.09	0.03
1	650	A2	2	653.0	648.9	649.1	649.1	33.0	17.0	5.7	55.7	-0.12	0.01	0.00	-0.07	0.02
1	650	A3	1	651.4	648.2	648.3	648.2	31.8	9.1	3.4	44.3	-0.10	0.01	-0.03	-0.07	0.03
1	650	A3	2	653.7	647.8	648.1	648.1	39.8	11.4	4.5	55.7	-0.15	0.03	0.00	-0.10	0.03
1	650	A4	1	650.3	646.8	647.2	647.0	27.3	10.2	11.4	48.9	-0.13	0.04	-0.02	-0.07	0.03
1	650	A4	2	648.8	647.1	647.4	647.3	17.1	18.2	10.2	45.5	-0.10	0.02	-0.01	-0.03	0.03
1	650	B1	1	653.0	648.7	648.9	648.8	34.1	10.2	5.7	50.0	-0.13	0.02	-0.02	-0.08	0.03
1	650	B1	2	651.3	648.8	649.0	649.0	20.5	10.2	4.6	35.2	-0.12	0.02	0.00	-0.07	0.03
1	650	B2	1	651.4	647.3	648.4	648.3	31.8	6.8	5.7	44.3	-0.03	0.16	-0.02	-0.02	0.01
1	650	B2	2	651.5	647.6	647.9	647.8	31.8	6.8	12.5	51.1	-0.12	0.04	0.00	-0.02	0.02
1	650	B3	1	651.3	647.9	648.2	648.1	22.7	9.1	20.5	52.3	-0.15	0.03	0.00	-0.06	0.03
1	650	B3	2	651.8	648.4	648.7	648.6	27.3	6.8	3.4	37.5	-0.12	0.04	-0.03	-0.09	0.03
1	650	B4	1	650.7	647.6	647.8	647.9	25.0	12.5	1.1	38.6	-0.12	0.02	0.09	-0.07	0.02
1	650	B4	2	653.2	647.5	647.8	647.6	34.1	6.8	15.9	56.8	-0.17	0.04	-0.01	-0.10	0.03
1	650	B5	1	654.5	646.9	647.1	647.0	46.6	6.8	3.4	56.8	-0.16	0.03	-0.03	-0.13	0.03
1	650	B5	2	654.4	647.4	647.5	647.3	47.7	9.1	21.6	78.4	-0.15	0.01	-0.01	-0.09	0.02
1	650	C1	1	653.5	649.3	649.5	649.3	31.8	8.0	3.4	43.2	-0.13	0.03	-0.06	-0.10	0.03
1	650	C1	2	650.5	646.7	646.8	646.6	26.1	9.1	6.8	42.1	-0.15	0.01	-0.03	-0.09	0.03
1	650	C2	1	651.8	645.8	646.0	645.9	40.9	6.8	2.3	50.0	-0.15	0.03	-0.04	-0.12	0.02
1	650	C2	2	649.4	648.8	648.9	648.8	9.1	9.1	11.4	29.6	-0.07	0.01	-0.01	-0.02	0.02
1	650	C3	1	649.4	645.7	645.8	645.8	27.3	6.8	4.6	38.6	-0.14	0.01	0.00	-0.09	0.02
1	650	C3	2	650.7	648.0	648.2	648.1	26.1	14.8	5.7	46.6	-0.10	0.01	-0.02	-0.06	0.02
1	650	C4	1	649.1	647.4	647.5	647.5	17.0	10.2	13.6	40.9	-0.10	0.01	0.00	-0.04	0.03
1	650	C4	2	647.7	645.5	645.6	645.3	19.3	4.6	23.9	47.7	-0.11	0.02	-0.01	-0.05	0.01
1	650	C5	1	648.5	646.2	646.3	646.3	20.5	11.4	9.1	40.9	-0.11	0.01	0.00	-0.05	0.02
1	650	C5	2	648.4	646.8	646.8	646.8	18.2	5.7	6.8	0.7	-0.09	0.00	0.00	-0.05	0.02
1	650	D1	1	651.3	646.1	646.2	646.1	36.4	9.1	5.7	51.1	-0.14	0.01	-0.02	-0.10	0.03
1	650	D1	2	646.0	644.9	645.1	645.1	13.6	11.4	1.1	26.1	-0.08	0.02	0.00	-0.03	0.03
1	650	D2	1	647.5	644.0	644.1	644.1	29.5	10.2	3.4	43.2	-0.12	0.01	0.00	-0.08	0.02
1	650	D2	2	651.4	646.6	646.8	646.7	34.1	10.2	4.5	48.9	-0.14	0.02	-0.02	-0.10	0.03
1	650	D3	1	645.9	644.0	644.0	644.0	18.2	9.1	15.9	43.2	-0.10	0.00	0.00	-0.04	0.03
1	650	D3	2	650.8	646.4	646.6	646.5	34.1	6.8	4.6	45.5	-0.13	0.03	-0.02	-0.09	0.03
1	650	D4	1	649.0	644.5	644.8	644.5	30.7	5.7	14.8	51.1	-0.15	0.05	-0.02	-0.09	0.02
1	650	D4	2	650.3	643.6	643.8	643.9	54.5	9.1	3.4	67.0	-0.12	0.02	0.03	-0.10	0.03
1	650	D5	1	648.8	644.0	644.2	644.0	29.5	6.8	13.6	50.0	-0.16	0.03	-0.01	-0.10	0.02
1	650	D5	2	646.9			642.8				46.6				-0.09	0.00
1	650	D6	1	647.0	644.4	644.3	644.2	21.6	3.4	13.6	38.6	-0.12	-0.03	-0.01	-0.07	0.01
1	650	D6	2	645.4	642.8	643.0	642.9	23.9	9.1	5.7	38.6	-0.11	0.02	-0.02	-0.06	0.02

Tabla B7. Parámetros de análisis térmico de Reacción 1 (650°C aproximadamente) vaciadas en molde de grafito de 20 aleaciones estudiadas (2 repeticiones por química).

Reacción	Temperatura (Aprox.)	Aleación	Muestra	T _N °C	T _{Min} °C	T _G °C	T _F °C	Δt ₁ seg	Δt ₂ seg	Δt ₃ seg	Δt ₄ seg	V ₁ °C/seg	V ₂ °C/seg	V ₃ °C/seg	V ₄ °C/seg	(dT/dt) _{Max} °C/seg
2	600	A1	1													
2	600	A1	2													
2	600	A2	1													
2	600	A2	2													
2	600	A3	1													
2	600	A3	2													
2	600	A4	1													
2	600	A4	2													
2	600	B1	1													
2	600	B1	2													
2	600	B2	1													
2	600	B2	2													
2	600	B3	1													
2	600	B3	2													
2	600	B4	1													
2	600	B4	2													
2	600	B5	1	592.7			576.4				150.0				-0.11	-0.11
2	600	B5	2	592.7			573.6				197.7				-0.10	-0.09
2	600	C1	1													
2	600	C1	2													
2	600	C2	1													
2	600	C2	2													
2	600	C3	1													
2	600	C3	2													
2	600	C4	1													
2	600	C4	2													
2	600	C5	1													
2	600	C5	2													
2	600	D1	1													
2	600	D1	2													
2	600	D2	1													
2	600	D2	2													
2	600	D3	1													
2	600	D3	2													
2	600	D4	1													
2	600	D4	2													
2	600	D5	1	599.2			593.5				64.1				-0.09	-0.08
2	600	D5	2	599.1			594.6				63.6				-0.07	-0.06
2	600	D6	1	597.9			588.3				109.1				-0.09	-0.08
2	600	D6	2	595.3			588.2				102.3				-0.07	-0.06

Tabla B8. Parámetros de análisis térmico de Reacción 2 (600°C aproximadamente) vaciadas en molde de grafito de 20 aleaciones estudiadas (2 repeticiones por química).

Reacción	Temperatura (Aprox.)	Aleación	Muestra	T _N °C	T _{Min} °C	T _G °C	T _F °C	Δt ₁ seg	Δt ₂ seg	Δt ₃ seg	Δt ₄ seg	V ₁ °C/seg	V ₂ °C/seg	V ₃ °C/seg	V ₄ °C/seg	(dT/dt) _{Max} °C/seg
2	575	A1	1													
2	575	A1	2													
2	575	A2	1													
2	575	A2	2													
2	575	A3	1													
2	575	A3	2													
2	575	A4	1													
2	575	A4	2													
2	575	B1	1													
2	575	B1	2													
2	575	B2	1													
2	575	B2	2													
2	575	B3	1	586.9			582.8				62.7				-0.07	-0.01
2	575	B3	2	590.6			584.6				94.1				-0.06	-0.03
2	575	B4	1	581.2			576.4				79.6				-0.06	-0.03
2	575	B4	2	581.6			575.2				84.1				-0.08	-0.05
2	575	B5	1													
2	575	B5	2													
2	575	C1	1													
2	575	C1	2													
2	575	C2	1													
2	575	C2	2													
2	575	C3	1	586.0			580.2				92.7				-0.06	-0.02
2	575	C3	2	587.4	584.9	585.1	582.5	36.8	12.3	32.7	81.8	-0.07	0.02	-0.08	-0.06	0.01
2	575	C4	1	583.2			577.8				88.2				-0.06	-0.03
2	575	C4	2	581.9			575.3				96.4				-0.07	-0.01
2	575	C5	1	580.9			576.4				81.4				-0.06	0.00
2	575	C5	2	581.5			575.8				85.5				-0.07	-0.05
2	575	D1	1													
2	575	D1	2													
2	575	D2	1													
2	575	D2	2													
2	575	D3	1													
2	575	D3	2													
2	575	D4	1													
2	575	D4	2													
2	575	D5	1													
2	575	D5	2													
2	575	D6	1													
2	575	D6	2													

Tabla B9. Parámetros de análisis térmico de Reacción 2 y 3 (575°C aproximadamente) vaciadas en molde de grafito de 20 aleaciones estudiadas (2 repeticiones por química).

Reacción	Temperatura (Aprox.)	Aleación	Muestra	T _N °C	T _{Min} °C	T _G °C	T _F °C	Δt ₁ seg	Δt ₂ seg	Δt ₃ seg	Δt ₄ seg	V ₁ °C/seg	V ₂ °C/seg	V ₃ °C/seg	V ₄ °C/seg	(dT/dt) _{Max} °C/seg
3	550	A1	1	573.7			564.9				92.1				-0.10	-0.08
3	550	A1	2	572.4			563.5				81.8				-0.11	-0.09
3	550	A2	1	569.3			561.5				84.1				-0.09	-0.08
3	550	A2	2	569.0			561.1				85.2				-0.09	-0.08
3	550	A3	1	563.4			556.7				71.6				-0.09	-0.08
3	550	A3	2	564.2			556.6				76.1				-0.10	-0.08
3	550	A4	1	561.5			553.9				87.5				-0.09	-0.08
3	550	A4	2	559.6			553.3				69.3				-0.09	-0.08
3	550	B1	1				557.7				110.5				-0.09	-0.08
3	550	B1	2	565.1			557.8				77.7				-0.09	-0.08
3	550	B2	1	564.7			558.8				64.1				-0.09	-0.09
3	550	B2	2	565.1			556.2				91.4				-0.10	-0.09
3	550	B3	1													
3	550	B3	2													
3	550	B4	1													
3	550	B4	2													
3	550	B5	1	569.1			557.3				102.3				-0.12	-0.11
3	550	B5	2	573.6			557.3				163.6				-0.10	-0.09
3	550	C1	1	574.2			564.4				111.8				-0.09	-0.07
3	550	C1	2	570.8			562.3				91.4				-0.09	-0.08
3	550	C2	1	567.6			558.2				96.8				-0.10	-0.08
3	550	C2	2	568.6			561.5				90.0				-0.08	-0.06
3	550	C3	1													
3	550	C3	2													
3	550	C4	1													
3	550	C4	2													
3	550	C5	1													
3	550	C5	2													
3	550	D1	1	559.3			550.8				81.1				-0.10	-0.09
3	550	D1	2	558.5			550.1				90.7				-0.09	-0.08
3	550	D2	1	558.1			548.2				111.6				-0.09	-0.07
3	550	D2	2	558.2			547.7				100.0				-0.11	-0.09
3	550	D3	1	553.0			544.4				101.4				-0.08	-0.07
3	550	D3	2	558.9			546.4				128.4				-0.10	-0.09
3	550	D4	1	551.8			537.3				136.4				-0.11	-0.10
3	550	D4	2	551.8			538.2				150.0				-0.09	-0.09
3	550	D5	1	550.1			535.3				132.7				-0.11	-0.10
3	550	D5	2	547.8			540.4				86.4				-0.09	-0.08
3	550	D6	1													
3	550	D6	2													

Tabla B10. Parámetros de análisis térmico de Reacción 3 (550°C aproximadamente) vaciadas en molde de grafito de 20 aleaciones estudiadas (2 repeticiones por química).

Reacción	Temperatura (Aprox.)	Aleación	Muestra	T _N °C	T _{Min} °C	T _G °C	T _F °C	Δt ₁ seg	Δt ₂ seg	Δt ₃ seg	Δt ₄ seg	V ₁ °C/seg	V ₂ °C/seg	V ₃ °C/seg	V ₄ °C/seg	(dT/dt) _{Max} °C/seg
4	525	A1	1	542.4	540.7	541.5	540.0	19.3	19.3	29.5	68.2	-0.09	0.04	-0.05	-0.04	0.07
4	525	A1	2	541.4	540.5	541.5	539.0	9.1	17.3	31.8	58.2	-0.10	0.06	-0.08	-0.04	0.09
4	525	A2	1	536.5			531.0				81.8				-0.07	-0.02
4	525	A2	2	535.4	533.5	533.8	532.5	23.9	11.4	25.0	60.2	-0.08	0.03	-0.05	-0.05	0.04
4	525	A3	1	529.0			523.0				81.8				-0.07	-0.03
4	525	A3	2	527.8			522.8				69.5				-0.07	-0.03
4	525	A4	1	527.0			520.8				92.1				-0.07	-0.04
4	525	A4	2	527.2			521.2				81.8				-0.07	-0.04
4	525	B1	1	541.3	540.7	541.3	537.1	8.0	17.0	68.2	93.2	-0.08	0.04	-0.06	-0.05	0.06
4	525	B1	2	541.0	540.2	540.8	536.7	11.4	15.9	62.5	89.8	-0.07	0.04	-0.07	-0.05	0.06
4	525	B2	1	537.6			533.4				77.3				-0.05	-0.03
4	525	B2	2	537.3			532.0				92.1				-0.06	-0.01
4	525	B3	1	536.4	533.7	533.9	532.8	30.0	10.0	20.0	60.0	-0.09	0.02	-0.06	-0.06	0.02
4	525	B3	2	537.4			534.2				64.8				-0.05	-0.01
4	525	B4	1	530.5	529.3	529.4	528.3	23.9	9.6	19.1	52.5	-0.05	0.01	-0.06	-0.04	0.02
4	525	B4	2	530.7			527.1				58.9				-0.06	-0.01
4	525	B5	1	532.2	531.2	531.5	529.5	13.8	12.1	28.6	54.6	-0.07	0.02	-0.07	-0.05	0.04
4	525	B5	2	531.5	530.9	531.2	530.3	12.3	17.7	20.5	50.5	-0.05	0.02	-0.04	-0.02	0.03
4	525	C1	1	538.5	536.9	537.2	533.1	19.1	9.5	66.8	95.4	-0.08	0.03	-0.06	-0.06	0.02
4	525	C1	2	536.8			532.5				80.5				-0.05	0.00
4	525	C2	1	536.5	532.4	532.6	531.4	46.1	12.7	22.3	81.1	-0.09	0.02	-0.05	-0.06	0.03
4	525	C2	2	535.1	534.2	534.7	532.8	12.7	15.9	39.8	68.4	-0.07	0.03	-0.05	-0.03	0.04
4	525	C3	1	532.9	532.3	532.5	531.1	9.5	10.9	31.4	51.8	-0.06	0.02	-0.04	-0.03	0.02
4	525	C3	2	535.4	533.8	534.4	533.0	17.7	15.0	25.9	58.6	-0.09	0.04	-0.05	-0.04	0.06
4	525	C4	1	531.9	530.8	530.9	529.3	19.1	10.9	32.7	62.7	-0.06	0.01	-0.05	-0.04	0.01
4	525	C4	2	530.8	529.6	529.7	528.3	20.5	9.6	25.9	55.9	-0.06	0.01	-0.05	-0.04	0.01
4	525	C5	1	529.7	528.5	528.6	527.4	20.4	12.3	27.3	60.0	-0.06	0.01	-0.04	-0.04	0.01
4	525	C5	2	531.2			526.5				76.4				-0.06	-0.02
4	525	D1	1	535.6	533.1	533.5	531.4	28.6	17.5	35.0	81.1	-0.09	0.02	-0.06	-0.05	0.04
4	525	D1	2	533.5	532.1	532.7	531.4	19.1	15.9	30.2	65.2	-0.07	0.04	-0.04	-0.03	0.06
4	525	D2	1	529.4	525.9	527.9	524.1	46.1	9.5	36.6	92.3	-0.08	0.21	-0.10	-0.06	0.02
4	525	D2	2	528.5	527.3	527.5	525.6	17.5	12.7	28.6	58.9	-0.07	0.02	-0.07	-0.05	0.03
4	525	D3	1	527.2			522.6				84.3				-0.05	0.00
4	525	D3	2	529.4			523.5				89.1				-0.07	0.00
4	525	D4	1	527.7			520.5				100.2				-0.07	-0.03
4	525	D4	2	527.6			521.4				103.4				-0.06	-0.02
4	525	D5	1	524.8			516.2				94.1				-0.09	-0.06
4	525	D5	2	524.0			516.4				104.6				-0.07	-0.05
4	525	D6	1	526.1			516.9				112.7				-0.08	-0.07
4	525	D6	2	525.1			518.1				109.1				-0.06	-0.05

Tabla B11. Parámetros de análisis térmico de Reacción 4 (525°C aproximadamente) vaciadas en molde de grafito de 20 aleaciones estudiadas (2 repeticiones por química).

Reacción	Temperatura (Aprox.)	Aleación	Muestra	T _N °C	T _{Min} °C	T _G °C	T _F °C	Δt ₁ seg	Δt ₂ seg	Δt ₃ seg	Δt ₄ seg	V ₁ °C/seg	V ₂ °C/seg	V ₃ °C/seg	V ₄ °C/seg	(dT/dt) _{Max} °C/seg
5	505	A1	1													
5	505	A1	2													
5	505	A2	1													
5	505	A2	2													
5	505	A3	1													
5	505	A3	2	501.8			493.6				88.6				-0.09	-0.09
5	505	A4	1	501.8			493.6				88.4				-0.09	-0.09
5	505	A4	2	502.7			497.3				61.4				-0.09	-0.08
5	505	A4	2	501.8			495.5				68.2				-0.09	-0.09
5	505	B1	1													
5	505	B1	2													
5	505	B2	1													
5	505	B2	2													
5	505	B3	1													
5	505	B3	2													
5	505	B4	1													
5	505	B4	2													
5	505	B5	1													
5	505	B5	2													
5	505	C1	1													
5	505	C1	2													
5	505	C2	1													
5	505	C2	2													
5	505	C3	1													
5	505	C3	2													
5	505	C4	1	514.5			507.3				68.2				-0.11	-0.09
5	505	C4	2	510.9			507.3				34.1				-0.11	-0.10
5	505	C5	1	510.0			505.5				47.7				-0.09	-0.09
5	505	C5	2	513.6			507.3				61.4				-0.10	-0.10
5	505	D1	1													
5	505	D1	2													
5	505	D2	1													
5	505	D2	2	499.1			490.0				81.8				-0.11	-0.10
5	505	D3	1	509.1			497.3				129.5				-0.09	-0.09
5	505	D3	2													
5	505	D4	1	506.4			492.7				136.4				-0.10	-0.10
5	505	D4	2	506.4			491.8				163.6				-0.09	-0.08
5	505	D5	1													
5	505	D5	2													
5	505	D6	1	509.2			499.1				114.6				-0.09	-0.08
5	505	D6	2	507.8			498.7				120.9				-0.08	-0.07

Tabla B12. Parámetros de análisis térmico de Reacción 5 (505°C aproximadamente) vaciadas en molde de grafito de 20 aleaciones estudiadas (2 repeticiones por química).

Apéndice C

Resultados de ensayos mecánicos de tensión

Probetas	Nivel en molde cuña	Esfuerzo de Cedencia MPa	Esfuerzo Ultimo de Tensión MPa	Elongación Plástica %	Elongación Total %	Índice de Calidad MPa
1	1	124	253	26.63	27.00	639
2	2	98	249	26.66	27.00	635
3	3	106	251	20.57	20.99	608
4	3	94	241	22.86	23.23	610
5	4	102	246	17.33	17.69	583
6	4	105	248	22	22.34	612
7	5	100	242	19.15	19.51	590
8	5	105	245	20.66	21.03	603
9	5	105	246	18.58	18.93	590
10	6	104	241	13.95	14.32	553
11	6	98	238	19.61	19.97	589
12	6	99	237	17.63	17.99	576
13	6	110	245	15.41	15.83	569
14	7	107	241	15.71	16.09	567
15	7	101	239	19.66	20.03	590
16	7	100	223	10.77	11.11	505
17	7	113	241	12.27	12.66	539
18	8	102	225	11.11	11.46	511
19	8	98	232	15.69	16.09	558
20	8	100	234	16.64	17.00	567
21	8	103	231	12.65	12.99	532
22	9	102	219	10.49	10.91	499
23	9	99	230	14.36	14.73	545
24	9	98	230	14.75	15.11	548
25	9	103	230	12.32	12.67	527
26	10	103	215	10.55	10.88	495
27	10	99	217	9.94	10.27	490
28	10	98	221	12.06	12.42	517
29	10	100	216	10.42	10.76	495

Probetas	Nivel en molde cuña	Esfuerzo de Cedencia MPa	Esfuerzo Ultimo de Tensión MPa	Elongación Plástica %	Elongación Total %	Índice de Calidad MPa
1	1	75	223	25.81	26.35	607
2	2	72	217	28.74	29.09	612
3	3	70	218	26.84	27.75	607
4	3	70	219	25.02	25.91	601
5	4	75	217	21.17	22.00	580
6	4	76	219	20.92	21.74	580
7	5	72	194	9.05	9.97	463
8	5	70	210	21.67	22.87	577
9	5	73	206	12.4	13.31	509
10	6	82	204	9.27	9.95	474
11	6	70	205	18.4	19.79	555
12	6	70	205	20.14	21.63	565
13	6	75	201	11.61	12.48	497
14	7	77	197	9.28	10.10	468
15	7	70	202	20.12	21.63	563
16	7	71	202	17.11	18.41	544
17	7	77	178	6.674	7.34	411
18	8	75	196	11.82	12.81	495
19	8	72	200	14.91	16.10	526
20	8	73	200	14.1	15.23	519
21	8	80	187	7.081	7.77	427
22	9	76	186	9.65	10.55	462
23	9	69	190	12.71	14.28	502
24	9	74	148	4.50	5.30	344
25	9	69	163	5.74	7.02	392
26	10	70	170	7.22	8.73	424
27	10	68	183	13.25	15.18	502
28	10	70	183	11.88	13.54	489
29	10	71	173	8.317	9.70	439

a)

b)

Tabla C1. Propiedades mecánicas de la química A1, a) Condición T4, b) Condición T7.

Química A1: Cu 3.63%, Mg 0.083%, Mn 0.0% Fe 0.069%, Si 0.06%, Zn 0.046%, B 0.0022%.

Probetas	Nivel en molde cuña	Esfuerzo de Cedencia MPa	Esfuerzo Ultimo de Tensión MPa	Elongación Plástica %	Elongación Total %	Índice de Calidad MPa
1	1					
2	2	191	345	24.17	24.64	721
3	3	193	346	21.47	21.92	708
4	3	178	344	24.26	24.68	720
5	4	190	334	16.55	16.98	666
6	4	190	336	18.02	18.47	678
7	5	187	321	13.35	13.78	628
8	5	185	326	18.31	18.74	670
9	5	187	328	17.49	17.91	666
10	6	186	299	9.103	9.51	563
11	6	183	317	14.45	14.87	634
12	6	183	320	16.53	16.95	652
13	6	189	313	11.17	11.60	601
14	7	187	286	7.14	7.52	522
15	7	181	301	10.63	11.04	583
16	7	183	307	12.05	12.46	602
17	7	186	295	8.619	9.01	553
18	8	181	273	6.705	7.08	503
19	8	176	268	6.819	7.19	499
20	8	179	285	8.16	8.54	537
21	8	180	289	9.43	9.81	557
22	9	174	272	8.03	8.40	521
23	9	175	271	7.42	7.79	512
24	9	174	280	9.52	9.89	549
25	9	172	270	8.34	8.71	524
26	10	170	263	7.89	8.24	511
27	10	170	255	6.77	7.12	485
28	10	170	260	7.32	7.68	499
29	10	169	253	6.35	6.69	476

Probetas	Nivel en molde cuña	Esfuerzo de Cedencia MPa	Esfuerzo Ultimo de Tensión MPa	Elongación Plástica %	Elongación Total %	Índice de Calidad MPa
1	1	302	359	8.14	8.61	612
2	2	301	359	10.6	11.08	641
3	3	303	360	7.77	8.23	607
4	3	301	359	8.35	8.81	614
5	4	299	349	4.75	5.21	542
6	4	300	351	5.49	5.95	560
7	5	293	336	3.75	4.20	504
8	5	296	343	5.81	6.29	559
9	5	297	340	4.34	4.80	524
10	6	301	325	1.71	2.12	413
11	6	291	335	4.43	4.87	521
12	6	291	333	4.14	4.58	512
13	6	293	320	2.03	2.47	426
14	7	293	315	1.56	1.98	395
15	7	285	323	3.43	3.87	482
16	7	288	328	3.99	4.43	503
17	7	295	314	1.38	1.79	382
18	8	285	295	0.73	1.14	311
19	8	276	308	2.50	2.91	433
20	8	281	311	2.37	2.76	430
21	8	290	303	1.00	1.40	343
22	9	281	301	1.58	1.99	382
23	9	280	293	0.87	1.26	320
24	9	283	305	1.84	2.22	398
25	9	278	299	1.69	2.09	385
26	10	268	286	1.51	1.89	360
27	10	278	295	1.46	1.87	368
28	10	273	281	0.54	0.93	272
29	10	272	290	1.48	1.87	364

a)

b)

Tabla C2. Propiedades mecánicas de la química A2, a) Condición T4, b) Condición T7.

Química A2: Cu 3.57%, Mg 0.225%, Mn 0.0%, Fe 0.069%, Si 0.07%, Zn 0.005%, B 0.0019%.

Probetas	Nivel en molde cuña	Esfuerzo de Cedencia MPa	Esfuerzo Ultimo de Tensión MPa	Elongación Plástica %	Elongación Total %	Índice de Calidad MPa
1	1	226	377	20.18	20.67	732
2	2	223	374	22.21	22.70	740
3	3	227	377	21.69	22.19	741
4	3	227	377	19.86	20.35	730
5	4	224	366	15.95	16.44	694
6	4	223	365	14.76	15.24	684
7	5	222	354	12.53	13.02	655
8	5	220	359	15.44	15.91	684
9	5	221	346	10.46	10.88	625
10	6	223	337	9.313	9.78	605
11	6	217	347	12.76	13.22	650
12	6	218	350	13.3	13.76	657
13	6	222	337	9.12	9.57	602
14	7	218	315	12.53	13.00	616
15	7	214	336	11.62	12.07	628
16	7	214	342	13.25	13.70	649
17	7	218	329	8.97	9.41	591
18	8	215	317	8.07	8.48	567
19	8	212	315	7.93	8.37	564
20	8	213	310	6.83	7.24	542
21	8	214	307	6.61	7.04	536
22	9	212	302	6.95	7.36	536
23	9	211	308	7.82	8.24	555
24	9	212	314	8.32	8.80	569
25	9	210	304	7.50	7.92	546
26	10	207	282	5.48	5.87	490
27	10	206	282	5.01	5.40	480
28	10	207	289	5.99	6.40	507
29	10	205	270	4.04	4.42	444

Probetas	Nivel en molde cuña	Esfuerzo de Cedencia MPa	Esfuerzo Ultimo de Tensión MPa	Elongación Plástica %	Elongación Total %	Índice de Calidad MPa
1	1	337	388	7.05	7.56	625
2	2	336	388	10.05	10.56	665
3	3	341	393	8.66	9.16	652
4	3	336	386	7.74	8.25	634
5	4	345	387	4.75	5.24	581
6	4	343	387	5.46	5.97	596
7	5	339	369	2.95	3.43	513
8	5	335	373	4.06	4.54	550
9	5	339	368	2.92	3.40	512
10	6	333	349	1.10	1.56	401
11	6	328	361	3.78	4.26	531
12	6	323	357	3.48	3.94	518
13	6	334	351	1.21	1.66	410
14	7	327	339	0.79	1.25	365
15	7	319	341	1.74	2.18	433
16	7	317	339	1.88	2.33	438
17	7	320	330	0.61	1.05	335
18	8	311	316	0.31	0.73	279
19	8	315	328	0.97	1.42	369
20	8	315	330	0.91	1.35	365
21	8	313	323	0.51	0.94	315
22	9	301	313	0.85	1.26	341
23	9	307	319	0.81	1.25	345
24	9	304	316	0.95	1.36	353
25	9	296	307	0.48	0.89	293
26	10	293	302	0.59	1.00	302
27	10	299	308	0.62	1.03	312
28	10	300	309	0.52	0.93	300
29	10	287	299	0.65	1.06	306

a)

b)

Tabla C3. Propiedades mecánicas de la química A3, a) Condición T4, b) Condición T7.

Química A3: Cu 3.8%, Mg 0.471%, Mn 0.0%, Fe 0.078%, Si 0.07%, Zn 0.005%, B 0.0026%.

Probetas	Nivel en molde cuña	Esfuerzo de Cedencia MPa	Esfuerzo Ultimo de Tensión MPa	Elongación Plástica %	Elongación Total %	Índice de Calidad MPa	Probetas	Nivel en molde cuña	Esfuerzo de Cedencia MPa	Esfuerzo Ultimo de Tensión MPa	Elongación Plástica %	Elongación Total %	Índice de Calidad MPa
1	1	215	378	23.04	23.66	749	1	1	338	389	8.96	9.46	652
2	2	215	373	25.45	25.93	755	2	2	337	386	7.33	7.82	627
3	3	212	365	22.08	22.54	730	3	3	346	391	7.16	7.68	630
4	3	215	372	24.78	25.29	750	4	3	340	386	5.97	6.47	605
5	4	219	363	14.7	15.19	682	5	4	350	380	3.28	3.80	536
6	4	223	368	14.98	15.47	689	6	4	347	373	2.34	2.82	495
7	5	218	346	11.35	11.82	635	7	5	347	363	1.06	1.52	412
8	5	213	355	14.69	15.18	673	8	5	339	364	2.35	2.82	486
9	5	218	358	14.33	14.84	674	9	5	341	362	1.83	2.30	460
10	6	215	333	9.466	9.93	603	10	6	334	347	0.80	1.25	373
11	6	210	343	13.01	13.48	648	11	6	333	354	1.97	2.46	460
12	6	210	338	11.64	12.09	630	12	6	331	356	2.55	3.01	485
13	6	214	330	9.312	9.76	597	13	6	341	351	0.55	1.01	351
14	7	212	317	7.89	8.32	565	14	7	333	342	0.62	1.08	351
15	7	207	328	10.44	10.88	608	15	7	327	344	1.36	1.81	414
16	7	206	335	12.76	13.23	638	16	7	325	343	1.42	1.87	416
17	7	212	323	9.10	9.55	588	17	7	329	338	0.57	1.01	340
18	8	206	309	8.19	8.60	561	18	8	321	324	0.29	0.72	287
19	8	206	316	8.84	9.27	577	19	8	322	331	0.54	0.97	328
20	8	205	319	9.64	10.07	590	20	8	323	337	0.97	1.40	376
21	8	206	312	8.98	9.41	575	21	8	320	329	0.45	0.87	313
22	9	198	294	7.02	7.41	528	22	9	309	313	0.30	0.71	273
23	9	201	295	6.92	7.33	528	23	9	310	315	0.39	0.80	288
24	9	201	298	7.52	7.93	540	24	9	316	322	0.38	0.80	295
25	9	202	293	6.59	7.04	522	25	9	308	316	0.48	0.89	303
26	10	192	278	6.57	6.95	506	26	10	298	304	0.36	0.75	270
27	10	195	288	7.23	7.63	526	27	10	302	307	0.33	0.73	270
28	10	197	279	5.81	6.20	493	28	10	300	308	0.58	0.96	303
29	10	197	268	4.35	4.70	450	29	10	295	303	0.42	0.82	280

a)

b)

Tabla C4. Propiedades mecánicas de la química A4, a) Condición T4, b) Condición T7.

Química A4: Cu 3.75%, Mg 0.42%, Mn 0.0%, Fe 0.07%, Si 0.08%, **Zn 0.21%**, B 0.0018%.

Probetas	Nivel en molde cuña	Esfuerzo de Cedencia MPa	Esfuerzo Ultimo de Tensión MPa	Elongación Plástica %	Elongación Total %	Índice de Calidad MPa	Probetas	Nivel en molde cuña	Esfuerzo de Cedencia MPa	Esfuerzo Ultimo de Tensión MPa	Elongación Plástica %	Elongación Total %	Índice de Calidad MPa
1	1	200	343	23.96	24.41	717	1	1	218	317	14.18	14.59	631
2	2	201	341	23.46	23.91	713	2	2	199	304	18.12	18.50	646
3	3	201	339	18.78	19.23	686	3	3	204	307	14.09	14.49	620
4	3	200	339	21.27	21.72	700	4	3	211	308	10.62	11.02	589
5	4	200	332	14.93	15.38	652	5	4	216	312	9.112	9.54	577
6	4	199	331	16.98	17.43	666	6	4	218	312	8.44	8.85	568
7	5	200	311	9.11	9.54	575	7	5	188	281	6.36	6.76	505
8	5	195	323	14.12	14.57	637	8	5	197	294	9.48	9.86	563
9	5	199	325	13.15	13.60	632	9	5	202	293	7.44	7.83	534
10	6	196	319	13.56	14.02	628	10	6	220	286	3.75	4.12	452
11	6	191	317	13.81	14.23	628	11	6	165	272	10.47	10.82	551
12	6	194	320	13.94	14.37	633	12	6	186	282	7.57	7.95	525
13	6	196	316	12.83	13.26	620	13	6	168	247	4.35	4.68	428
14	7	193	295	8.27	8.68	548	14	7	173	258	4.98	5.33	454
15	7	190	298	9.31	9.71	565	15	7	180	270	5.90	6.33	486
16	7	192	311	11.76	12.18	604	16	7	182	267	4.92	5.26	461
17	7	192	296	8.52	8.94	553	17	7	174	252	4.25	4.58	431
18	8	188	274	6.24	6.61	496	18	8	175	245	4.12	4.45	420
19	8	191	303	10.48	10.89	583	19	8	170	250	4.95	5.30	446
20	8	193	307	11.3	11.71	596	20	8	174	261	6.08	6.42	479
21	8	190	285	7.83	8.22	532	21	8	161	248	6.20	6.52	468
22	9	186	291	9.44	9.82	558	22	9	163	241	5.04	5.37	438
23	9	188	283	8.21	8.61	535	23	9	169	225	2.78	3.10	358
24	9	191	292	8.40	8.79	546	24	9	175	248	4.44	4.77	431
25	9	186	267	5.72	6.09	478	25	9	151	237	6.01	6.33	453
26	10	181	262	6.30	6.66	484	26	10	153	235	5.62	5.94	444
27	10	184	268	6.80	7.16	499	27	10	173	244	4.47	4.79	428
28	10	184	261	5.62	5.99	470	28	10	172	237	3.55	3.88	395
29	10	179	260	6.27	6.64	482	29	10	163	234	4.26	4.60	413

a)

b)

Tabla C5. Propiedades mecánicas de la química B1, a) Condición T4, b) Condición T7.

Química B1: Cu 3.9%, Mg 0.064%, Mn 0.0%, Fe 0.067%, Si 0.065%, Zn 0.043%, B 0.0020%.

Probetas	Nivel en molde cuña	Esfuerzo de Cedencia MPa	Esfuerzo Ultimo de Tensión MPa	Elongación Plástica %	Elongación Total %	Índice de Calidad MPa	Probetas	Nivel en molde cuña	Esfuerzo de Cedencia MPa	Esfuerzo Ultimo de Tensión MPa	Elongación Plástica %	Elongación Total %	Índice de Calidad MPa
1	1	214	368	22.07	22.56	733	1	1	322	386	5.62	6.09	597
2	2	210	363	22.9	23.38	733	2	2	325	385	9.9	10.39	660
3	3	210	361	23.28	23.76	733	3	3	318	382	8.97	9.48	646
4	3	208	360	22.17	22.65	726	4	3	328	386	7.89	8.39	635
5	4	216	365	18.13	18.60	707	5	4	319	377	5.21	5.71	582
6	4	213	358	15.43	15.91	683	6	4	324	379	4.94	5.44	578
7	5	212	349	14	14.48	662	7	5	311	354	2.89	3.37	497
8	5	209	350	15.87	16.35	677	8	5	308	362	4.37	4.85	547
9	5	211	345	12.85	13.28	648	9	5	312	329	1.07	1.51	377
10	6	210	338	12.43	12.88	638	10	6	309	320	0.69	1.10	331
11	6	205	339	13.46	13.92	648	11	6	311	350	3.08	3.55	498
12	6	206	341	14.36	14.83	657	12	6	311	326	0.93	1.33	359
13	6	218	334	10.95	11.65	622	13	6	316	338	1.43	1.87	411
14	7	206	321	9.34	9.78	588	14	7	312	323	0.67	1.10	334
15	7	213	329	11.51	12.33	623	15	7	300	323	1.44	1.87	397
16	7	208	330	12.25	12.92	630	16	7	297	329	2.03	2.47	435
17	7	216	327	10.9	11.75	616	17	7	311	324	0.82	1.24	350
18	8	210	307	7.88	8.60	559	18	8	299	304	0.38	0.77	273
19	8	208	319	10.66	11.38	604	19	8	300	302	0.25	0.66	254
20	8	202	318	10.5	11.02	599	20	8	297	314	0.96	1.36	350
21	8	207	306	8.01	8.69	560	21	8	296	306	0.67	1.09	316
22	9	196	295	7.54	7.93	538	22	9	298	310	0.85	1.27	338
23	9	197	310	9.79	10.22	583	23	9	298	302	0.38	0.78	273
24	9	197	309	9.38	9.81	576	24	9	299	311	0.76	1.16	328
25	9	197	306	9.24	9.66	572	25	9	300	306	0.43	0.85	286
26	10	190	288	8.37	8.77	543	26	10	289	297	0.58	0.99	295
27	10	194	292	7.66	8.07	536	27	10	302	307	0.40	0.80	280
28	10	195	296	8.89	9.33	558	28	10	284	302	1.49	1.88	376
29	10	192	279	7.11	7.52	516	29	10	286	298	0.77	1.18	318

a)

b)

Tabla C6. Propiedades mecánicas de la química B2, a) Condición T4, b) Condición T7.

Química B2: Cu 4.03%, Mg 0.195%, Mn 0.0%, Fe 0.068%, Si 0.06%, Zn 0.026%, B 0.0023%.

Probetas	Nivel en molde cuña	Esfuerzo de Cedencia MPa	Esfuerzo Ultimo de Tensión MPa	Elongación Plástica %	Elongación Total %	Índice de Calidad MPa	Probetas	Nivel en molde cuña	Esfuerzo de Cedencia MPa	Esfuerzo Ultimo de Tensión MPa	Elongación Plástica %	Elongación Total %	Índice de Calidad MPa
1	1	188	342	23.48	23.96	714	1	1	275	341	7.58	8.03	586
2	2	187	337	20	20.45	691	2	2	287	348	8.51	8.93	604
3	3	191	334	14.27	14.72	649	3	3	288	345	5.41	5.85	552
4	3	186	332	15.15	15.55	653	4	3	280	342	7.12	7.54	579
5	4	190	312	10.11	10.54	588	5	4	298	328	2.15	2.57	438
6	4	186	303	9.42	9.84	571	6	4	279	323	3.011	3.45	468
7	5	185	291	7.97	8.36	540	7	5	285	309	1.50	1.91	385
8	5	182	295	9.49	9.88	564	8	5	262	304	2.61	3.00	432
9	5	184	291	8.58	8.98	549	9	5	285	314	2.03	2.44	418
10	6	185	280	6.81	7.20	511	10	6	283	307	1.67	2.06	392
11	6	179	286	8.52	8.91	542	11	6	270	293	1.42	1.80	362
12	6	180	283	8.16	8.56	535	12	6	267	299	2.15	2.54	409
13	6	181	282	7.86	8.24	530	13	6	284	300	0.92	1.33	333
14	7	180	271	6.37	6.71	494	14	7	283	294	0.56	0.96	288
15	7	179	276	7.08	7.45	512	15	7	281	300	1.25	1.67	360
16	7	178	275	7.56	7.94	518	16	7	273	295	1.35	1.76	361
17	7	180	271	6.37	6.74	494	17	7	262	288	1.41	1.78	355
18	8	179	264	6.15	6.52	484	18	8	276	286	0.55	0.93	277
19	8	179	265	5.72	6.08	477	19	8	275	292	1.09	1.49	339
20	8	178	262	5.63	5.99	472	20	8	271	296	1.74	2.14	385
21	8	178	263	5.94	6.31	479	21	8	263	287	1.60	2.01	369
22	9	176	256	5.37	5.72	461	22	9	274	281	0.49	0.83	259
23	9	179	257	5.11	5.47	456	23	9	265	277	0.70	1.07	285
24	9	176	256	5.41	5.77	462	24	9	273	290	1.13	1.51	338
25	9	176	253	5.16	5.50	453	25	9	257	276	1.07	1.45	319
26	10	174	243	4.45	4.80	427	26	10	258	272	0.82	1.19	293
27	10	175	252	4.92	5.26	446	27	10	272	279	0.44	0.81	255
28	10	176	243	4.17	4.50	420	28	10	273	280	0.41	0.77	249
29	10	173	241	4.19	4.53	418	29	10	265	277	0.79	1.16	294

a)

b)

Tabla C7. Propiedades mecánicas de la química B3, a) Condición T4, b) Condición T7.

Química B3: Cu 3.93%, Mg 0.176%, Mn 0.0%, Fe 0.222%, Si 0.06%, Zn 0.018%, B 0.0023%.

Probetas	Nivel en molde cuña	Esfuerzo de Cedencia MPa	Esfuerzo Ultimo de Tensión MPa	Elongación Plástica %	Elongación Total %	Índice de Calidad MPa	Probetas	Nivel en molde cuña	Esfuerzo de Cedencia MPa	Esfuerzo Ultimo de Tensión MPa	Elongación Plástica %	Elongación Total %	Índice de Calidad MPa
1	1	180	341	25.81	26.26	724	1	1	328	383	9.01	9.51	647
2	2	180	336	21.4	21.84	698	2	2	319	371	6.82	7.30	604
3	3	185	339	19.66	20.15	692	3	3	333	374	4.27	4.77	557
4	3	184	341	20.42	20.88	698	4	3	331	371	3.78	4.26	541
5	4	184	322	13.54	13.97	631	5	4	336	354	1.16	1.62	411
6	4	183	322	13.47	13.91	631	6	4	335	361	2.07	2.54	470
7	5	183	303	9.478	9.90	572	7	5	336	351	0.96	1.44	393
8	5	181	309	11.56	11.96	600	8	5	328	348	1.54	2.01	430
9	5	178	300	9.47	9.88	568	9	5	334	347	0.75	1.23	371
10	6	180	296	9.56	9.96	565	10	6	329	337	0.49	0.95	331
11	6	176	299	10.98	11.38	584	11	6	322	339	1.19	1.62	396
12	6	175	299	11.59	11.99	591	12	6	321	336	0.85	1.29	366
13	6	178	291	8.98	9.38	553	13	6	331	338	0.45	0.91	326
14	7	175	280	8.09	8.48	531	14	7	323	326	0.32	0.77	295
15	7	175	286	8.96	9.35	548	15	7	318	328	0.73	1.17	347
16	7	175	281	8.45	8.84	537	16	7	319	328	0.60	1.05	334
17	7	173	273	7.10	7.47	509	17	7	322	326	0.36	0.82	303
18	8	175	275	7.87	8.24	522	18	8	313	316	0.29	0.72	278
19	8	178	268	6.12	6.49	488	19	8	316	321	0.37	0.79	293
20	8	176	270	6.74	7.12	500	20	8	302	305	0.30	0.71	265
21	8	173	259	5.51	5.85	466	21	8	317	319	0.28	0.70	277
22	9	171	265	6.67	7.05	493	22	9	303	304	0.23	0.63	250
23	9	175	264	5.88	6.24	479	23	9	287	306	0.18	0.59	244
24	9	172	256	5.46	5.79	462	24	9	305	310	0.36	0.78	280
25	9	172	261	6.09	6.45	479	25	9	301	302	0.23	0.64	249
26	10	169	257	6.24	6.59	478	26	10	293	298	0.36	0.76	266
27	10	171	258	5.97	6.32	474	27	10	306	309	0.28	0.70	267
28	10	172	248	4.63	4.97	436	28	10	297	303	0.44	0.84	283
29	10	171	238	3.84	4.17	405	29	10	294	302	0.49	0.89	289

a)

b)

Tabla C8. Propiedades mecánicas de la química B4, a) Condición T4, b) Condición T7.

Química B4: Cu 3.91%, Mg 0.166%, Mn 0.0%, Fe 0.215%, **Si 0.215%**, Zn 0.016%, B 0.0019%.

Probetas	Nivel en molde cuña	Esfuerzo de Cedencia MPa	Esfuerzo Ultimo de Tensión MPa	Elongación Plástica %	Elongación Total %	Índice de Calidad MPa	Probetas	Nivel en molde cuña	Esfuerzo de Cedencia MPa	Esfuerzo Ultimo de Tensión MPa	Elongación Plástica %	Elongación Total %	Índice de Calidad MPa
1	1	212	350	16.28	16.76	681	1	1	263	350	9.74	10.18	622
2	2	207	338	14.58	15.03	655	2	2	258	342	7.16	7.62	580
3	3	208	332	12.8	13.24	635	3	3	273	337	4.51	4.96	525
4	3	209	332	12.19	12.63	629	4	3	262	330	4.49	4.92	517
5	4	204	294	6.93	7.33	527	5	4	273	313	2.32	2.74	431
6	4	205	298	7.81	8.21	545	6	4	269	306	1.76	2.17	397
7	5	201	270	4.76	5.12	461	7	5	254	285	1.35	1.72	349
8	5	201	279	5.77	6.14	491	8	5	254	287	1.75	2.14	377
9	5	200	274	5.72	6.09	486	9	5	264	288	1.01	1.40	327
10	6	200	264	4.72	5.08	455	10	6	260	280	0.87	1.24	305
11	6	197	265	5.07	5.43	464	11	6	249	273	1.04	1.41	313
12	6	195	270	5.75	6.12	482	12	6	266	285	1.08	1.42	326
13	6	199	261	4.10	4.45	436	13	6	249	270	0.70	1.04	274
14	7	194	246	2.96	3.27	384	14	7	241	261	0.73	1.08	270
15	7	193	256	4.51	4.85	441	15	7	226	257	1.49	1.83	328
16	7	193	257	4.43	4.78	440	16	7	240	264	1.11	1.46	309
17	7	195	258	4.48	4.83	442	17	7	259	271	0.52	0.87	254
18	8	193	245	3.60	3.94	406	18	8	251	261	0.42	0.77	230
19	8	192	239	2.93	3.26	377	19	8	222	239	0.65	0.97	235
20	8	193	241	2.85	3.19	377	20	8	260	268	0.42	0.78	238
21	8	193	244	3.34	3.67	396	21	8	244	258	0.61	0.96	253
22	9	194	238	2.74	3.06	369	22	9	237	248	0.48	0.81	223
23	9	189	216	1.12	1.40	255	23	9	231	249	0.71	1.04	253
24	9	191	236	2.82	3.14	370	24	9	229	240	0.42	0.75	207
25	9	189	222	1.71	2.02	304	25	9	235	242	0.32	0.65	191
26	10	182	217	2.06	2.35	317	26	10	229	232	0.28	0.61	173
27	10	184	214	1.32	1.62	270	27	10	218	228	0.39	0.69	185
28	10	184	213	1.19	1.49	260	28	10	215	235	0.75	1.07	243
29	10	186	225	2.33	2.62	338	29	10	233	237	0.29	0.63	183

a)

b)

Tabla C9. Propiedades mecánicas de la química B5, a) Condición T4, b) Condición T7.

Química B5: Cu 4.02%, Mg 0.161%, **Mn 0.34%**, Fe 0.215%, Si 0.18%, Zn 0.015%, B 0.0022%.

Probetas	Nivel en molde cuña	Esfuerzo de Cedencia MPa	Esfuerzo Ultimo de Tensión MPa	Elongación Plástica %	Elongación Total %	Índice de Calidad MPa	Probetas	Nivel en molde cuña	Esfuerzo de Cedencia MPa	Esfuerzo Ultimo de Tensión MPa	Elongación Plástica %	Elongación Total %	Índice de Calidad MPa
1	1	216	368	21.94	22.44	733	1	1	320	388	10.47	10.97	668
2	2	212	362	20.96	21.43	721	2	2	328	392	8.30	8.81	647
3	3	217	370	20.41	20.91	726	3	3	288	378	11.59	12.09	670
4	3	216	366	21.25	21.75	727	4	3	333	395	5.73	6.22	609
5	4	217	347	10.87	11.34	632	5	4	279	334	3.71	4.13	500
6	4	217	342	10.24	10.70	620	6	4	326	371	3.37	3.84	529
7	5	213	326	8.80	9.24	587	7	5	262	308	2.43	2.82	430
8	5	212	339	11.61	12.07	631	8	5	322	357	2.40	2.85	479
9	5	213	328	8.68	9.09	587	9	5	312	345	2.14	2.58	456
10	6	212	313	7.26	7.69	553	10	6	326	335	0.57	0.99	335
11	6	208	328	10.05	10.48	603	11	6	270	325	3.76	4.17	493
12	6	210	330	10.14	10.58	607	12	6	293	337	3.26	3.70	490
13	6	213	318	7.84	8.26	566	13	6	326	330	0.33	0.75	296
14	7	208	283	4.45	4.83	468	14	7	317	324	0.47	0.90	312
15	7	207	311	7.93	8.36	560	15	7	311	322	0.67	1.09	332
16	7	206	316	8.98	9.44	579	16	7	288	313	1.42	1.84	385
17	7	211	307	6.63	7.06	536	17	7	290	304	0.69	1.11	316
18	8	207	306	7.81	8.23	554	18	8	303	311	0.46	0.87	294
19	8	203	280	4.63	5.02	469	19	8	308	319	0.60	1.00	319
20	8	205	301	7.12	7.51	538	20	8	295	309	0.85	1.28	338
21	8	206	293	5.80	6.21	507	21	8	310	319	0.53	0.96	314
22	9	203	275	4.37	4.73	458	22	9	301	308	0.47	0.87	292
23	9	193	255	3.51	3.88	414	23	9	249	292	0.14	0.52	216
24	9	203	275	4.38	4.75	458	24	9	304	306	0.27	0.68	260
25	9	204	291	6.20	6.60	512	25	9	300	304	0.35	0.76	272
26	10	200	265	3.91	4.30	436	26	10	291	292	0.22	0.59	231
27	10	194	251	3.44	3.78	407	27	10	278	278	0.22	0.52	202
28	10	196	266	4.61	4.97	454	28	10	274	276	0.24	0.60	216
29	10	195	242	2.39	2.71	359	29	10	269	275	0.36	0.74	240

a)

b)

Tabla C10. Propiedades mecánicas de la química C1, a) Condición T4, b) Condición T7.

Química C1: Cu 4.51%, Mg 0.184%, Mn 0.08%, Fe 0.106%, Si 0.08%, Zn 0.005%, B 0.0018%.

Probetas	Nivel en molde cuña	Esfuerzo de Cedencia MPa	Esfuerzo Ultimo de Tensión MPa	Elongación Plástica %	Elongación Total %	Índice de Calidad MPa	Probetas	Nivel en molde cuña	Esfuerzo de Cedencia MPa	Esfuerzo Ultimo de Tensión MPa	Elongación Plástica %	Elongación Total %	Índice de Calidad MPa
1	1	222	383	24.36	24.87	760	1	1	339	404	9.41	9.95	673
2	2	220	375	21.93	22.44	739	2	2	326	395	8.05	8.55	647
3	3	223	363	12.12	12.59	660	3	3	344	402	5.23	5.77	607
4	3	223	377	16.89	17.39	712	4	3	347	404	4.96	5.46	603
5	4	219	346	10.59	11.06	628	5	4	331	369	2.32	2.80	489
6	4	219	350	11.46	11.95	641	6	4	334	370	2.31	2.80	491
7	5	219	334	9.24	9.72	600	7	5	329	354	1.50	1.98	433
8	5	215	341	10.8	11.25	624	8	5	320	354	2.03	2.49	461
9	5	217	331	8.54	8.98	588	9	5	335	358	1.53	2.00	440
10	6	214	309	6.17	6.59	530	10	6	316	329	0.57	0.97	325
11	6	212	314	6.56	6.97	541	11	6	325	352	1.72	2.18	443
12	6	211	321	8.2	8.64	574	12	6	322	350	1.73	2.19	442
13	6	213	302	5.78	6.19	515	13	6	330	338	0.43	0.86	321
14	7	210	304	6.71	7.16	535	14	7	330	333	0.26	0.71	293
15	7	209	309	7.15	7.56	547	15	7	323	336	0.76	1.21	358
16	7	210	309	7.39	7.84	551	16	7	313	330	1.01	1.45	374
17	7	211	284	4.48	4.87	470	17	7	323	326	0.26	0.68	281
18	8	204	285	5.35	5.76	490	18	8	317	321	0.34	0.76	288
19	8	204	281	4.99	5.38	478	19	8	322	329	0.54	0.98	326
20	8	206	283	4.94	5.33	479	20	8	320	322	0.28	0.69	278
21	8	207	294	6.48	6.88	520	21	8	314	320	0.45	0.87	303
22	9	195	262	4.01	4.35	434	22	9	304	311	0.50	0.92	301
23	9	192	235	2.19	2.53	344	23	9	306	309	0.28	0.71	269
24	9	198	265	4.23	4.60	444	24	9	308	309	0.25	0.65	259
25	9	197	262	4.18	4.53	439	25	9	312	313	0.28	0.74	279
26	10	186	230	2.37	2.72	348	26	10	278	279	0.25	0.63	225
27	10	189	238	2.87	3.22	375	27	10	301	308	0.42	0.83	285
28	10	191	247	3.29	3.64	399	28	10	293	293	0.20	0.58	229
29	10	189	238	2.60	2.94	364	29	10	297	301	0.34	0.74	266

a)

b)

Tabla C11. Propiedades mecánicas de la química C2, a) Condición T4, b) Condición T7.

Química C2: Cu 4.52%, Mg 0.235%, Mn 0.22%, Fe 0.098%, Si 0.09%, Zn 0.005%, B 0.0016%.

Probetas	Nivel en molde cuña	Esfuerzo de Cedencia MPa	Esfuerzo Ultimo de Tensión MPa	Elongación Plástica %	Elongación Total %	Índice de Calidad MPa	Probetas	Nivel en molde cuña	Esfuerzo de Cedencia MPa	Esfuerzo Ultimo de Tensión MPa	Elongación Plástica %	Elongación Total %	Índice de Calidad MPa
1	1	222	382	20.81	21.32	741	1	1	277	369	12.65	13.11	670
2	2	220	377	20.01	20.51	731	2	2	294	367	7.40	7.89	610
3	3	226	376	14.73	15.24	696	3	3	325	389	5.77	6.26	604
4	3	224	372	14.07	14.55	686	4	3	306	376	6.86	7.33	610
5	4	226	353	9.31	9.76	620	5	4	321	367	3.07	3.55	516
6	4	226	353	9.79	10.24	626	6	4	327	360	1.77	2.20	452
7	5	220	319	6.16	6.62	540	7	5	317	348	1.82	2.27	444
8	5	221	335	7.823	8.27	583	8	5	315	355	2.67	3.13	488
9	5	223	324	6.19	6.61	546	9	5	318	346	1.48	1.93	423
10	6	220	313	5.54	5.96	522	10	6	317	335	0.99	1.43	377
11	6	217	325	7.61	8.04	569	11	6	267	317	2.92	3.33	458
12	6	216	318	6.39	6.78	542	12	6	306	340	2.16	2.60	452
13	6	223	304	4.23	4.65	484	13	6	316	331	0.77	1.17	348
14	7	215	300	4.92	5.33	497	14	7	316	326	0.56	0.97	322
15	7	218	312	5.95	6.36	529	15	7	304	324	1.09	1.50	371
16	7	215	298	4.64	5.03	487	16	7	303	326	1.33	1.76	393
17	7	218	300	4.31	4.65	480	17	7	308	322	0.71	1.12	336
18	8	214	286	3.74	4.13	452	18	8	299	313	0.72	1.11	325
19	8	216	278	2.96	3.33	419	19	8	273	298	1.28	1.68	359
20	8	216	297	4.73	5.14	489	20	8	296	310	0.72	1.11	322
21	8	215	286	3.66	4.04	450	21	8	311	321	0.57	0.98	318
22	9	213	277	3.48	3.84	435	22	9	284	304	1.16	1.54	355
23	9	212	276	3.15	3.51	423	23	9	284	295	0.58	0.97	291
24	9	216	285	3.47	3.85	443	24	9	269	290	0.96	1.33	323
25	9	204	262	2.75	3.09	394	25	9	293	302	0.47	0.85	283
26	10	209	271	3.30	3.65	423	26	10	286	286	0.24	0.56	218
27	10	212	281	4.01	4.39	455	27	10	283	283	0.24	0.60	223
28	10	209	257	2.14	2.48	363	28	10	261	273	0.51	0.86	255
29	10	209	276	3.42	3.79	432	29	10	290	294	0.32	0.68	249

a)

b)

Tabla C12. Propiedades mecánicas de la química C3, a) Condición T4, b) Condición T7.

Química C3: Cu 4.35%, Mg 0.24%, Mn 0.23%, Fe 0.221%, Si 0.05%, Zn 0.006%, B 0.0032%.

Probetas	Nivel en molde cuña	Esfuerzo de Cedencia MPa	Esfuerzo Ultimo de Tensión MPa	Elongación Plástica %	Elongación Total %	Índice de Calidad MPa	Probetas	Nivel en molde cuña	Esfuerzo de Cedencia MPa	Esfuerzo Ultimo de Tensión MPa	Elongación Plástica %	Elongación Total %	Índice de Calidad MPa
1	1	210	363	13.67	14.13	673	1	1	349	397	3.31	3.82	554
2	2	210	367	14.58	15.01	684	2	2	349	395	3.27	3.76	551
3	3	213	365	14.26	14.72	681	3	3	351	401	4.27	4.78	584
4	3	215	366	14.37	14.87	683	4	3	349	396	3.20	3.70	549
5	4	217	331	6.98	7.39	566	5	4	351	371	1.03	1.50	418
6	4	217	331	7.10	7.53	567	6	4	354	375	1.11	1.59	429
7	5	211	315	6.11	6.51	535	7	5	354	363	0.55	1.02	366
8	5	215	307	4.77	5.17	499	8	5	344	353	0.49	0.95	347
9	5	210	314	6.07	6.45	533	9	5	345	354	0.46	0.93	345
10	6	212	293	4.14	4.51	470	10	6	347	351	0.32	0.77	321
11	6	209	307	5.87	6.28	523	11	6	338	350	0.69	1.14	365
12	6	207	308	6.24	6.65	530	12	6	340	347	0.40	0.86	329
13	6	210	283	3.44	3.82	441	13	6	346	351	0.32	0.77	321
14	7	209	287	4.11	4.48	463	14	7	338	343	0.35	0.78	314
15	7	205	287	4.31	4.70	468	15	7	335	340	0.31	0.77	309
16	7	206	281	3.86	4.22	450	16	7	331	340	0.51	0.94	332
17	7	202	277	3.79	4.12	443	17	7	319	340	0.18	0.64	287
18	8	202	270	3.39	3.75	425	18	8	334	338	0.30	0.75	303
19	8	203	269	3.19	3.53	417	19	8	280	325	0.14	0.57	260
20	8	205	279	3.86	4.20	447	20	8	226	309	0.10	0.50	227
21	8	203	272	3.32	3.67	424	21	8	289	325	0.16	0.58	260
22	9	199	259	2.85	3.20	395	22	9	308	318	0.19	0.61	260
23	9	202	256	2.36	2.69	372	23	9	289	316	0.17	0.58	251
24	9	202	266	3.07	3.41	410	24	9	277	321	0.14	0.58	257
25	9	202	268	3.45	3.81	425	25	9	274	319	0.14	0.56	251
26	10	196	248	2.24	2.56	358	26	10	263	308	0.15	0.55	238
27	10	200	250	2.19	2.52	358	27	10	240	306	0.12	0.52	229
28	10	197	260	3.24	3.58	410	28	10	301	311	0.19	0.61	252
29	10	194	251	2.62	2.96	378	29	10	319	319	0.22	0.64	267

a)

b)

Tabla C13. Propiedades mecánicas de la química C4, a) Condición T4, b) Condición T7.

Química C4: Cu 4.48%, Mg 0.24%, Mn 0.24%, Fe 0.235%, Si 0.145%, Zn 0.01%, B 0.0025%.

Probetas	Nivel en molde cuña	Esfuerzo de Cedencia MPa	Esfuerzo Ultimo de Tensión MPa	Elongación Plástica %	Elongación Total %	Índice de Calidad MPa	Probetas	Nivel en molde cuña	Esfuerzo de Cedencia MPa	Esfuerzo Ultimo de Tensión MPa	Elongación Plástica %	Elongación Total %	Índice de Calidad MPa
1	1	207	365	18.73	19.19	712	1	1	349	402	5.45	5.97	611
2	2	205	354	14.3	14.74	670	2	2	337	385	3.9	4.41	559
3	3	208	362	16.01	16.46	691	3	3	354	399	3.30	3.83	556
4	3	211	361	13.62	14.08	671	4	3	350	398	3.90	4.43	572
5	4	213	341	8.961	9.39	603	5	4	357	380	1.42	1.92	456
6	4	212	339	9.31	9.77	607	6	4	358	377	1.12	1.62	433
7	5	213	309	5.16	5.56	510	7	5	362	377	0.85	1.34	411
8	5	212	324	7.08	7.48	560	8	5	346	363	0.88	1.36	399
9	5	216	326	7.103	7.52	562	9	5	358	371	0.71	1.17	390
10	6	213	305	5.101	5.50	505	10	6	354	355	0.24	0.68	310
11	6	211	311	5.918	6.33	527	11	6	347	359	0.62	1.09	369
12	6	210	311	5.941	6.36	528	12	6	348	361	0.72	1.20	382
13	6	210	296	4.504	4.88	482	13	6	365	369	0.33	0.80	342
14	7	208	296	4.917	5.30	491	14	7	347	349	0.29	0.74	314
15	7	206	279	3.43	3.80	435	15	7	318	339	0.17	0.61	282
16	7	208	298	5.095	5.49	498	16	7	339	344	0.34	0.78	315
17	7	204	297	5.204	5.56	498	17	7	321	336	0.18	0.62	281
18	8	201	263	2.803	3.14	398	18	8	326	328	0.25	0.63	273
19	8	204	285	4.486	4.86	470	19	8	339	342	0.28	0.70	300
20	8	202	278	3.788	4.16	445	20	8	306	333	0.18	0.59	271
21	8	201	273	3.485	3.84	431	21	8	298	325	0.17	0.59	263
22	9	201	261	2.865	3.21	398	22	9	293	328	0.15	0.58	265
23	9	202	254	2.09	2.42	358	23	9	206	304	0.07	0.46	214
24	9	202	261	2.836	3.19	397	24	9	273	322	0.15	0.55	253
25	9	200	269	3.459	3.82	426	25	9	330	330	0.21	0.62	274
26	10	197	247	2.087	2.42	350	26	10	293	315	0.17	0.58	251
27	10	200	246	1.812	2.12	334	27	10	212	304	0.08	0.48	217
28	10	201	250	2.006	2.35	350	28	10	263	313	0.14	0.54	242
29	10	195	256	2.921	3.25	394	29	10	188	299	0.05	0.45	205

a)

b)

Tabla C14. Propiedades mecánicas de la química C5, a) Condición T4, b) Condición T7.

Química C5: Cu 4.47%, Mg 0.238%, Mn 0.23%, Fe 0.236%, Si 0.16%, **Zn 0.202%**, B 0.0024%.

Probetas	Nivel en molde cuña	Esfuerzo de Cedencia MPa	Esfuerzo Ultimo de Tensión MPa	Elongación Plástica %	Elongación Total %	Índice de Calidad MPa	Probetas	Nivel en molde cuña	Esfuerzo de Cedencia MPa	Esfuerzo Ultimo de Tensión MPa	Elongación Plástica %	Elongación Total %	Índice de Calidad MPa
1	1	259	422	22.91	23.45	792	1	1	379	442	8.46	9.00	699
2	2	250	402	18.32	18.87	747	2	2	373	427	5.80	6.34	644
3	3	253	387	11.81	12.31	682	3	3	358	407	3.26	3.73	561
4	3	242	358	7.96	8.41	608	4	3	370	421	4.21	4.71	603
5	4	255	361	7.30	7.77	602	5	4	363	378	0.81	1.25	405
6	4	255	357	6.36	6.84	582	6	4	349	357	0.41	0.86	338
7	5	247	329	4.09	4.48	505	7	5	355	360	0.32	0.74	325
8	5	250	355	7.01	7.49	591	8	5	348	363	0.77	1.16	379
9	5	252	347	5.85	6.30	563	9	5	357	361	0.32	0.79	334
10	6	242	325	5.14	5.50	525	10	6	349	351	0.25	0.67	304
11	6	245	335	5.43	5.90	543	11	6	350	363	0.79	1.22	386
12	6	245	335	5.53	5.96	545	12	6	328	333	0.33	0.73	297
13	6	243	295	2.33	2.71	412	13	6	284	347	0.12	0.55	277
14	7	244	303	2.89	3.31	443	14	7	244	324	0.09	0.54	253
15	7	240	284	1.73	2.11	371	15	7	341	346	0.20	0.69	302
16	7	236	313	4.44	4.84	498	16	7	336	338	0.28	0.64	287
17	7	242	318	4.57	4.96	506	17	7	240	335	0.08	0.49	251
18	8	231	277	1.99	2.32	376	18	8	213	295	0.11	0.45	202
19	8	237	296	3.10	3.49	443	19	8	276	324	0.14	0.58	259
20	8	235	281	2.10	2.48	387	20	8	246	320	0.11	0.51	241
21	8	235	286	2.48	2.86	409	21	8	274	330	0.13	0.53	256
22	9	229	272	1.86	2.22	366	22	9	274	306	0.16	0.51	227
23	9	228	260	1.11	1.45	303	23	9	246	302	0.12	0.54	230
24	9	233	291	3.07	3.47	437	24	9	263	306	0.14	0.54	234
25	9	229	277	2.31	2.68	393	25	9	290	317	0.16	0.60	258
26	10	232	297	3.81	4.20	465	26	10	261	293	0.16	0.55	223
27	10	221	256	1.41	1.75	321	27	10	291	301	0.19	0.61	242
28	10	221	263	1.83	2.16	353	28	10	293	295	0.20	0.63	241
29	10	228	281	2.87	3.24	419	29	10	183	273	0.09	0.43	173

a)

b)

Tabla C15. Propiedades mecánicas de la química D1, a) Condición T4, b) Condición T7.

Química D1: Cu 4.9%, Mg 0.302%, Mn 0.24%, Fe 0.069%, Si 0.05%, Zn 0.005%, B 0.0023%.

Probetas	Nivel en molde cuña	Esfuerzo de Cedencia MPa	Esfuerzo Ultimo de Tensión MPa	Elongación Plástica %	Elongación Total %	Índice de Calidad MPa	Probetas	Nivel en molde cuña	Esfuerzo de Cedencia MPa	Esfuerzo Ultimo de Tensión MPa	Elongación Plástica %	Elongación Total %	Índice de Calidad MPa
1	1	284	447	23.08	23.67	818	1	1	389	444	5.50	6.06	655
2	2	286	442	19.72	20.31	795	2	2	381	437	5.03	5.49	637
3	3	282	431	14.28	14.85	747	3	3	378	421	2.97	3.42	565
4	3	282	427	13.45	14.02	736	4	3	382	429	3.77	4.31	600
5	4	283	387	6.72	7.24	619	5	4	372	388	0.94	1.40	428
6	4	277	393	8.57	9.07	652	6	4	362	372	0.56	0.98	370
7	5	276	357	4.54	5.02	546	7	5	354	355	0.27	0.80	330
8	5	269	362	5.60	6.06	574	8	5	358	366	0.54	1.02	368
9	5	273	352	4.19	4.65	532	9	5	372	382	0.61	1.06	389
10	6	266	336	3.83	4.28	506	10	6	271	340	0.13	0.52	262
11	6	269	355	5.11	5.57	557	11	6	363	372	0.58	1.02	375
12	6	265	338	3.35	3.77	493	12	6	363	367	0.35	0.82	344
13	6	271	337	3.40	3.85	495	13	6	364	367	0.29	0.76	335
14	7	265	346	4.97	5.43	544	14	7	278	340	0.13	0.52	264
15	7	266	321	2.52	2.95	447	15	7	358	359	0.25	0.70	317
16	7	263	306	1.53	1.94	383	16	7	350	355	0.32	0.70	313
17	7	263	321	2.89	3.29	461	17	7	359	360	0.26	0.70	319
18	8	259	323	3.89	4.32	495	18	8	351	352	0.23	0.66	303
19	8	264	312	2.02	2.43	416	19	8	292	334	0.16	0.56	267
20	8	265	321	2.74	3.18	457	20	8	239	335	0.07	0.54	262
21	8	262	311	2.05	2.45	416	21	8	350	351	0.24	0.67	305
22	9	255	296	1.77	2.17	387	22	9	295	330	0.17	0.54	257
23	9	256	310	2.80	3.22	448	23	9	277	328	0.13	0.56	261
24	9	255	298	1.84	2.25	393	24	9	318	340	0.16	0.65	290
25	9	250	278	0.89	1.27	306	25	9	288	320	0.15	0.61	262
26	10	245	271	0.84	1.23	296	26	10	254	310	0.13	0.53	236
27	10	239	279	1.76	2.14	369	27	10	216	289	0.12	0.43	190
28	10	246	294	2.33	2.71	410	28	10	230	315	0.06	0.58	251
29	10	245	285	1.68	2.07	371	29	10	292	323	0.16	0.66	274

a)

b)

Tabla C16. Propiedades mecánicas de la química D2, a) Condición T4, b) Condición T7.

Química D2: Cu 4.9%, Mg 0.47%, Mn 0.238%, Fe 0.068%, Si 0.05%, Zn 0.005%, B 0.0025%.

Probetas	Nivel en molde cuña	Esfuerzo de Cedencia MPa	Esfuerzo Ultimo de Tensión MPa	Elongación Plástica %	Elongación Total %	Índice de Calidad MPa	Probetas	Nivel en molde cuña	Esfuerzo de Cedencia MPa	Esfuerzo Ultimo de Tensión MPa	Elongación Plástica %	Elongación Total %	Índice de Calidad MPa
1	1	286	458	21.27	21.91	820	1	1	379	451	7.83	8.36	700
2	2	286	452	17.46	18.06	791	2	2	383	447	6.36	6.95	675
3	3	281	431	11.97	12.54	728	3	3	388	427	2.66	3.28	566
4	3	273	413	9.88	10.43	688	4	3	366	403	2.25	2.80	523
5	4	277	394	7.08	7.60	631	5	4	368	377	0.48	0.99	377
6	4	273	379	5.82	6.35	596	6	4	354	370	0.51	0.86	352
7	5	266	346	3.66	4.12	512	7	5	372	375	0.30	0.79	348
8	5	266	368	5.43	5.92	577	8	5	350	361	0.44	0.84	341
9	5	267	349	3.59	4.07	514	9	5	329	332	0.23	0.59	271
10	6	258	316	2.09	2.51	424	10	6	324	358	0.16	0.57	293
11	6	265	342	3.45	3.92	502	11	6	347	356	0.45	0.88	341
12	6	260	342	3.63	4.09	507	12	6	319	346	0.16	0.63	293
13	6	254	308	2.05	2.47	414	13	6	329	354	0.17	0.61	297
14	7	263	329	2.89	3.34	471	14	7	271	312	0.15	0.49	229
15	7	254	316	2.44	2.86	439	15	7	332	343	0.19	0.53	268
16	7	260	327	2.78	3.22	464	16	7	327	349	0.18	0.64	296
17	7	253	306	1.95	2.37	407	17	7	344	346	0.28	0.69	302
18	8	254	308	2.49	2.91	433	18	8	334	334	0.20	0.59	273
19	8	257	300	1.41	1.82	370	19	8	249	320	0.12	0.47	233
20	8	256	301	1.67	2.07	387	20	8	271	327	0.14	0.52	251
21	8	255	309	2.29	2.71	426	21	8	337	342	0.36	0.77	310
22	9	246	297	1.92	2.32	395	22	9	273	310	0.16	0.53	235
23	9	250	276	0.73	1.12	289	23	9	168	272	0.07	0.40	166
24	9	250	288	1.30	1.70	350	24	9	237	298	0.14	0.43	200
25	9	242	284	1.48	1.86	356	25	9	257	306	0.15	0.50	224
26	10	241	296	2.62	3.02	426	26	10	287	293	0.25	0.49	209
27	10	242	277	1.31	1.69	339	27	10	272	272	0.10	0.39	163
28	10	240	278	1.64	2.03	361	28	10	173	271	0.09	0.39	160
29	10	242	287	1.67	2.07	372	29	10	308	316	0.31	0.62	260

a)

b)

Tabla C17. Propiedades mecánicas de la química D3, a) Condición T4, b) Condición T7.

Química D3: Cu 4.9%, Mg 0.472%, Mn 0.432%, Fe 0.068%, Si 0.08%, Zn 0.005%, B 0.0022%.

Probetas	Nivel en molde cuña	Esfuerzo de Cedencia MPa	Esfuerzo Ultimo de Tensión MPa	Elongación Plástica %	Elongación Total %	Índice de Calidad MPa	Probetas	Nivel en molde cuña	Esfuerzo de Cedencia MPa	Esfuerzo Ultimo de Tensión MPa	Elongación Plástica %	Elongación Total %	Índice de Calidad MPa
1	1	289	459	18.63	19.24	806	1	1	386	448	5.41	5.96	657
2	2	282	445	17.43	18.03	784	2	2	381	442	5.73	6.18	656
3	3	284	432	10.7	11.26	716	3	3	360	418	3.32	3.58	567
4	3	283	432	11.13	11.69	720	4	3	396	428	2.18	2.72	546
5	4	268	346	3.34	3.81	503	5	4	381	389	0.33	0.77	359
6	4	277	390	6.21	6.73	613	6	4	378	386	0.44	0.87	370
7	5	272	325	1.83	2.26	421	7	5	310	379	0.43	0.64	326
8	5	270	348	3.19	3.66	500	8	5	378	384	0.30	0.70	342
9	5	272	331	2.05	2.48	438	9	5	279	353	0.10	0.57	288
10	6	267	320	1.80	2.22	413	10	6	241	342	0.09	0.50	260
11	6	264	334	2.92	3.36	476	11	6	366	369	0.24	0.62	313
12	6	265	340	3.07	3.52	488	12	6	379	382	0.27	0.67	335
13	6	267	316	1.60	2.03	399	13	6	366	373	0.28	0.61	315
14	7	259	283	0.70	1.08	292	14	7	252	341	0.09	0.51	262
15	7	264	317	2.07	2.50	425	15	7	347	357	0.25	0.52	281
16	7	261	303	1.27	1.68	363	16	7	316	346	0.18	0.53	270
17	7	252	307	2.18	2.59	419	17	7	232	337	0.06	0.50	256
18	8	255	307	2.13	2.54	417	18	8	328	331	0.20	0.48	246
19	8	253	284	0.85	1.23	309	19	8	229	324	0.11	0.42	223
20	8	256	292	1.14	1.53	341	20	8	222	318	0.10	0.46	226
21	8	255	299	1.54	1.94	377	21	8	333	333	0.09	0.45	239
22	9	243	295	2.33	2.72	412	22	9	240	320	0.11	0.46	230
23	9	250	291	1.55	1.95	370	23	9	321	325	0.20	0.49	240
24	9	245	268	0.67	1.03	272	24	9	204	304	0.07	0.46	212
25	9	248	289	1.39	1.77	355	25	9	289	289	0.01	0.42	189
26	10	240	281	1.59	1.98	361	26	10	217	301	0.08	0.51	222
27	10	243	279	1.19	1.57	332	27	10	273	273	0.08	0.39	162
28	10	239	253	0.44	0.79	225	28	10	203	304	0.07	0.48	219
29	10	240	270	1.08	1.49	317	29	10	208	295	0.09	0.48	208

a)

b)

Tabla C18. Propiedades mecánicas de la química D4, a) Condición T4, b) Condición T7.

Química D4: Cu 5.06%, Mg 0.493%, Mn 0.452%, Fe 0.07%, Si 0.1%, **Zn 0.22%**, B 0.0040%.

Probetas	Nivel en molde cuña	Esfuerzo de Cedencia MPa	Esfuerzo Ultimo de Tensión MPa	Elongación Plástica %	Elongación Total %	Índice de Calidad MPa	Probetas	Nivel en molde cuña	Esfuerzo de Cedencia MPa	Esfuerzo Ultimo de Tensión MPa	Elongación Plástica %	Elongación Total %	Índice de Calidad MPa
1	1	268	424	15.81	16.39	752	1	1	360	412	4.52	4.98	600
2	2	266	408	12.49	13.01	709	2	2	358	402	2.97	3.29	541
3	3	274	372	4.82	5.30	568	3	3	353	393	1.80	2.04	476
4	3	270	361	3.99	4.48	536	4	3	346	389	1.90	2.22	482
5	4	274	341	2.47	2.94	468	5	4	373	385	0.73	1.22	409
6	4	270	345	3.21	3.66	498	6	4	354	377	0.77	1.03	381
7	5	266	338	2.85	3.29	478	7	5	349	368	0.48	0.78	339
8	5	262	344	3.56	4.01	507	8	5	355	369	0.54	0.92	360
9	5	263	332	2.52	2.93	458	9	5	367	373	0.36	0.88	359
10	6	261	316	1.74	2.15	406	10	6	336	350	0.42	0.74	314
11	6	257	333	3.24	3.68	486	11	6	354	359	0.31	0.79	332
12	6	256	322	2.43	2.86	445	12	6	341	351	0.32	0.66	303
13	6	257	297	1.12	1.51	346	13	6	322	357	0.46	0.69	314
14	7	252	310	2.20	2.63	423	14	7	333	336	0.24	0.57	269
15	7	255	311	1.93	2.35	411	15	7	238	320	0.095	0.52	242
16	7	252	308	1.93	2.35	408	16	7	333	342	0.37	0.76	310
17	7	252	311	2.24	2.64	425	17	7	299	335	0.15	0.63	281
18	8	242	280	1.17	1.55	331	18	8	305	325	0.36	0.53	250
19	8	244	281	1.08	1.46	325	19	8	315	317	0.23	0.56	250
20	8	246	277	0.84	1.22	301	20	8	299	315	0.18	0.51	236
21	8	242	293	1.92	2.31	391	21	8	309	315	0.19	0.60	255
22	9	219	240	0.60	0.92	230	22	9	270	287	0.19	0.40	181
23	9	236	259	0.68	1.03	262	23	9	288	289	0.21	0.40	182
24	9	236	263	0.88	1.24	288	24	9	223	288	0.14	0.39	177
25	9	233	262	0.94	1.29	292	25	9	272	285	0.24	0.38	171
26	10	221	235	0.49	0.82	212	26	10	184	252	0.15	0.33	122
27	10	226	245	0.55	0.89	231	27	10	262	262	0.04	0.40	154
28	10	216	230	0.47	0.79	201	28	10	188	276	0.10	0.42	175
29	10	225	242	0.53	0.92	232	29	10	241	241	0.04	0.37	124

a)

b)

Tabla C19. Propiedades mecánicas de la química D5, a) Condición T4, b) Condición T7.

Química D5: Cu 4.77%, Mg 0.487%, Mn 0.448%, **Fe 0.256%**, Si 0.1%, Zn 0.197%, B 0.0032%.

Probetas	Nivel en molde cuña	Esfuerzo de Cedencia MPa	Esfuerzo Ultimo de Tensión MPa	Elongación Plástica %	Elongación Total %	Índice de Calidad MPa
1	1	271	417	14.99	15.54	739
2	2	264	388	10.36	10.87	668
3	3	267	374	9.027	9.52	638
4	3	267	376	9.27	9.76	643
5	4	269	343	4.48	4.94	530
6	4	265	342	5.4	5.86	549
7	5	247	285	1.31	1.70	347
8	5	260	324	4.11	4.54	501
9	5	258	300	1.92	2.31	398
10	6	253	290	1.62	2.01	371
11	6	253	289	1.51	1.91	365
12	6	251	295	2.11	2.50	402
13	6	251	283	1.10	1.48	329
14	7	243	272	1.10	1.45	316
15	7	240	264	0.70	1.05	270
16	7	246	277	1.30	1.67	337
17	7	246	278	1.52	1.90	353
18	8	237	256	0.66	1.01	256
19	8	237	255	0.58	0.92	246
20	8	235	254	0.61	0.95	248
21	8	237	264	1.14	1.50	312
22	9	226	232	0.33	0.64	179
23	9	235	248	0.43	0.77	217
24	9	236	253	0.54	0.87	237
25	9	226	240	0.55	0.88	225
26	10	217	218	0.22	0.52	142
27	10	219	224	0.31	0.62	169
28	10	214	216	0.20	0.50	135
29	10	203	204	0.11	0.40	97

Probetas	Nivel en molde cuña	Esfuerzo de Cedencia MPa	Esfuerzo Ultimo de Tensión MPa	Elongación Plástica %	Elongación Total %	Índice de Calidad MPa
1	1	404	433	2.24	2.70	550
2	2	403	420	1.25	1.72	483
3	3	394	404	0.50	0.95	398
4	3	399	407	0.52	0.99	406
5	4	394	395	0.21	0.74	359
6	4	387	392	0.32	0.79	365
7	5	337	374	0.15	0.61	317
8	5	278	370	0.09	0.55	299
9	5	268	363	0.10	0.49	280
10	6	245	351	0.06	0.52	275
11	6	294	366	0.11	0.55	296
12	6	268	360	0.08	0.54	287
13	6	239	345	0.07	0.49	261
14	7	333	333	0.02	0.48	248
15	7	303	303	0.04	0.40	197
16	7	315	315	0.04	0.43	215
17	7	325	325	0.03	0.42	225
18	8	197	311	0.03	0.49	227
19	8	303	303	0.07	0.43	204
20	8	300	300	0.02	0.40	193
21	8	233	319	0.10	0.46	228
22	9	293	293	0.07	0.44	197
23	9	270	270	0.05	0.42	169
24	9	272	272	0.09	0.38	159
25	9	205	294	0.12	0.41	188
26	10	269	269	0.09	0.40	163
27	10	269	269	0.05	0.38	156
28	10	246	246	0.07	0.36	127
29	10	274	274	0.06	0.41	170

a)

b)

Tabla C20. Propiedades mecánicas de la química D6, a) Condición T4, b) Condición T7.

Química D6: Cu 4.81%, Mg 0.479%, Mn 0.447%, Fe 0.26%, **Si 0.23%**, Zn 0.197%, B 0.0042%.

Apéndice D

Graficas de resultados de ensayos mecánicos de tensión

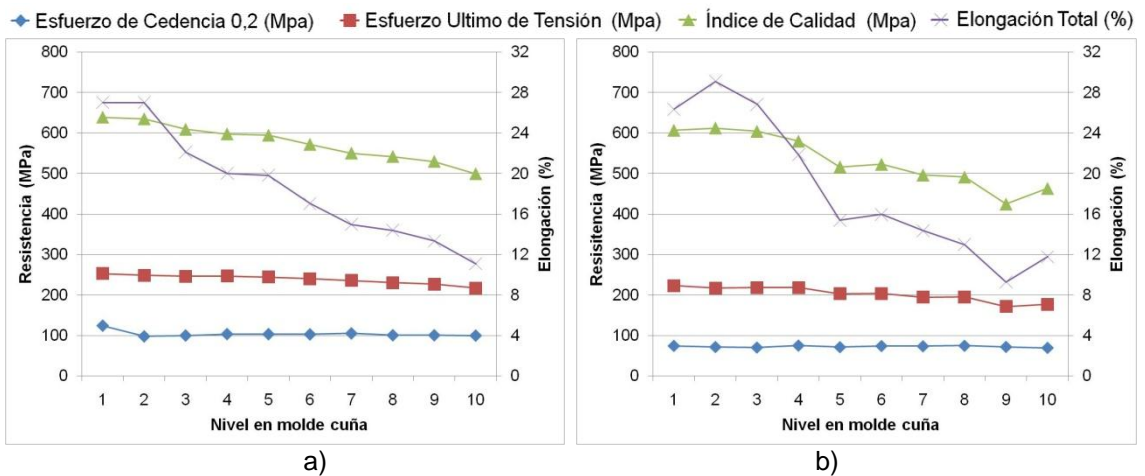


Tabla D1. Propiedades mecánicas de la química A1, a) Propiedades en condición T4, b) Propiedades en condición T7

Química A1: Cu 3.63%, Mg 0.083%, Mn 0.0%, Fe 0.069%, Si 0.06%, Zn 0.046%, B 0.0022%.

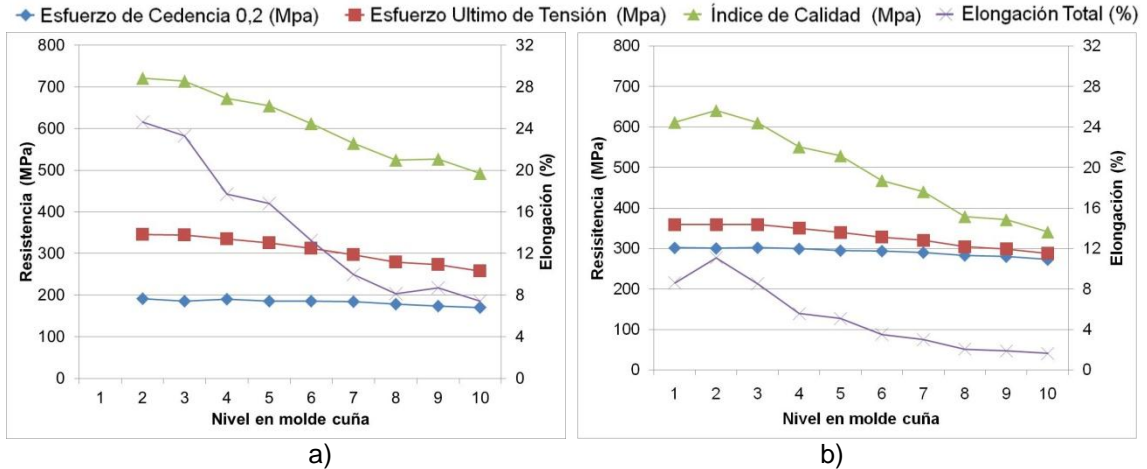


Tabla D2. Propiedades mecánicas de la química A2, a) Condición T4, b) Condición T7. **Química A2:** Cu 3.57%, Mg 0.225%, Mn 0.0%, Fe 0.069%, Si 0.07%, Zn 0.005%, B 0.0019%.

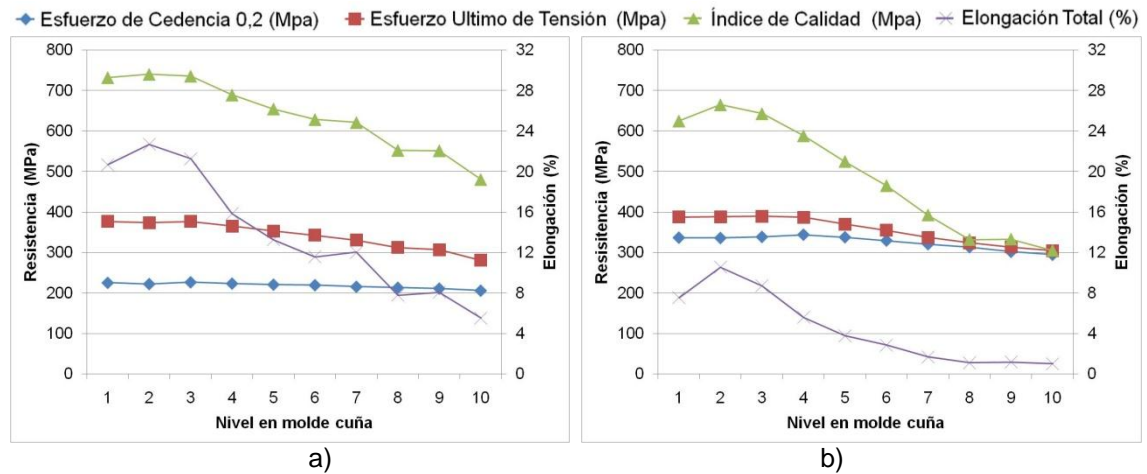


Tabla D3. Propiedades mecánicas de la química A3, a) Condición T4, b) Condición T7. **Química A3:** Cu 3.8%, Mg 0.471%, Mn 0.0%, Fe 0.078%, Si 0.07%, Zn 0.005%, B 0.0026%.

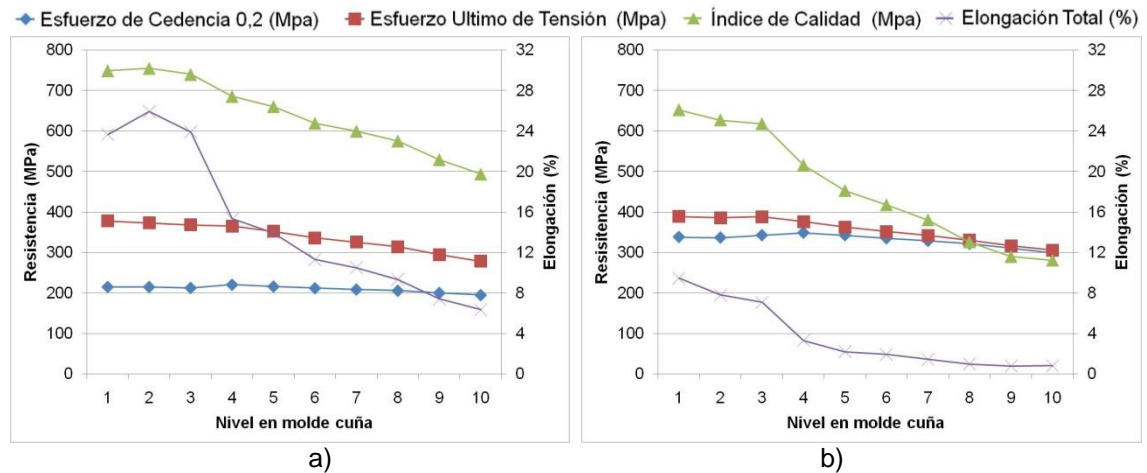


Tabla D4. Propiedades mecánicas de la química A4, a) Condición T4, b) Condición T7. **Química A4:** Cu 3.75%, Mg 0.42%, Mn 0.0%, Fe 0.07%, Si 0.08%, Zn 0.21%, B 0.0018%.

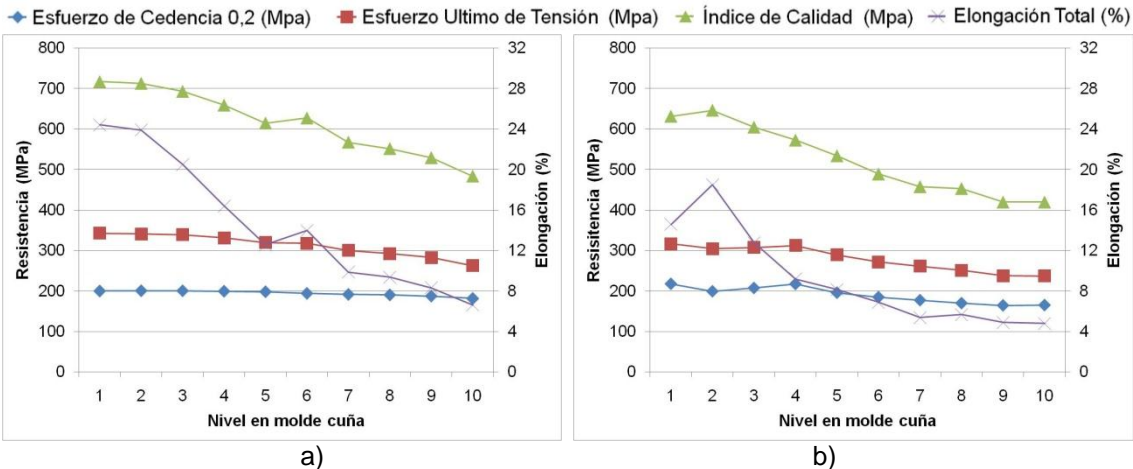


Tabla D5. Propiedades mecánicas de la química B1, a) Condición T4, b) Condición T7.
Química B1: Cu 3.9%, Mg 0.064%, Mn 0.0%, Fe 0.067%, Si 0.065%, Zn 0.043%, B 0.0020%.

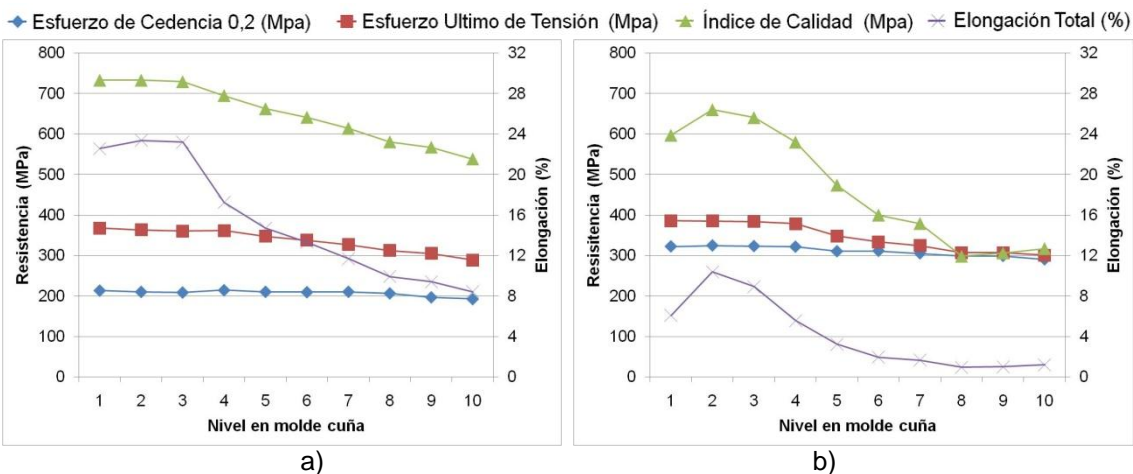


Tabla D6. Propiedades mecánicas de la química B2, a) Condición T4, b) Condición T7.
Química B2: Cu 4.03%, **Mg 0.195%**, Mn 0.0%, Fe 0.068%, Si 0.06%, Zn 0.026%, B 0.0023%.

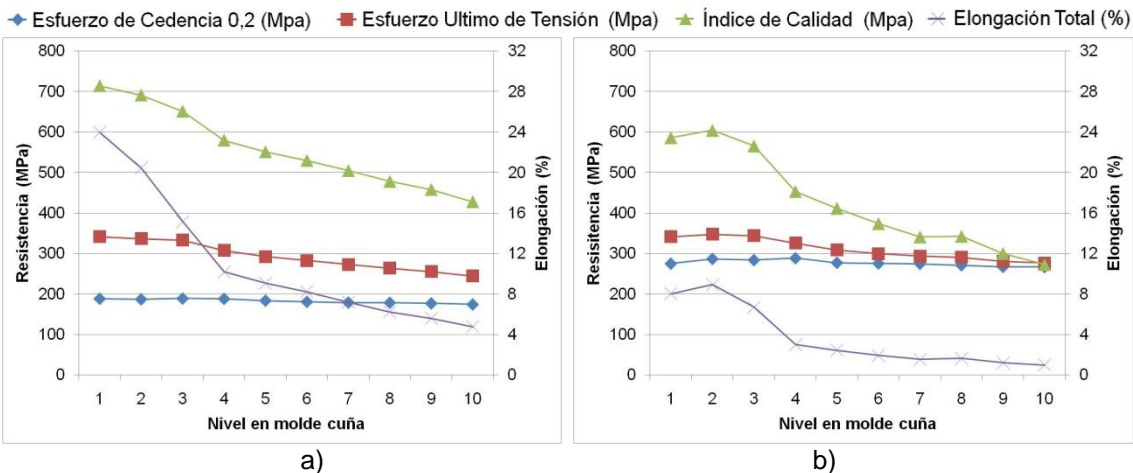


Tabla D7. Propiedades mecánicas de la química B3, a) Condición T4, b) Condición T7.
Química B3: Cu 3.93%, Mg 0.176%, Mn 0.0%, **Fe 0.222%**, Si 0.06%, Zn 0.018%, B 0.0023%.

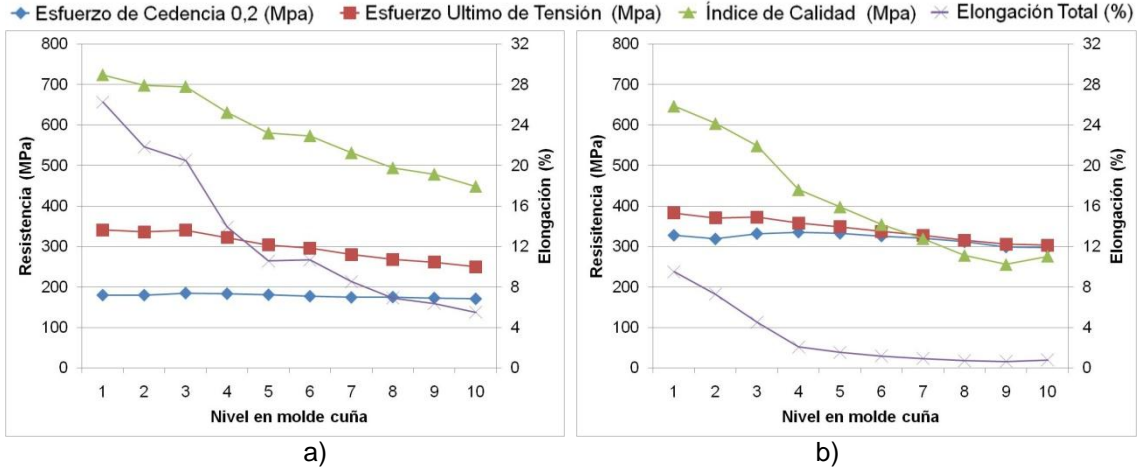


Tabla D8. Propiedades mecánicas de la química B4, a) Condición T4, b) Condición T7. **Química B4:** Cu 3.91%, Mg 0.166%, Mn 0.0%, Fe 0.215%, **Si 0.215%**, Zn 0.016%, B 0.0019%

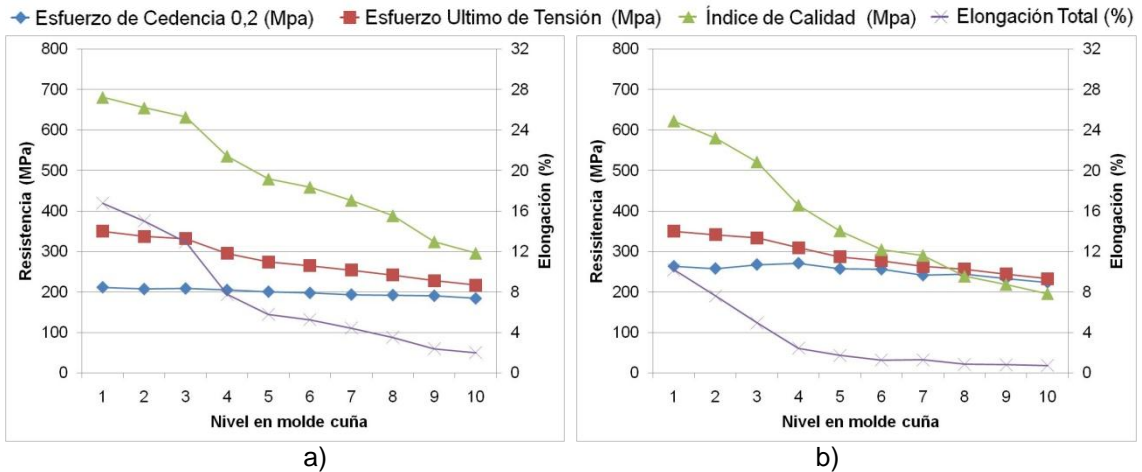


Tabla D9. Propiedades mecánicas de la química B5, a) Condición T4, b) Condición T7. **Química B5:** Cu 4.02%, Mg 0.161%, **Mn 0.34%**, Fe 0.215%, Si 0.18%, Zn 0.015%, B 0.0022%

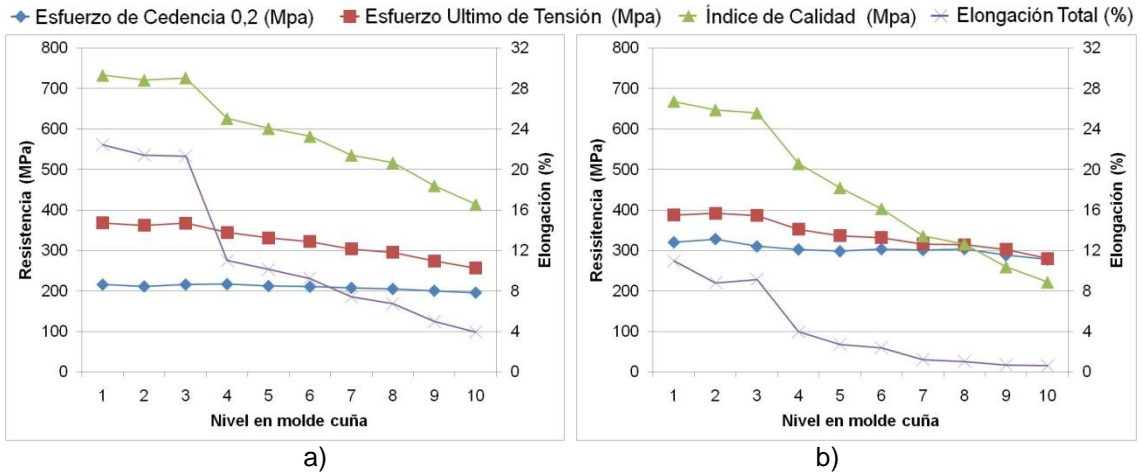
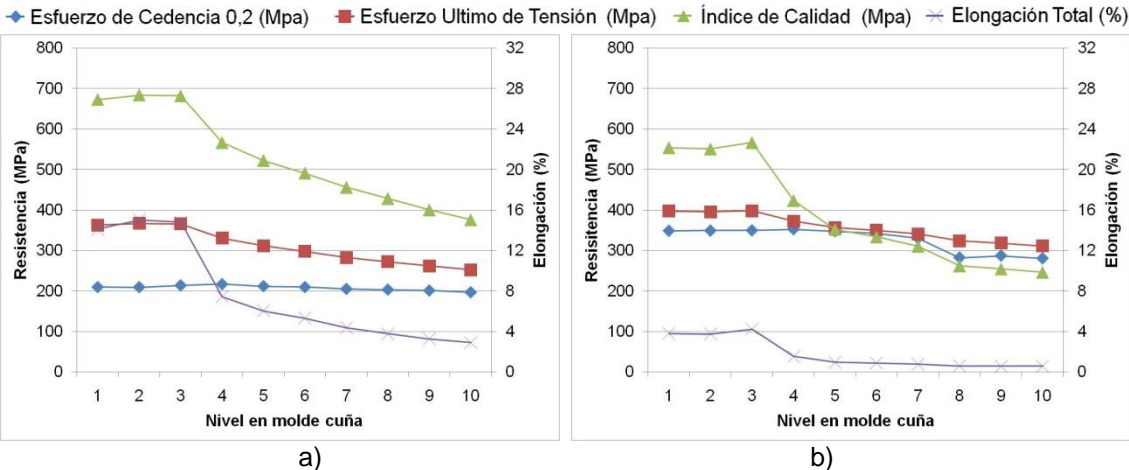
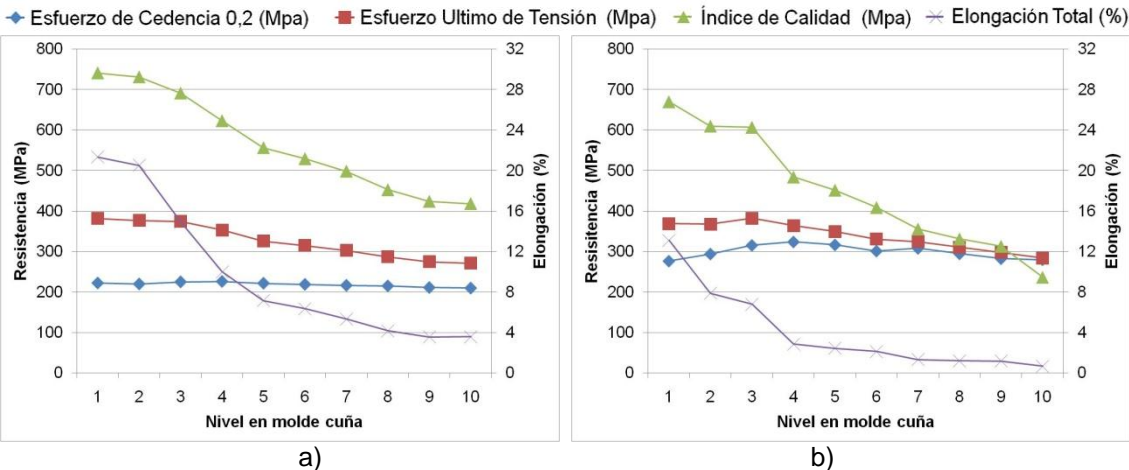
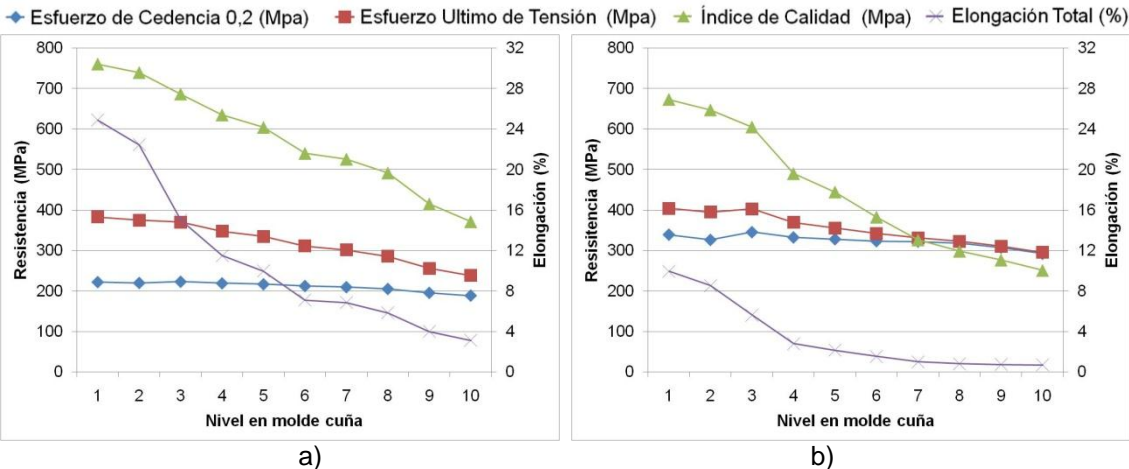


Tabla D10. Propiedades mecánicas de la química C1, a) Condición T4, b) Condición T7. **Química C1:** Cu 4.51%, Mg 0.184%, Mn 0.08%, Fe 0.106%, Si 0.08%, Zn 0.005%, B 0.0018%



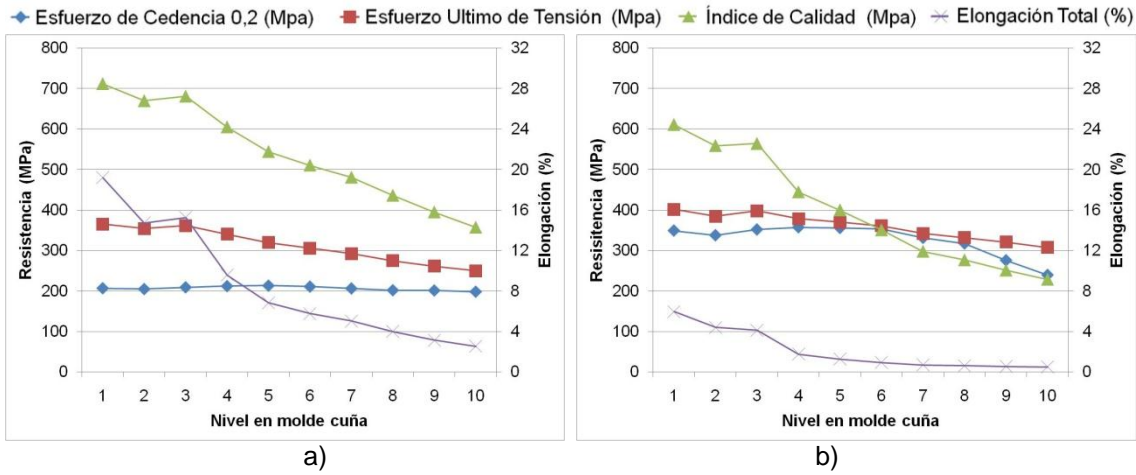


Tabla D14. Propiedades mecánicas de la química C5, a) Condición T4, b) Condición T7.
Química C5: Cu 4.47%, Mg 0.238%, Mn 0.23%, Fe 0.236%, Si 0.16%, **Zn 0.202%**, B 0.0024%.

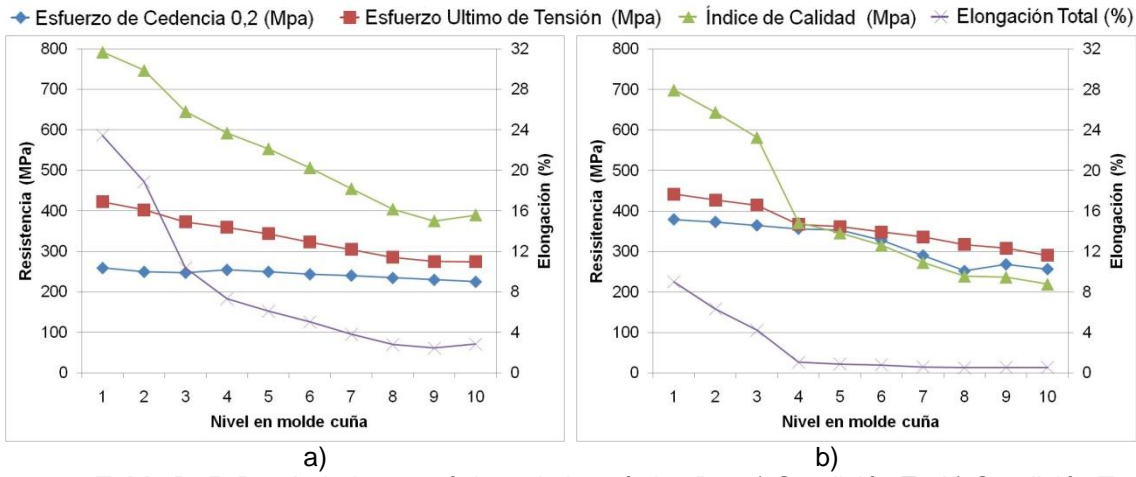


Tabla D15. Propiedades mecánicas de la química D1, a) Condición T4, b) Condición T7.
Química D1: Cu 4.9%, Mg 0.302%, Mn 0.24%, Fe 0.069%, Si 0.05%, Zn 0.005%, B 0.0023%.

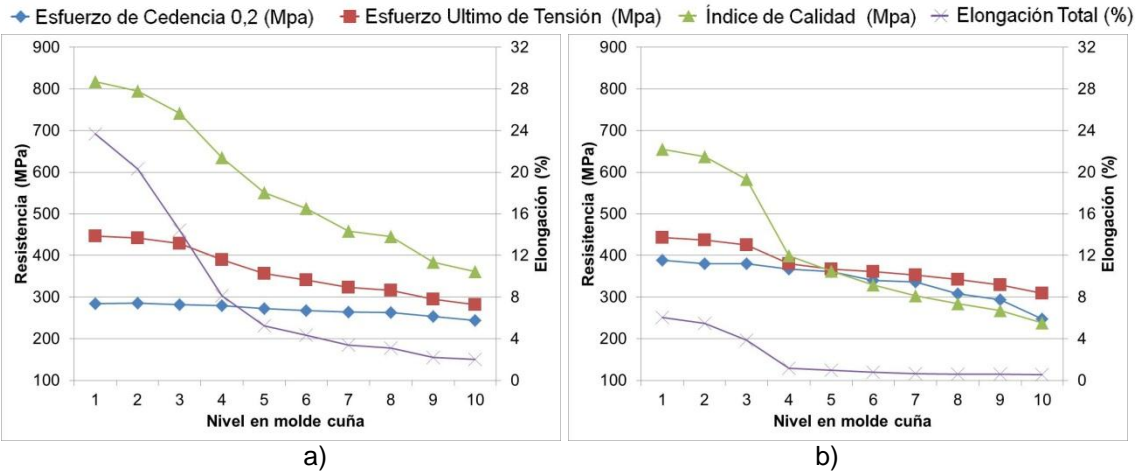


Tabla D16. Propiedades mecánicas de la química D2, a) Condición T4, b) Condición T7.
Química D2: Cu 4.9%, **Mg 0.47%**, Mn 0.238%, Fe 0.068%, Si 0.05%, Zn 0.005%, B 0.0025%.

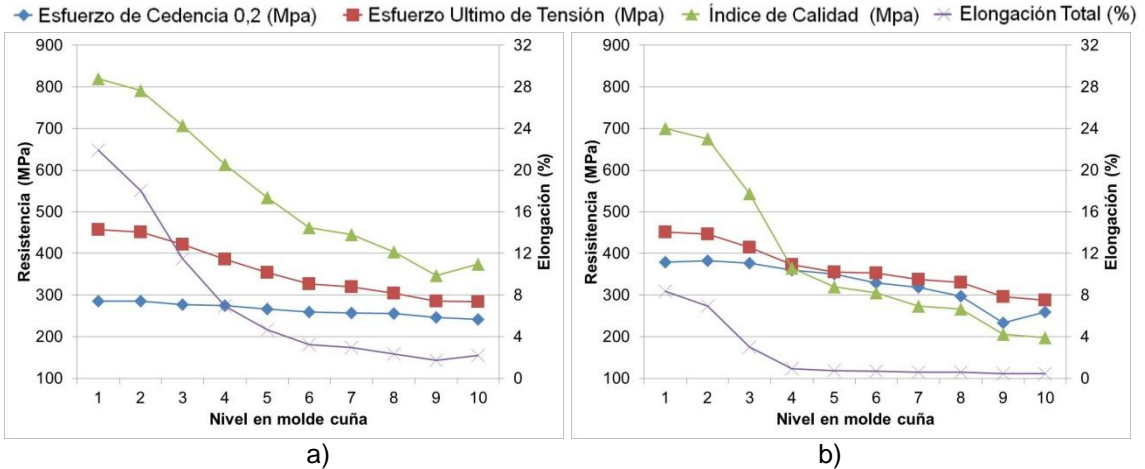


Tabla D17. Propiedades mecánicas de la química D3, a) Condición T4, b) Condición T7.
Química D3: Cu 4.9%, Mg 0.472%, **Mn 0.432%**, Fe 0.068%, Si 0.08%, Zn 0.005%, B 0.0022%.

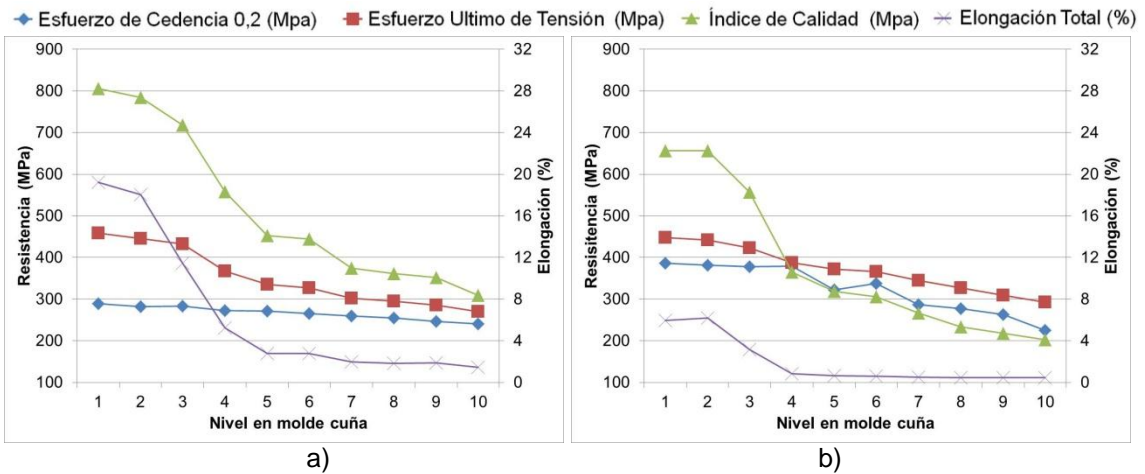


Tabla D18. Propiedades mecánicas de la química D4, a) Condición T4, b) Condición T7.
Química D4: Cu 5.06%, Mg 0.493%, Mn 0.452%, Fe 0.07%, Si 0.1%, **Zn 0.22%**, B 0.0040%.

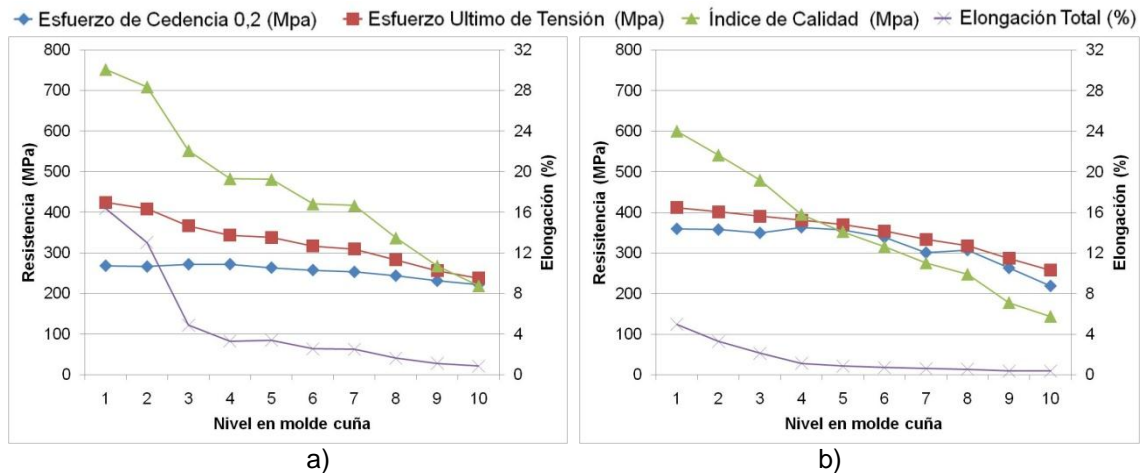


Tabla D19. Propiedades mecánicas de la química D5, a) Condición T4, b) Condición T7.
Química D5: Cu 4.77%, Mg 0.487%, Mn 0.448%, **Fe 0.256%**, Si 0.1%, Zn 0.197%, B 0.0032%.

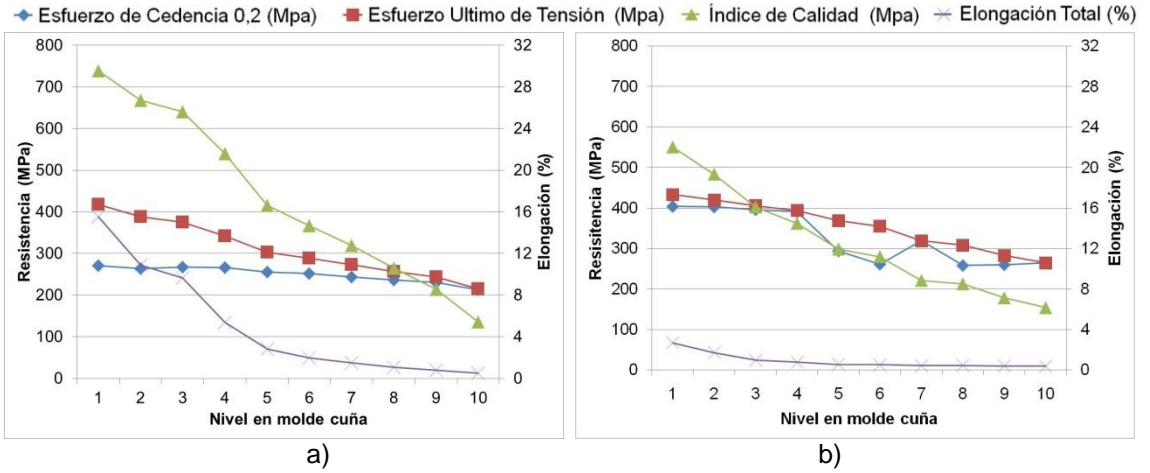


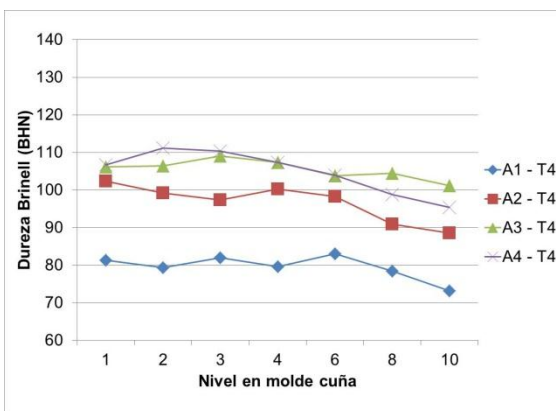
Tabla D20. Propiedades mecánicas de la química D6, a) Condición T4, b) Condición T7.
Química D6: Cu 4.81%, Mg 0.479%, Mn 0.447%, Fe 0.26%, **Si 0.23%**, Zn 0.197%, B 0.0042%.

Apéndice D

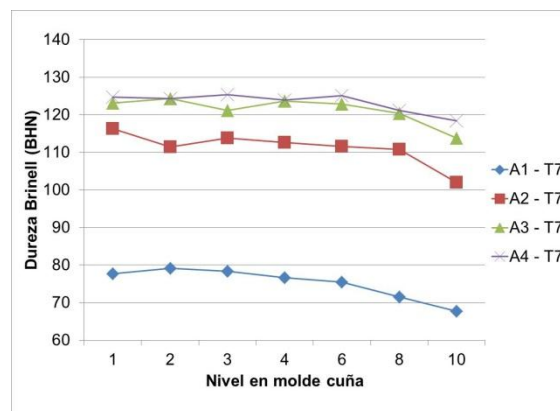
Resultados de dureza Brinell

Probetas	Nivel en molde cuña	Dureza en condición T4 (BHN)			
		A1	A2	A3	A5
1	1	81	102	106	107
2	2	79	99	106	111
3	3	82	97	109	110
6	4	80	100	107	107
11	6	83	98	104	104
20	8	78	91	104	99
27	10	73	89	101	95

Probetas	Nivel en molde cuña	Dureza en condición T7 (BHN)			
		A1	A2	A3	A5
1	1	78	116	123	125
2	2	79	111	124	124
3	3	78	114	121	125
6	4	77	113	124	124
11	6	75	112	123	125
20	8	71	111	120	121
27	10	68	102	114	118



a)

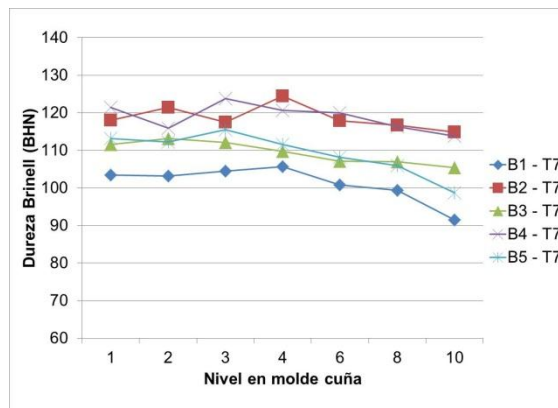
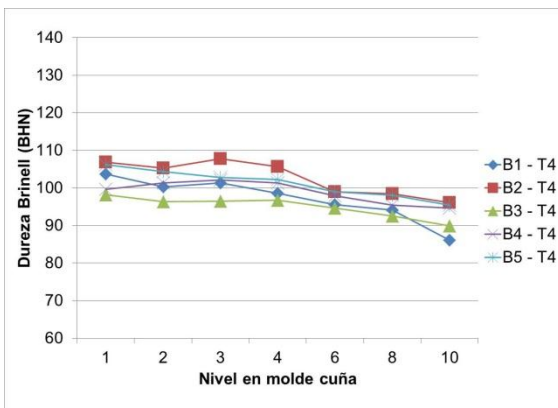


b)

Tabla E1. Dureza de químicas A1, A2, A3 y A4, a) Condición T4, b) Condición T7.

Probetas	Nivel en molde cuña	Dureza en condición T4 (BHN)				
		B1	B2	B3	B4	B5
1	1	104	107	98	100	106
2	2	100	105	96	101	104
3	3	101	108	96	102	103
6	4	99	106	97	101	102
11	6	96	99	95	98	99
20	8	94	98	93	95	98
27	10	86	96	90	95	95

Probetas	Nivel en molde cuña	Dureza en condición T7 (BHN)				
		B1	B2	B3	B4	B5
1	1	103	118	112	121	113
2	2	103	121	113	116	112
3	3	104	118	112	124	115
6	4	106	124	110	121	112
11	6	101	118	107	120	108
20	8	99	117	107	116	106
27	10	92	115	105	114	99



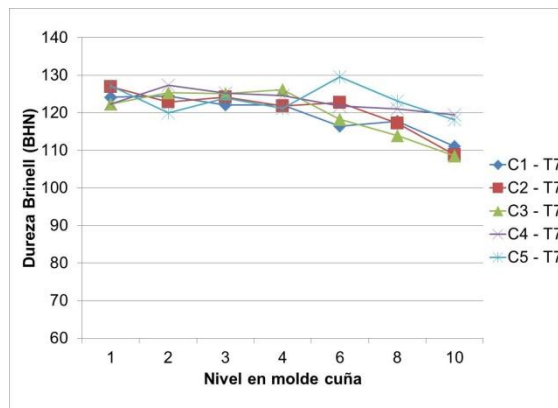
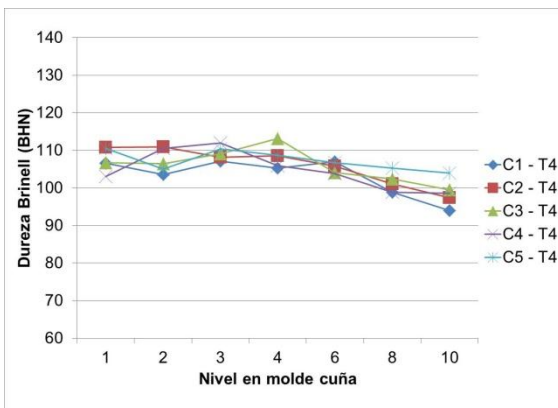
a)

b)

Tabla E2. Dureza de químicas B1, B2, B3, B4 y B5, a) Condición T4, b) Condición T7.

Probetas	Nivel en molde cuña	Dureza en condición T4 (BHN)				
		C1	C2	C3	C4	C5
1	1	107	111	107	103	110
2	2	104	111	106	111	105
3	3	107	108	109	112	110
6	4	105	109	113	106	109
11	6	107	106	104	104	107
20	8	99	101	102	99	105
27	10	94	97	99	99	104

Probetas	Nivel en molde cuña	Dureza en condición T7 (BHN)				
		C1	C2	C3	C4	C5
1	1	124	127	122	122	127
2	2	124	123	125	127	120
3	3	122	124	125	125	124
6	4	122	122	126	125	121
11	6	116	123	118	122	130
20	8	118	117	114	121	123
27	10	111	109	109	119	118



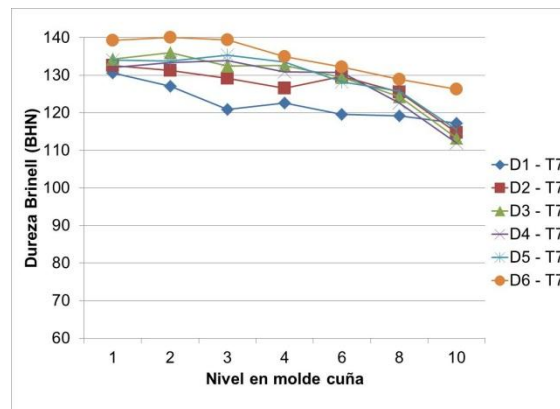
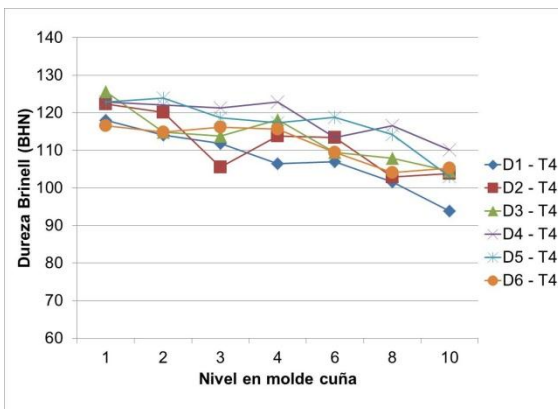
a)

b)

Tabla E3. Dureza de químicas C1, C2, C3, C4 y C5, a) Condición T4, b) Condición T7.

Probetas	Nivel en molde cuña	Dureza en condición T4 (BHN)					
		D1	D2	D3	D4	D5	D6
1	1	118	122	126	123	123	117
2	2	114	120	115	122	124	115
3	3	112	106	114	121	119	116
6	4	106	114	118	123	117	116
11	6	107	113	109	113	119	109
20	8	102	103	108	117	114	104
27	10	94	104	105	110	103	105

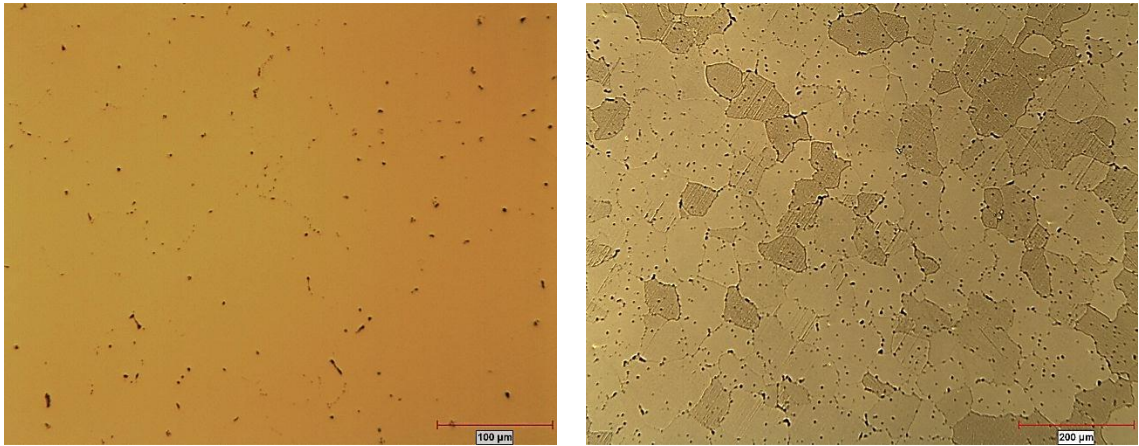
Probetas	Nivel en molde cuña	Dureza en condición T7 (BHN)					
		D1	D2	D3	D4	D5	D6
1	1	131	133	134	132	134	139
2	2	127	131	136	133	134	140
3	3	121	129	132	134	135	139
6	4	123	127	133	131	133	135
11	6	120	130	129	131	128	132
20	8	119	126	124	123	126	129
27	10	117	115	113	112	115	126



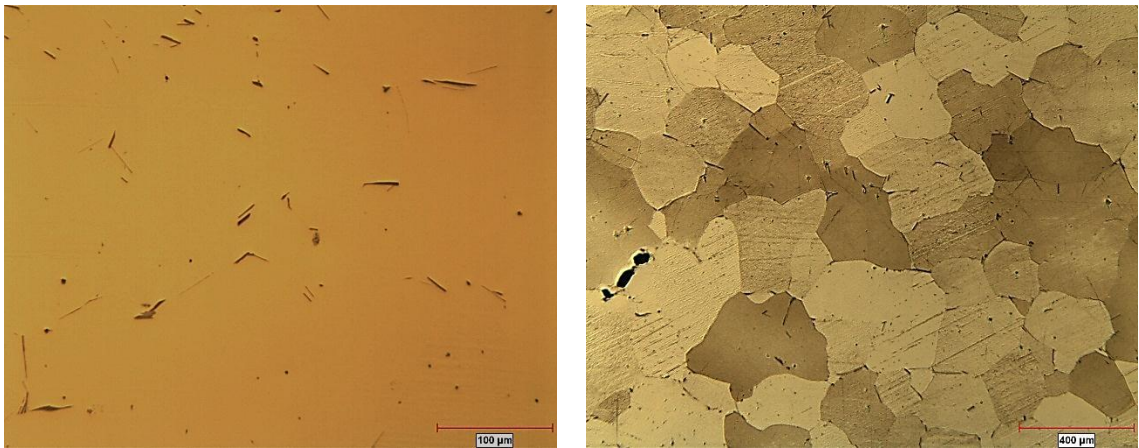
a) b)
Tabla E4. Dureza de químicas D1, D2, D3, D4, D5 y D6, a) Condición T4, b) Condición T7.

Apéndice F

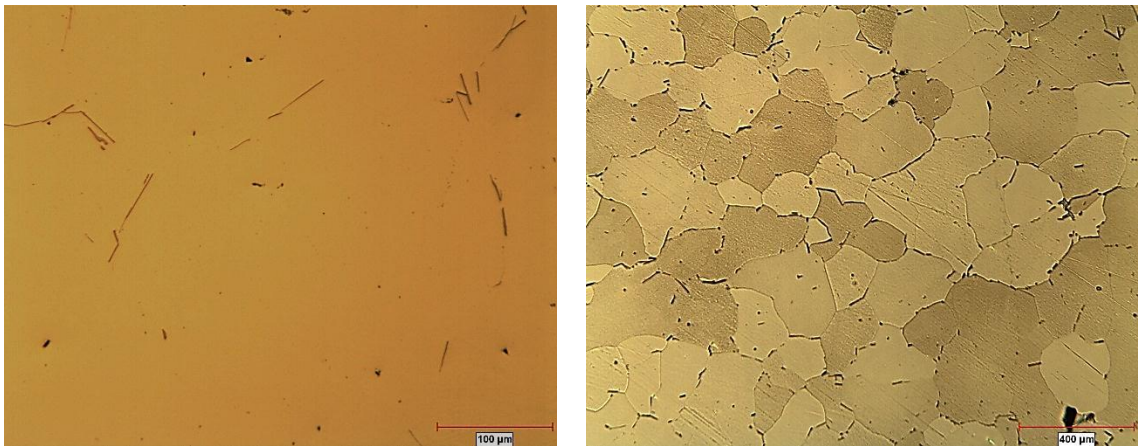
Imágenes de microestructura y tamaño de grano



Probeta 1



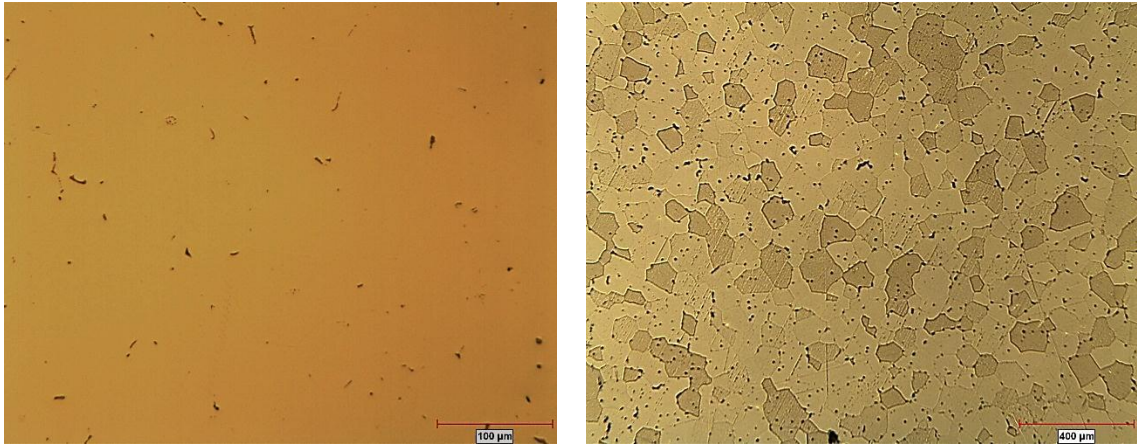
Probeta 6



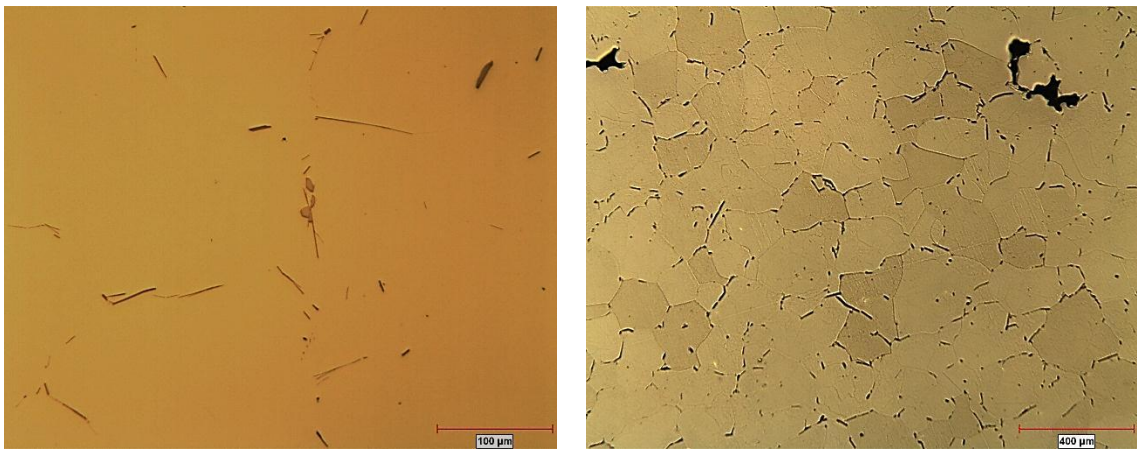
Probeta 20

Figura F1. Imágenes de la microestructura y tamaño de grano de la química A1. (Izquierda) Microestructura 200X, (Derecha) Tamaño de grano 50X.

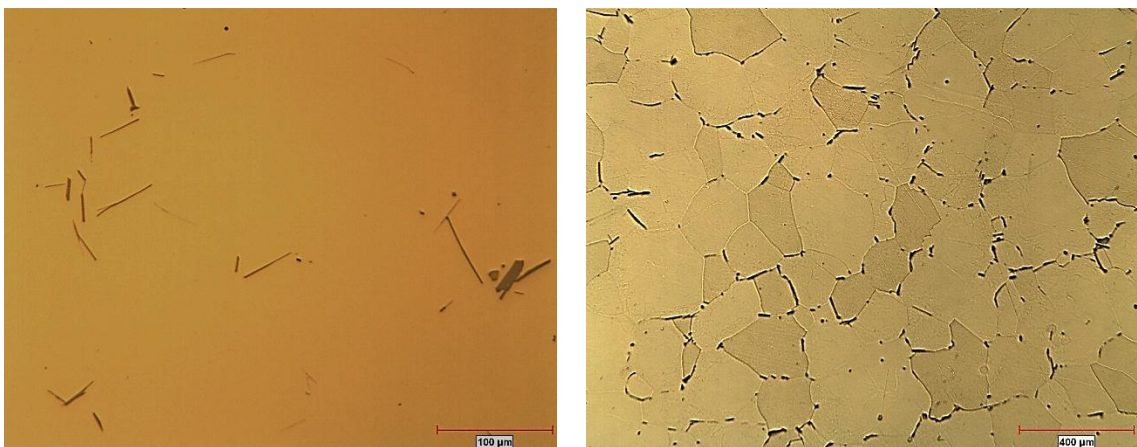
Química A1: Cu 3.63%, Mg 0.083%, Mn 0.0% Fe 0.069%, Si 0.06%, Zn 0.046%, B 0.0022%.



Probeta 1



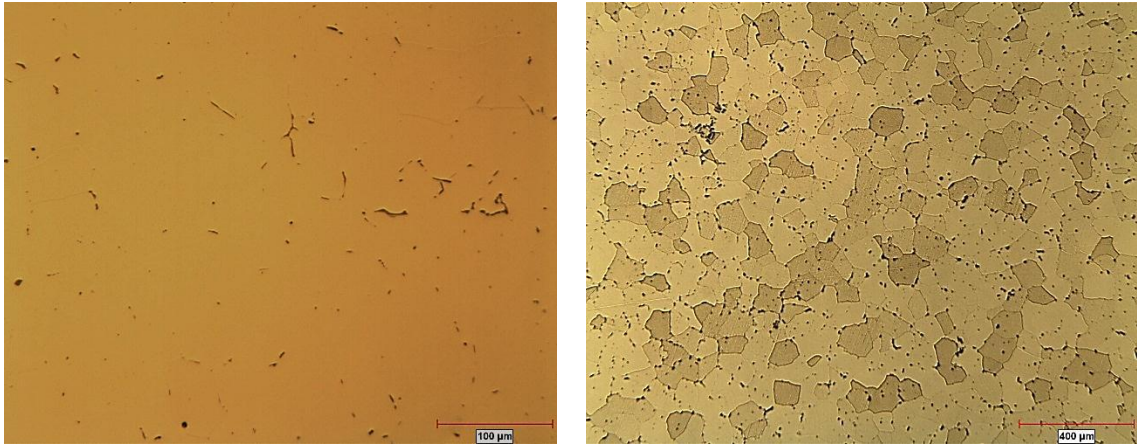
Probeta 6



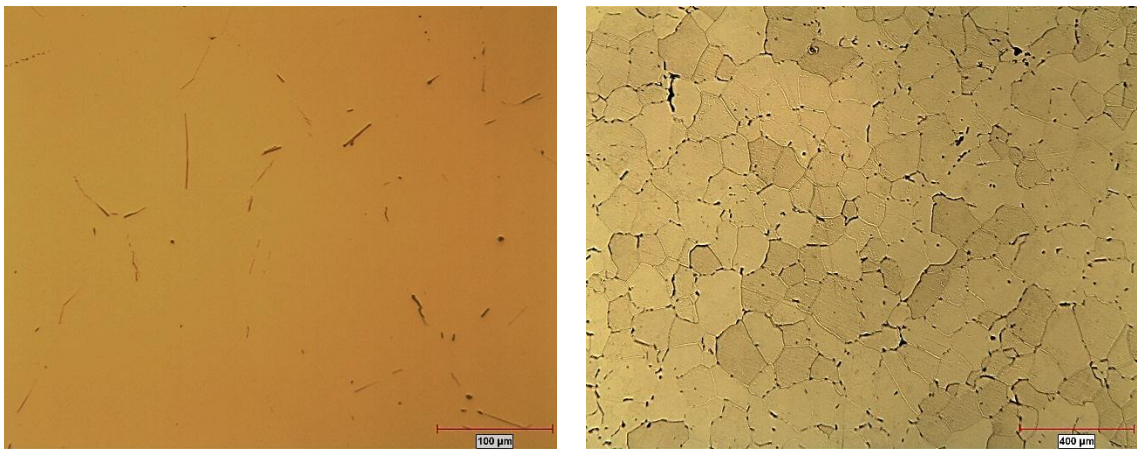
Probeta 20

Figura F2. Imágenes de la microestructura y tamaño de grano de la química A2. (Izquierda) Microestructura 200X, (Derecha) Tamaño de grano 50X.

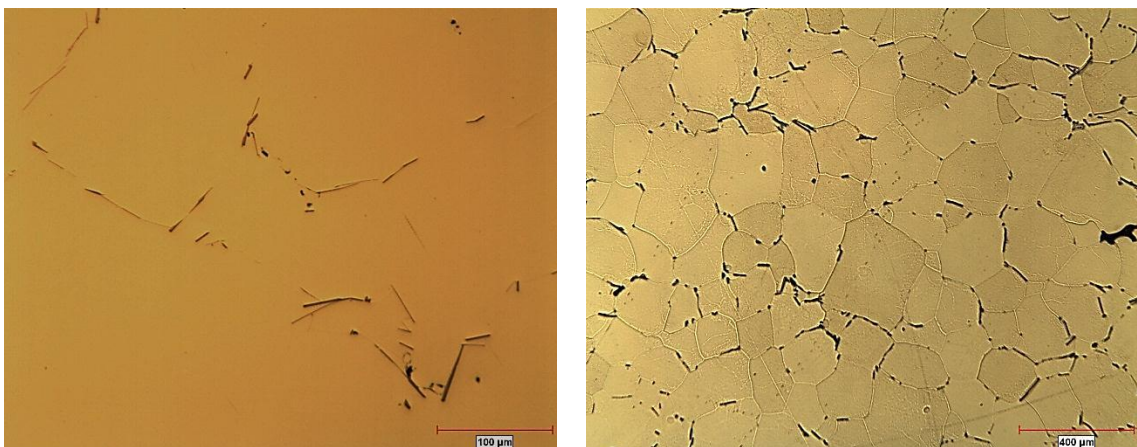
Química A2: Cu 3.57%, **Mg 0.225%**, Mn 0.0%, Fe 0.069%, Si 0.07%, Zn 0.005%, B 0.0019%.



Probeta 1



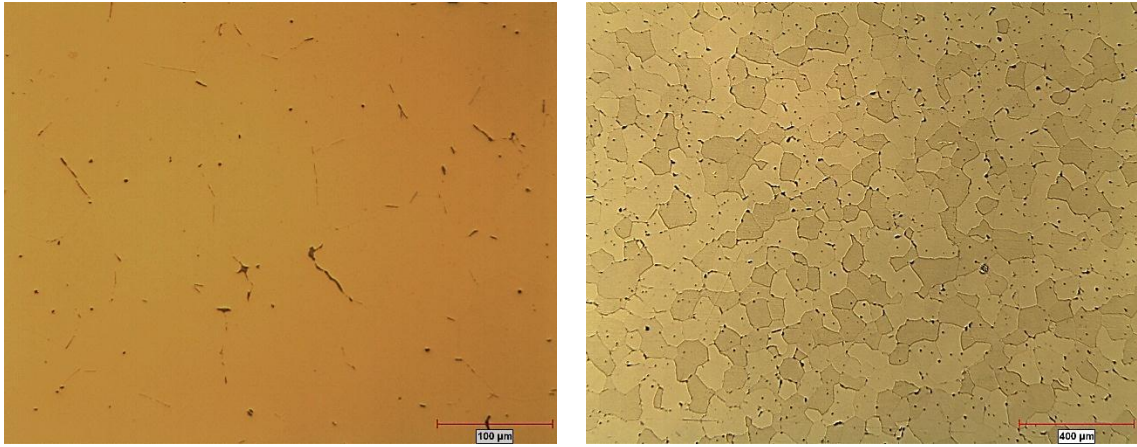
Probeta 6



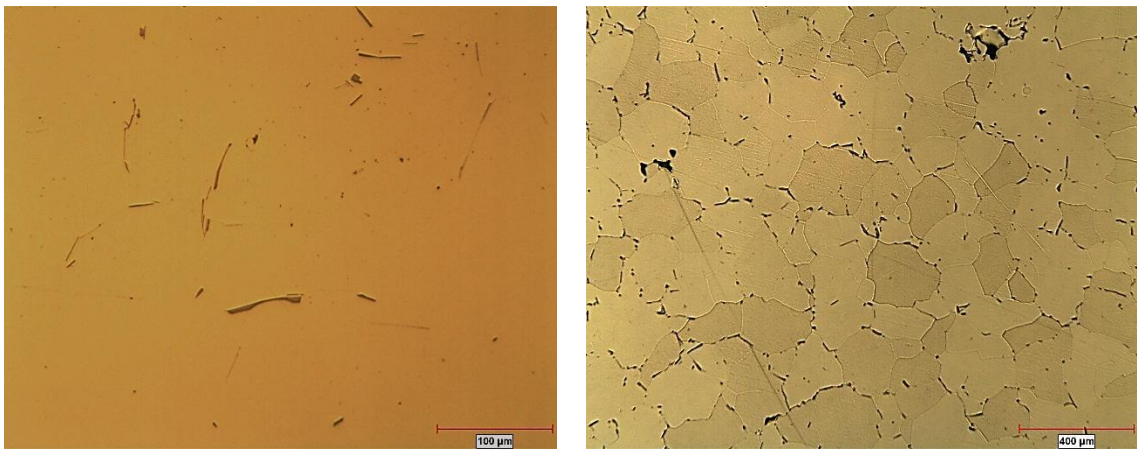
Probeta 20

Figura F3. Imágenes de la microestructura y tamaño de grano de la química A3. Izquierda) Microestructura 200X, Derecha) Tamaño de grano 50X.

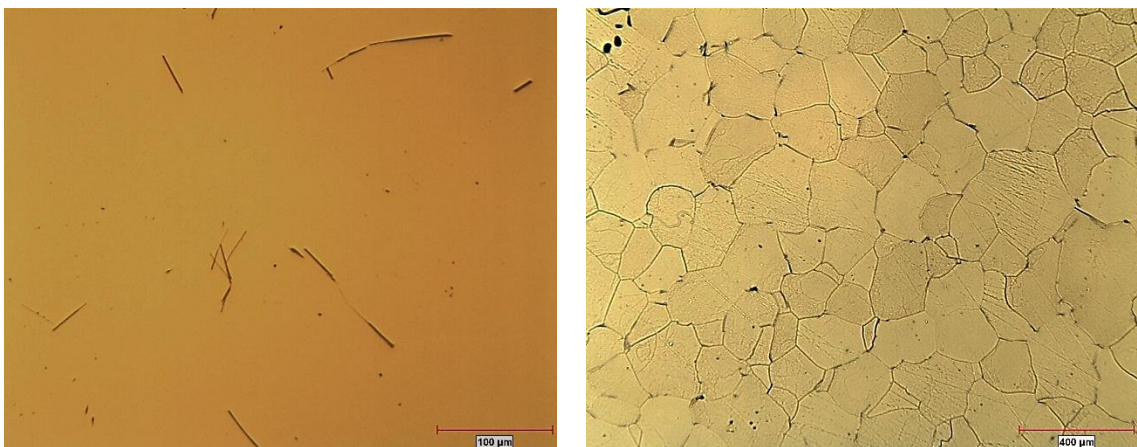
Química A3: Cu 3.8%, **Mg 0.471%**, Mn 0.0%, Fe 0.078%, Si 0.07%, Zn 0.005%, B 0.0026%.



Probeta 1



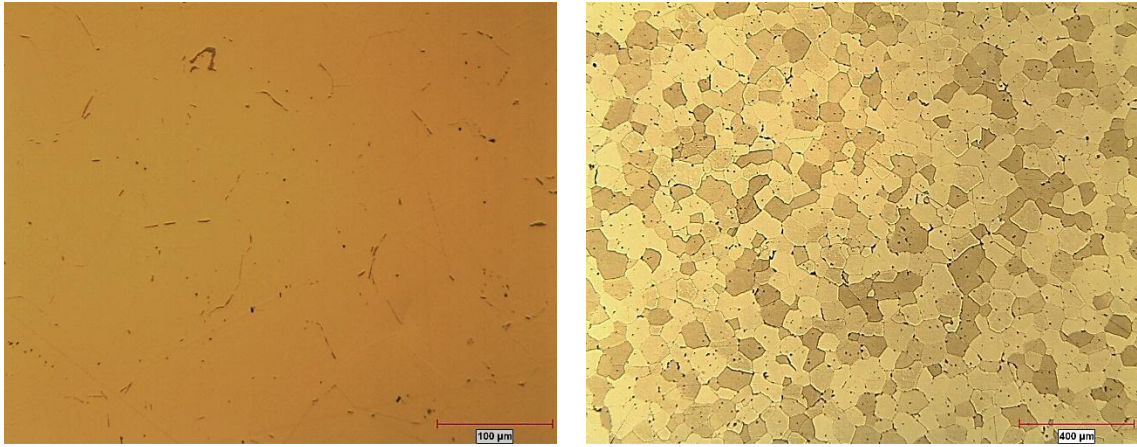
Probeta 6



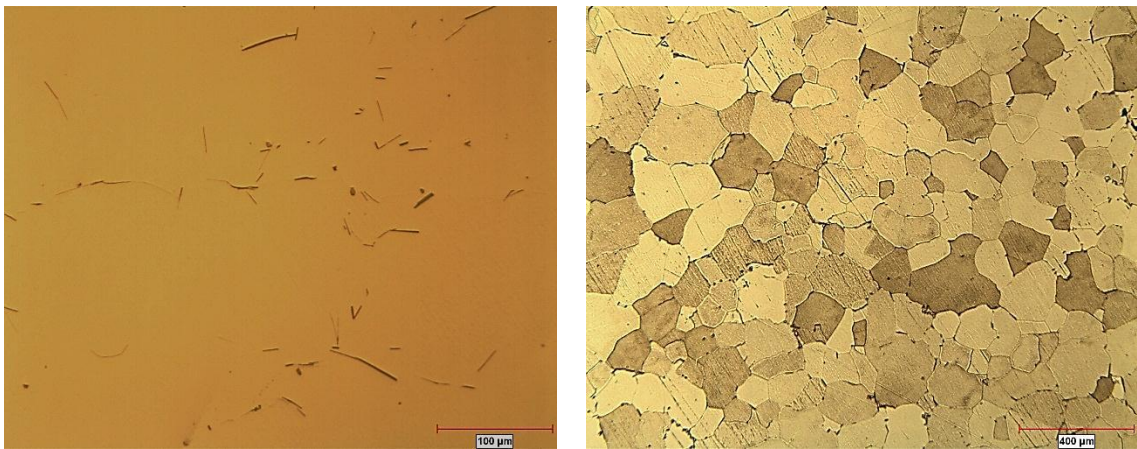
Probeta 20

Figura F4. Imágenes de la microestructura y tamaño de grano de la química A4. Izquierda) Microestructura 200X, Derecha) Tamaño de grano 50X.

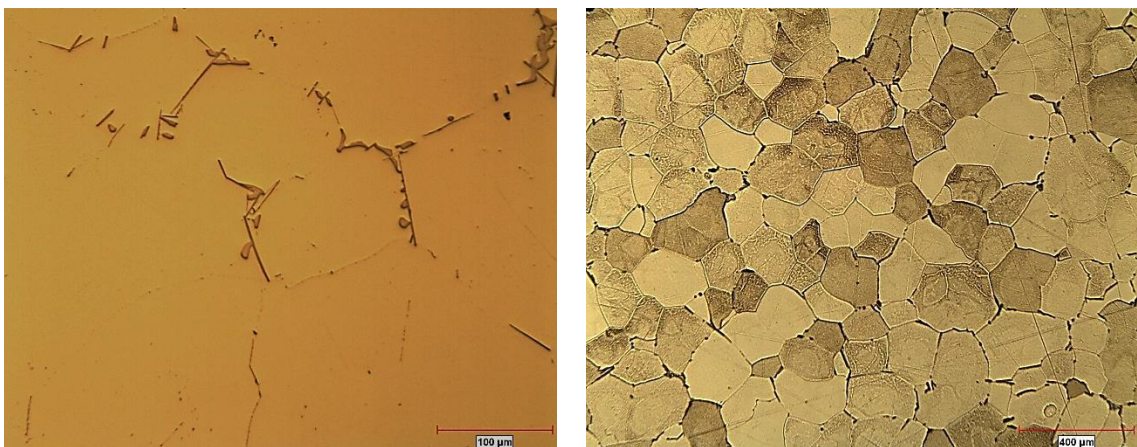
Química A4: Cu 3.75%, Mg 0.42%, Mn 0.0%, Fe 0.07%, Si 0.08%, **Zn 0.21%**, B 0.0018%.



Probeta 1



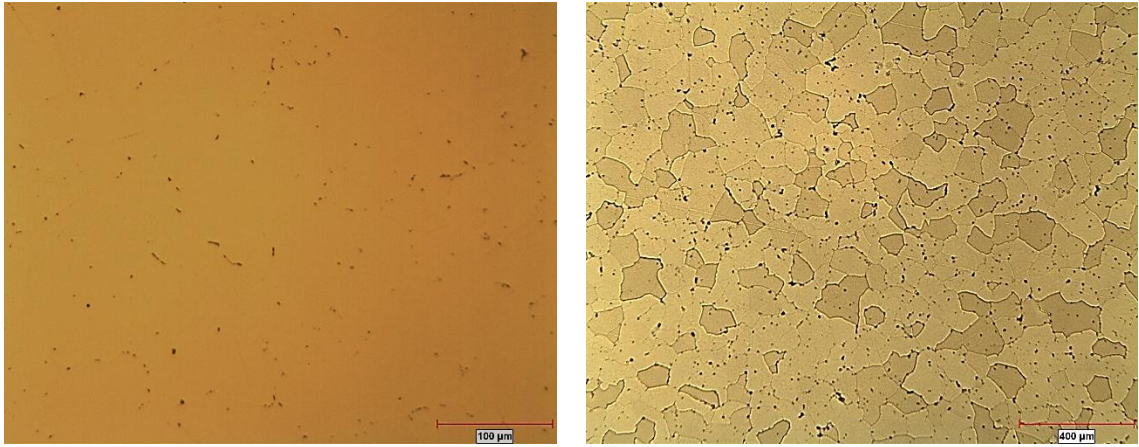
Probeta 6



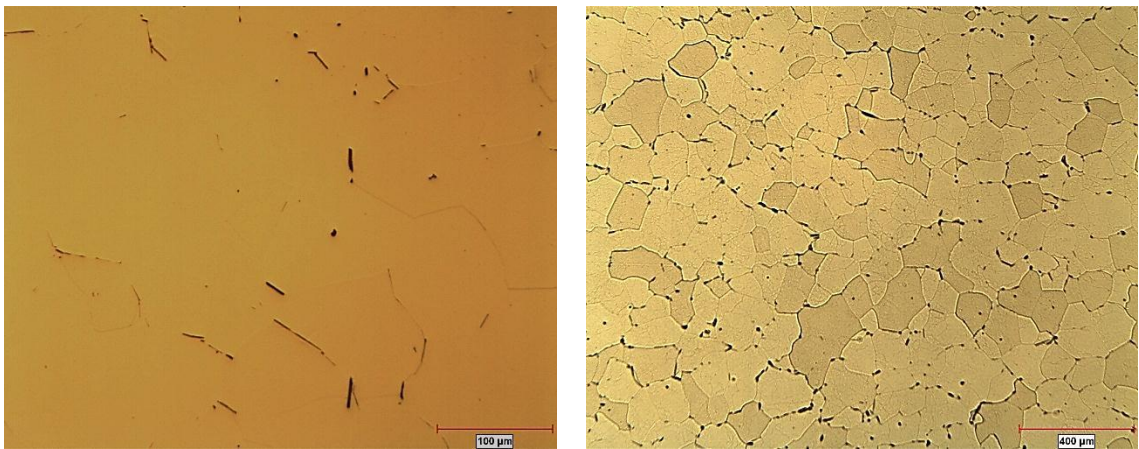
Probeta 20

Figura F5. Imágenes de la microestructura y tamaño de grano de la química B1. Izquierda) Microestructura 200X, Derecha) Tamaño de grano 50X.

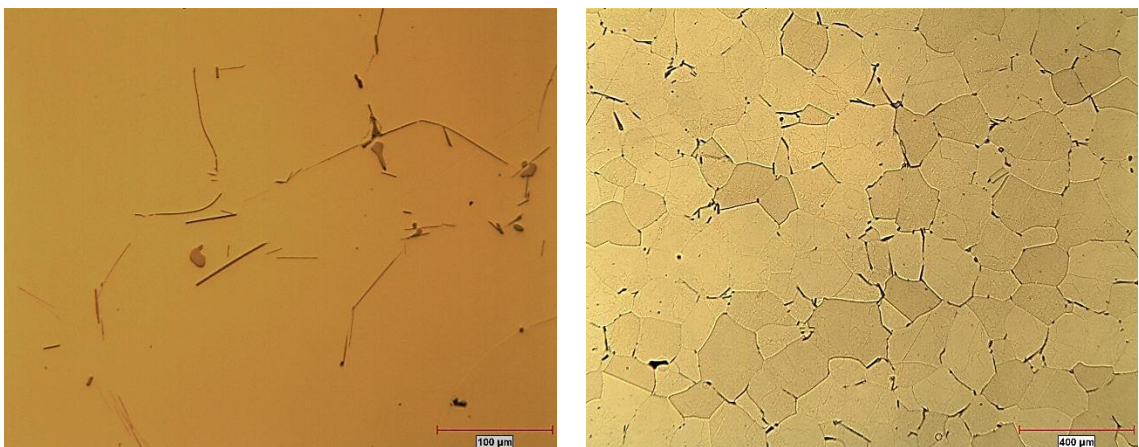
Química B1: Cu 3.9%, Mg 0.064%, Mn 0.0%, Fe 0.067%, Si 0.065%, Zn 0.043%, B 0.0020%.



Probeta 1



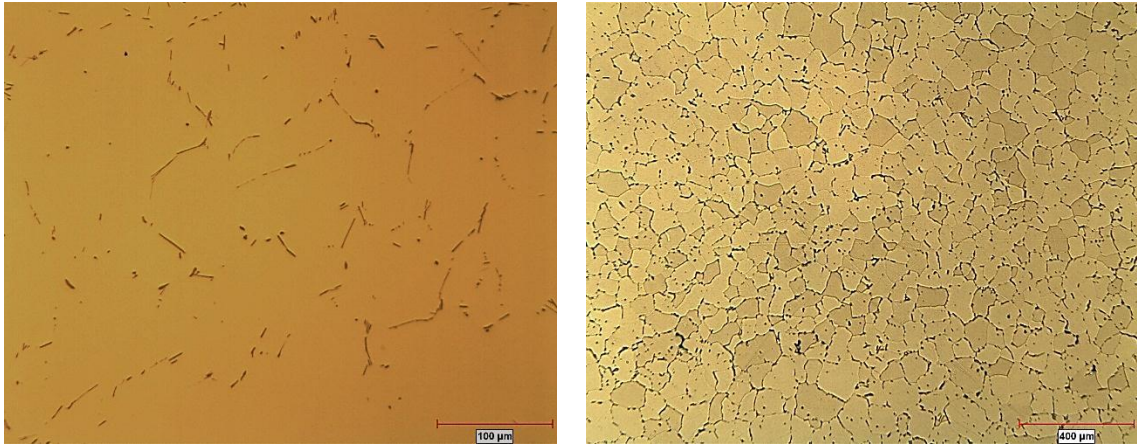
Probeta 6



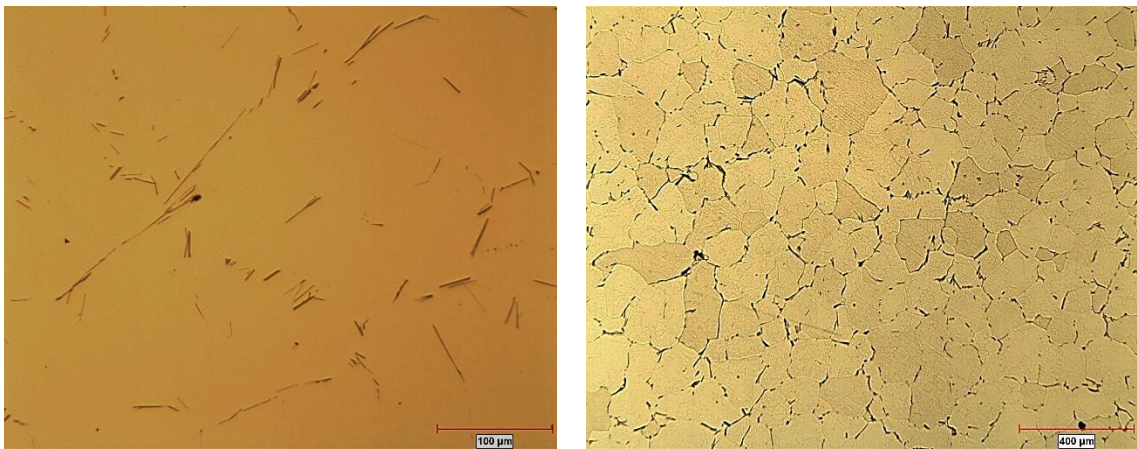
Probeta 20

Figura F6. Imágenes de la microestructura y tamaño de grano de la química B2. (Izquierda) Microestructura 200X, (Derecha) Tamaño de grano 50X.

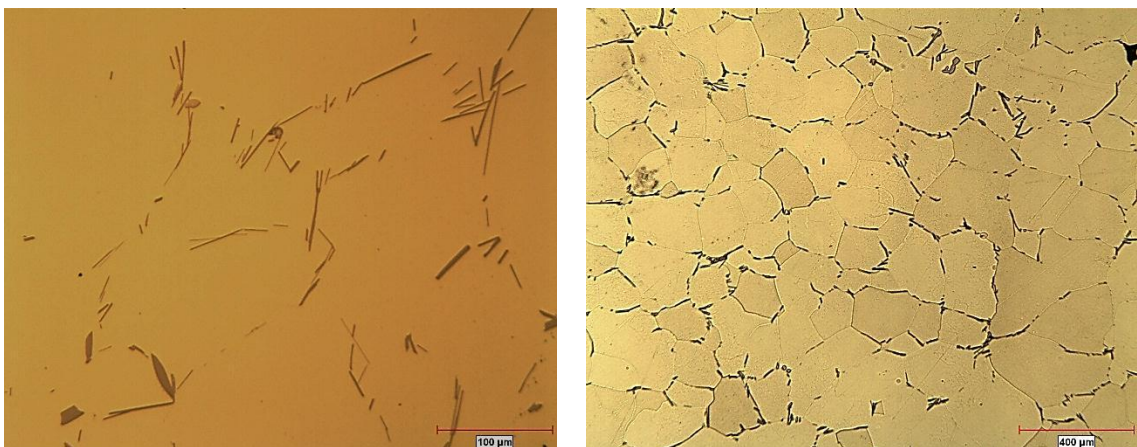
Química B2: Cu 4.03%, **Mg 0.195%**, Mn 0.0%, Fe 0.068%, Si 0.06%, Zn 0.026%, B 0.0023%.



Probeta 1



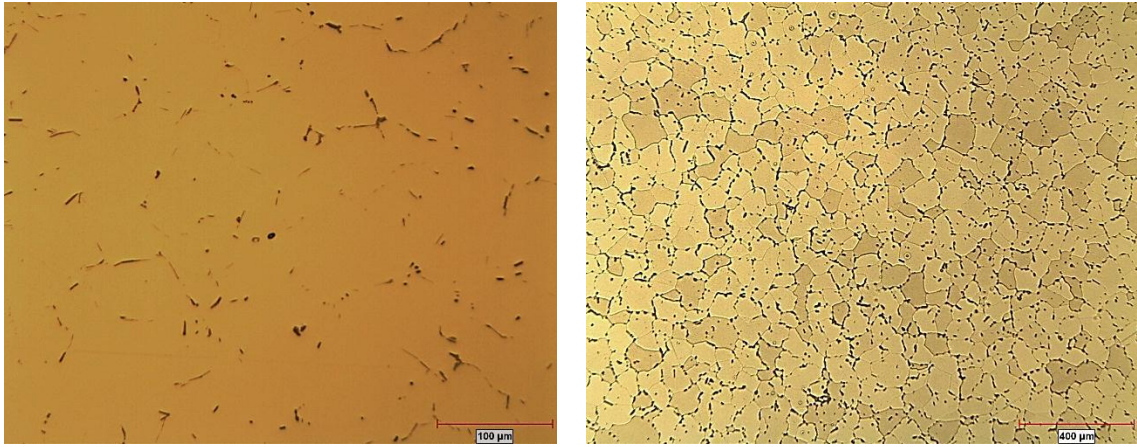
Probeta 6



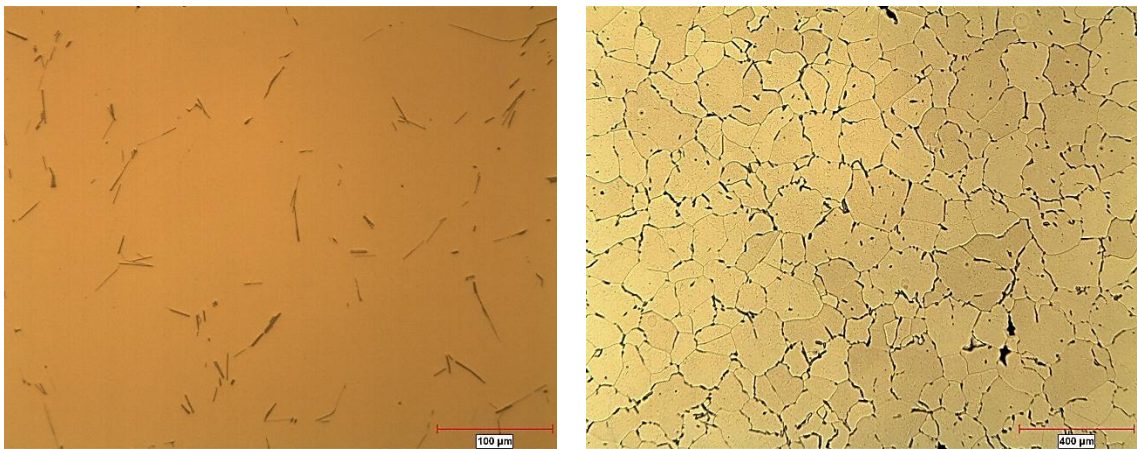
Probeta 20

Figura F7. Imágenes de la microestructura y tamaño de grano de la química B3. (Izquierda) Microestructura 200X, (Derecha) Tamaño de grano 50X.

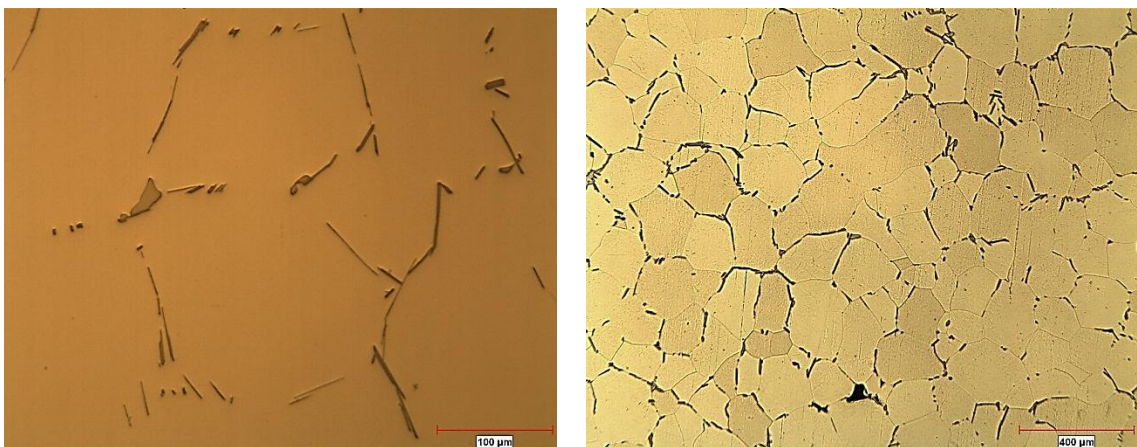
Química B3: Cu 3.93%, Mg 0.176%, Mn 0.0%, **Fe 0.222%**, Si 0.06%, Zn 0.018%, B 0.0023%.



Probeta 1

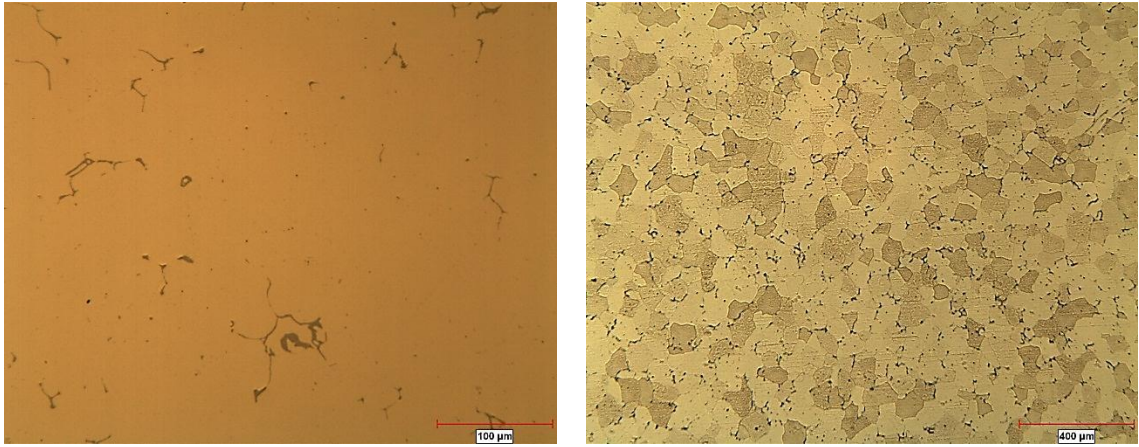


Probeta 6

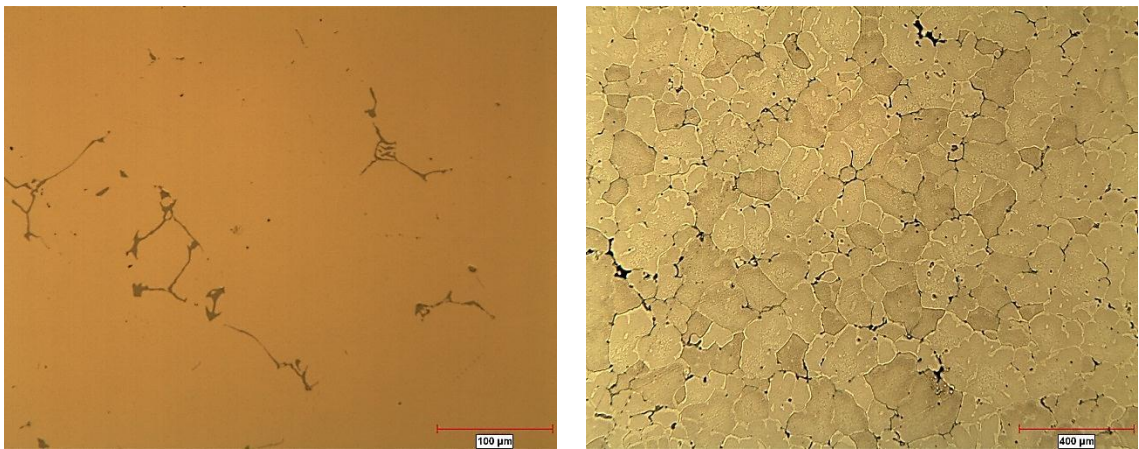


Probeta 20

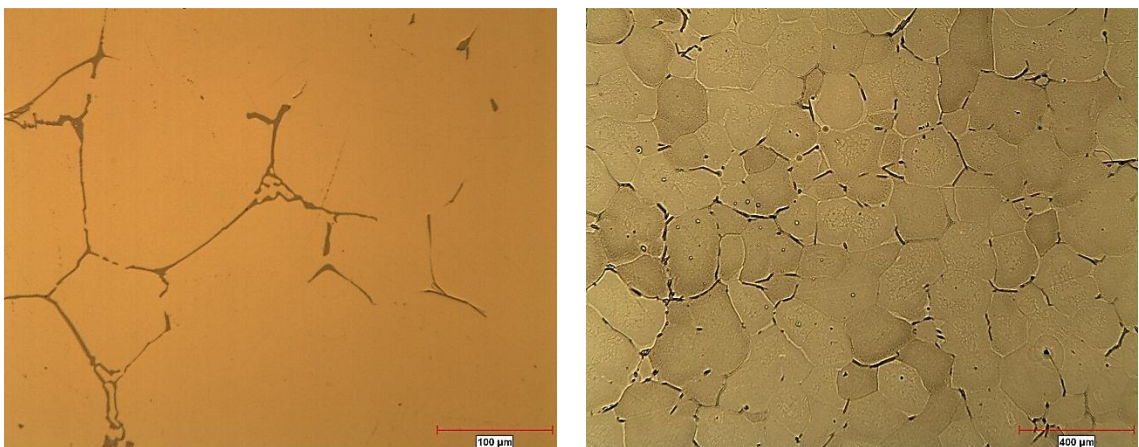
Figura F8. Imágenes de la microestructura y tamaño de grano de la química B4. (Izquierda) Microestructura 200X, (Derecha) Tamaño de grano 50X. **Química B4:** Cu 3.91%, Mg 0.166%, Mn 0.0%, Fe 0.215%, **Si 0.215%**, Zn 0.016%, B 0.0019%.



Probeta 1



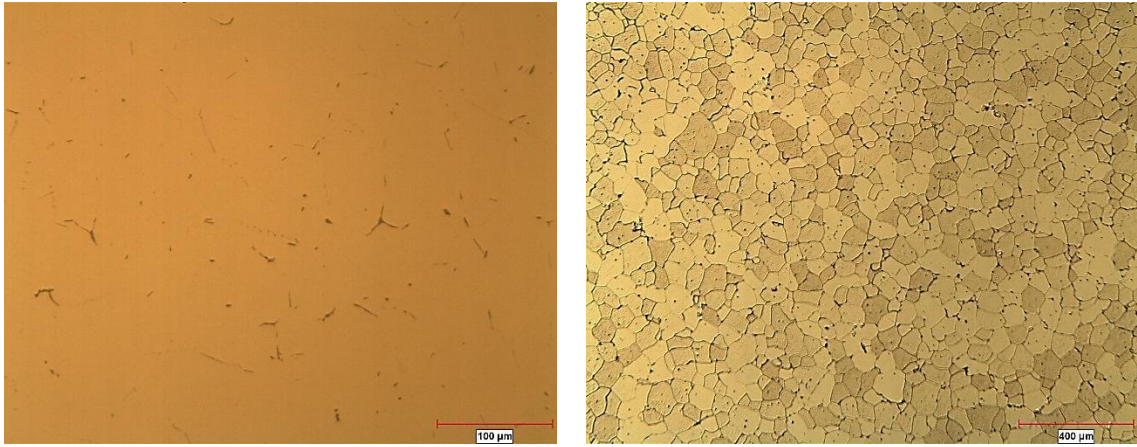
Probeta 6



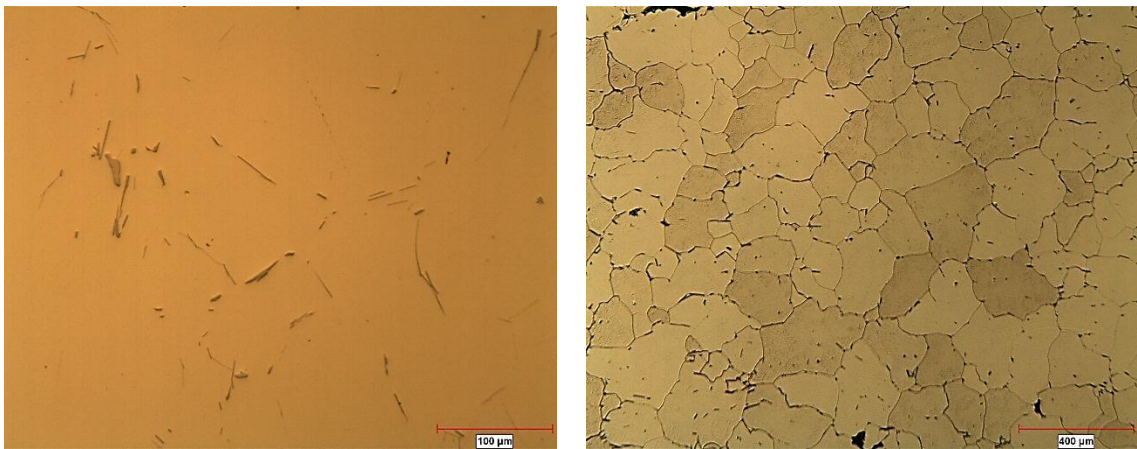
Probeta 20

Figura F9. Imágenes de la microestructura y tamaño de grano de la química B5. (Izquierda) Microestructura 200X, (Derecha) Tamaño de grano 50X.

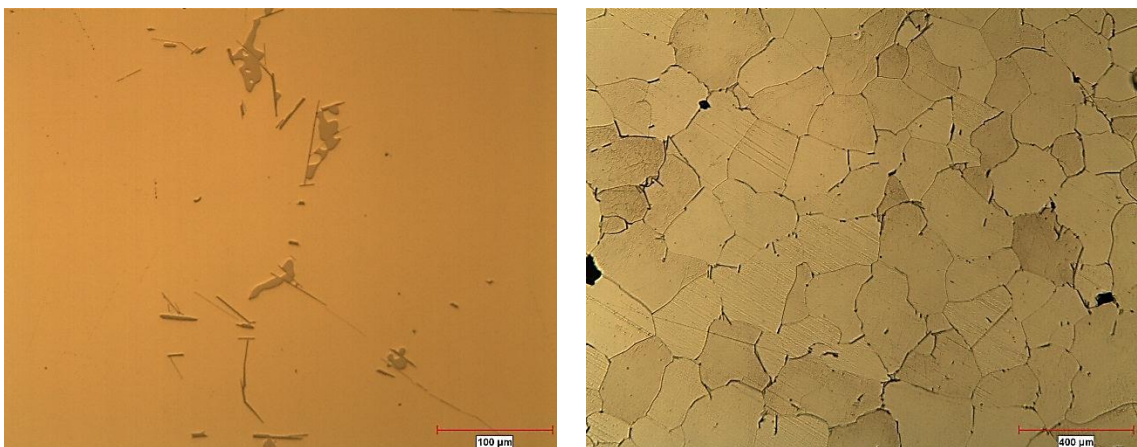
Química B5: Cu 4.02%, Mg 0.161%, **Mn 0.34%**, Fe 0.215%, Si 0.18%, Zn 0.015%, B 0.0022%.



Probeta 1



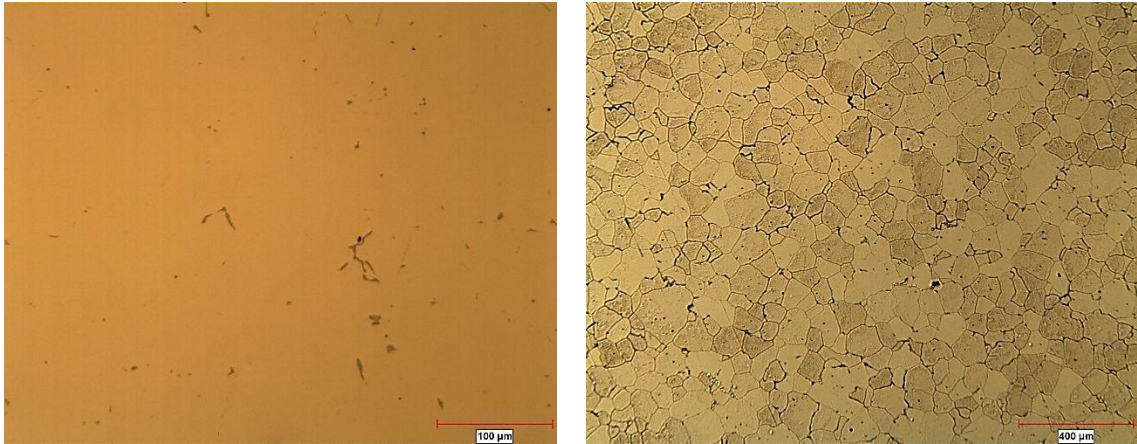
Probeta 6



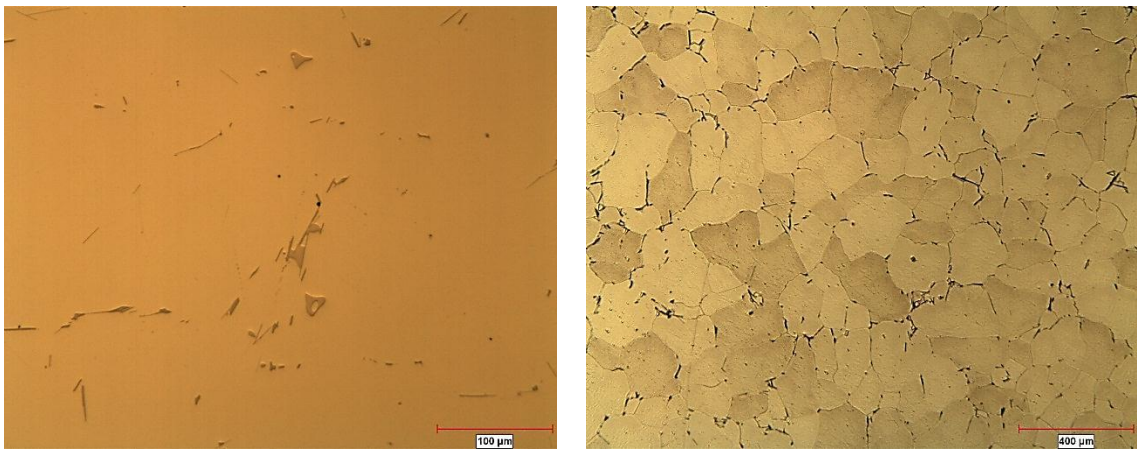
Probeta 20

Figura F10. Imágenes de la microestructura y tamaño de grano de la química C1. Izquierda) Microestructura 200X, Derecha) Tamaño de grano 50X.

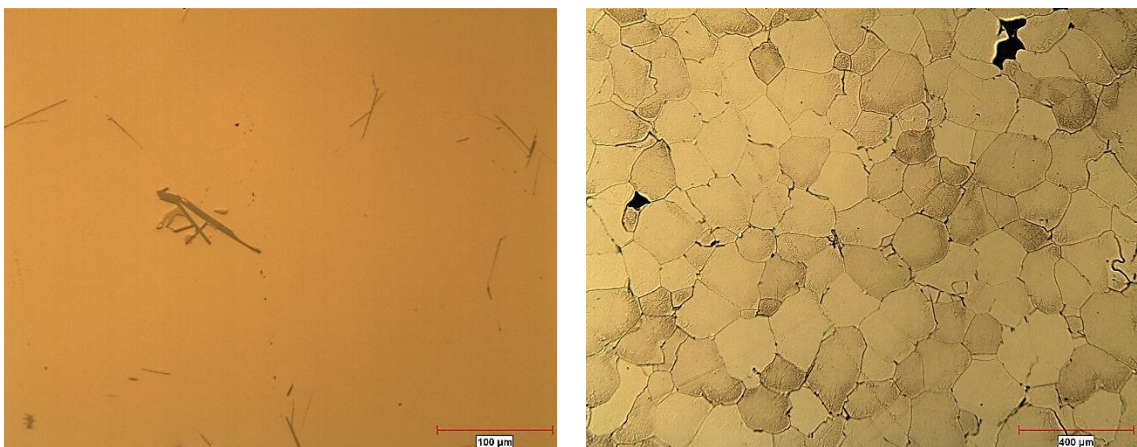
Química C1: Cu 4.51%, Mg 0.184%, Mn 0.08%, Fe 0.106%, Si 0.08%, Zn 0.005%, B 0.0018%.



Probeta 1



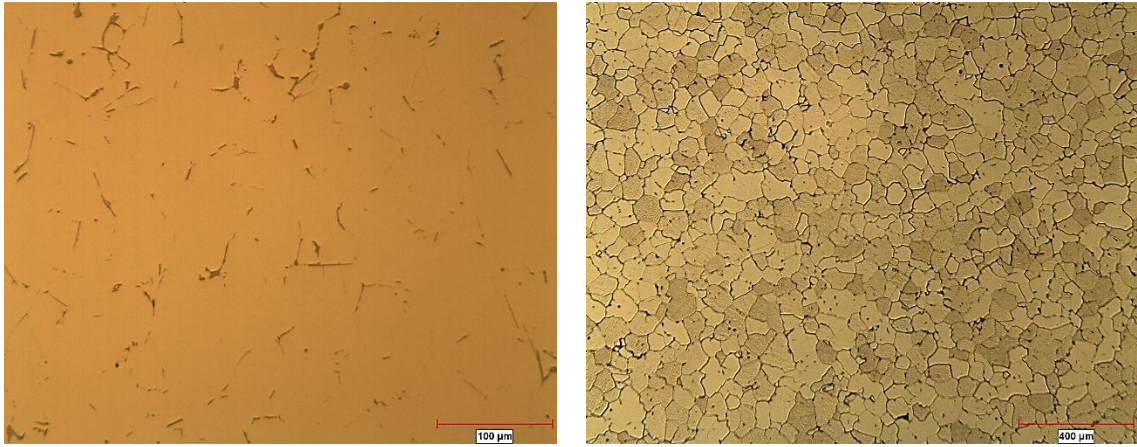
Probeta 6



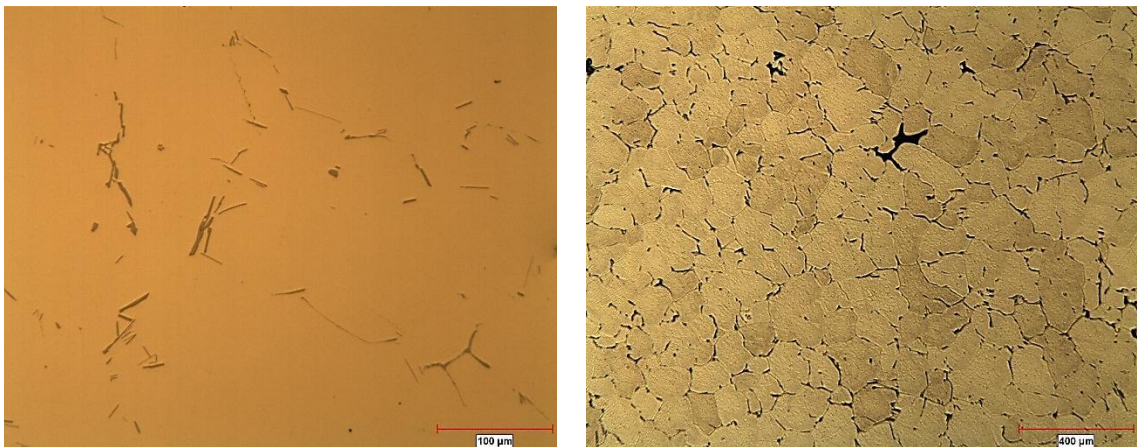
Probeta 20

Figura F11. Imágenes de la microestructura y tamaño de grano de la química C2. Izquierda) Microestructura 200X, Derecha) Tamaño de grano 50X.

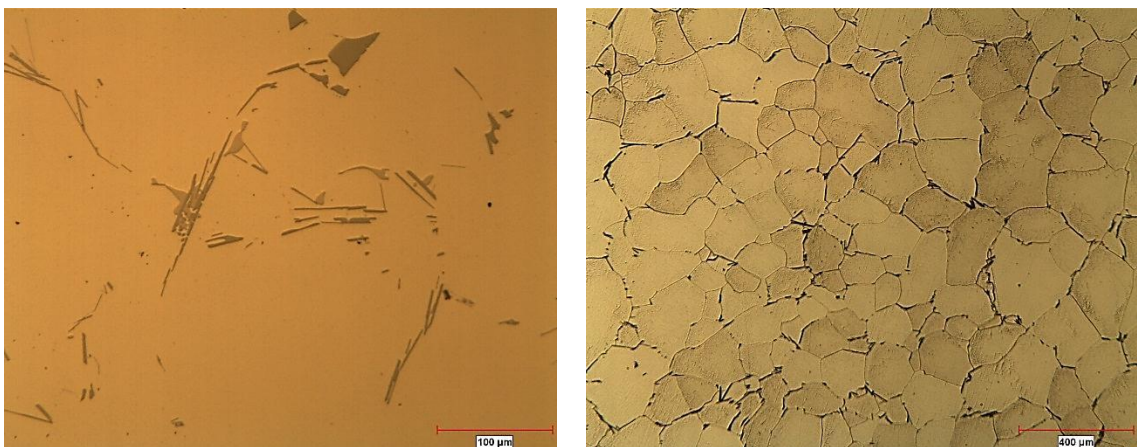
Química C2: Cu 4.52%, Mg 0.235%, **Mn 0.22%**, Fe 0.098%, Si 0.09%, Zn 0.005%, B 0.0016%.



Probeta 1



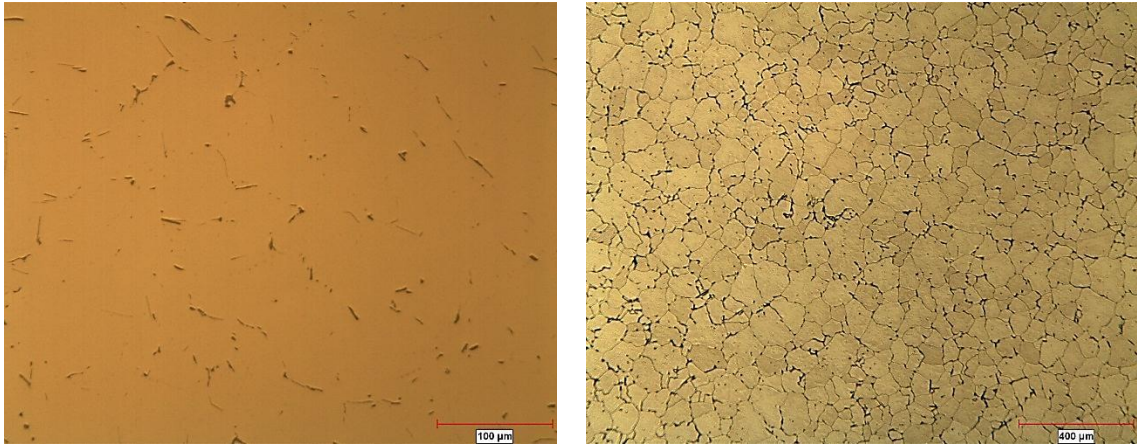
Probeta 6



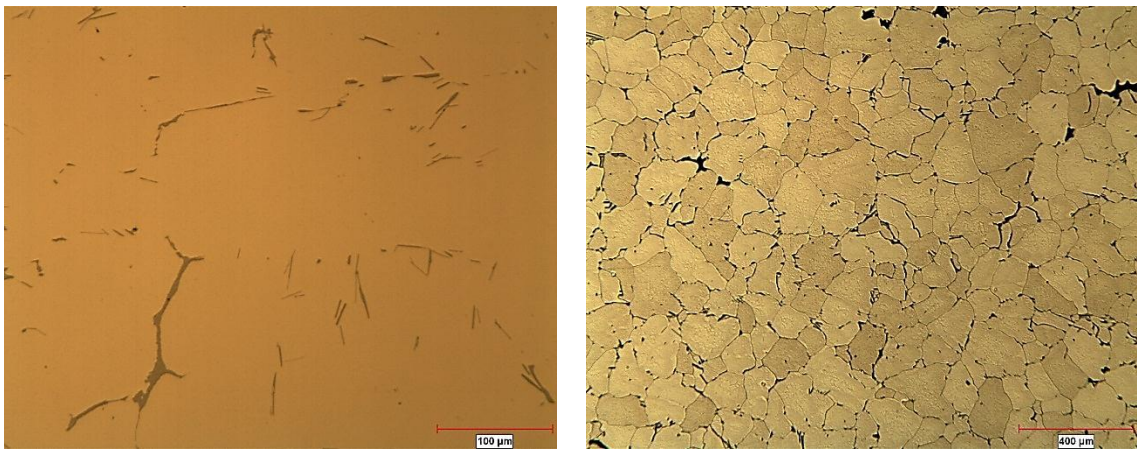
Probeta 20

Figura F12. Imágenes de la microestructura y tamaño de grano de la química C3. (Izquierda) Microestructura 200X, (Derecha) Tamaño de grano 50X.

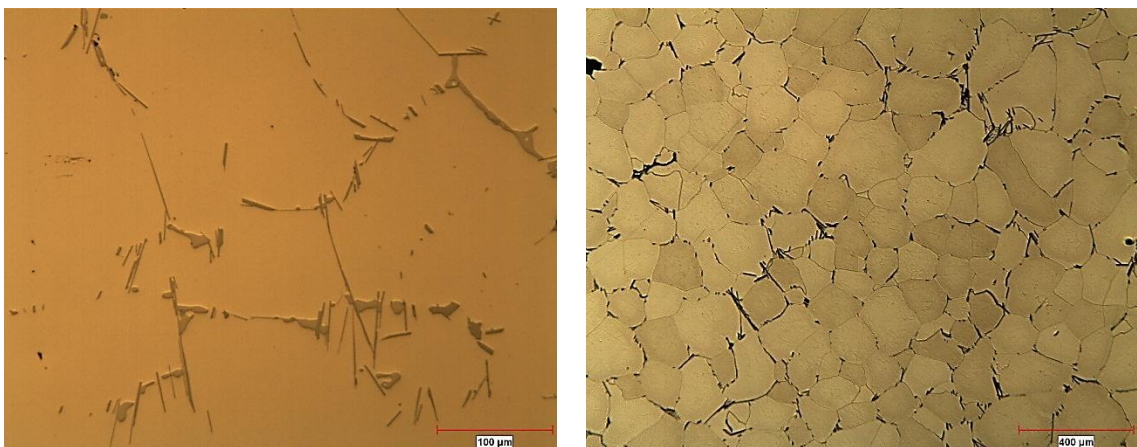
Química C3: Cu 4.35%, Mg 0.24%, Mn 0.23%, **Fe 0.221%**, Si 0.05%, Zn 0.006%, B 0.0032%.



Probeta 1



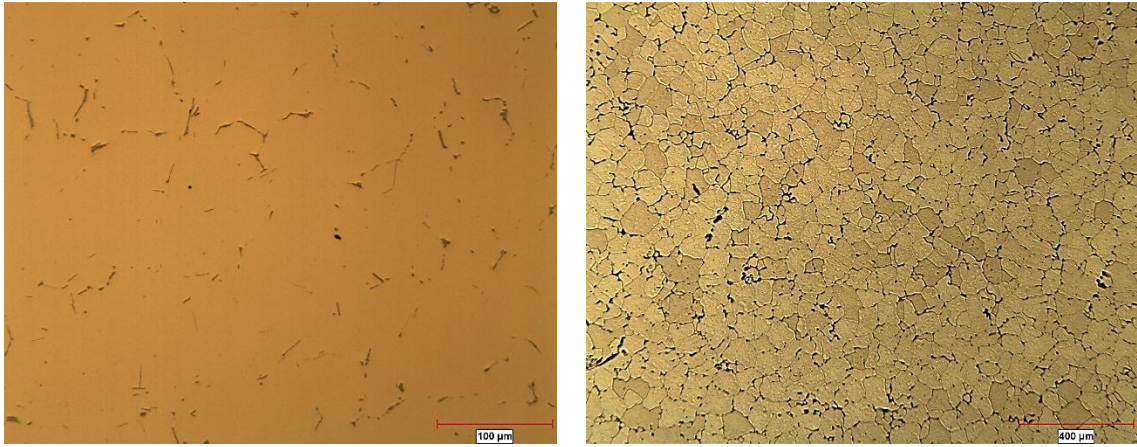
Probeta 6



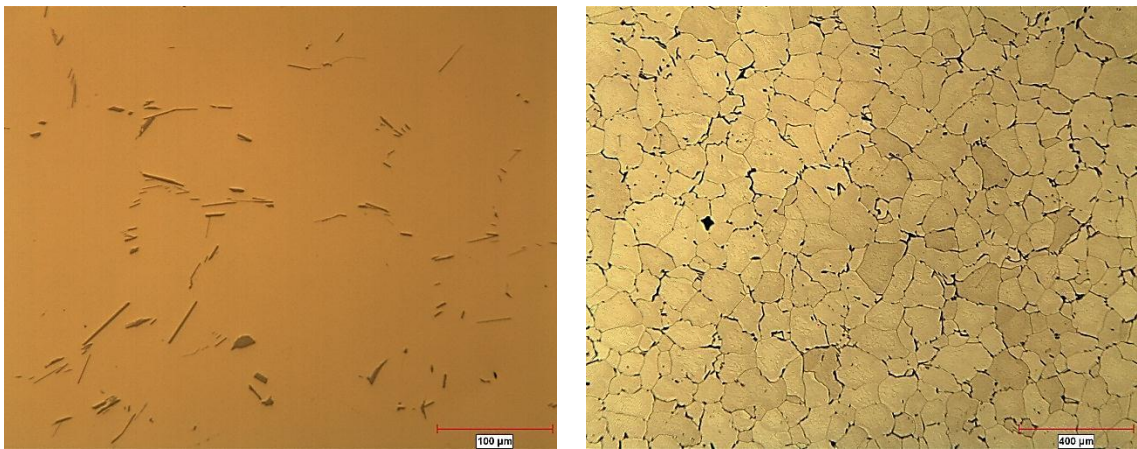
Probeta 20

Figura F13. Imágenes de la microestructura y tamaño de grano de la química C4. (Izquierda) Microestructura 200X, (Derecha) Tamaño de grano 50X.

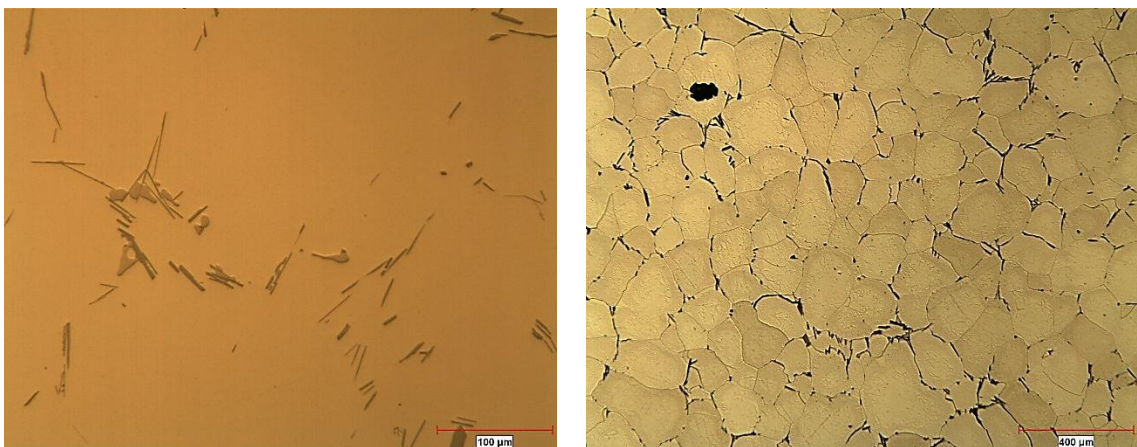
Química C4: Cu 4.48%, Mg 0.24%, Mn 0.24%, Fe 0.235%, **Si 0.145%**, Zn 0.01%, B 0.0025%.



Probeta 1



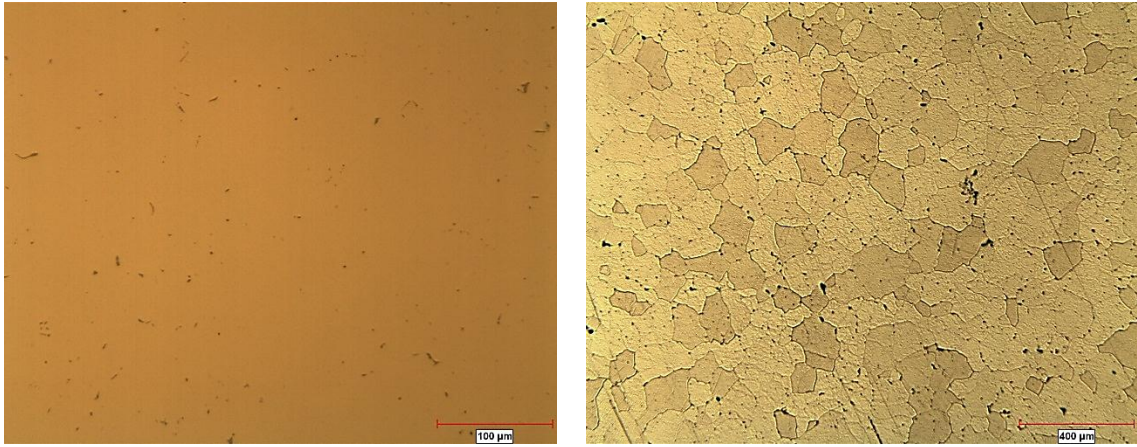
Probeta 6



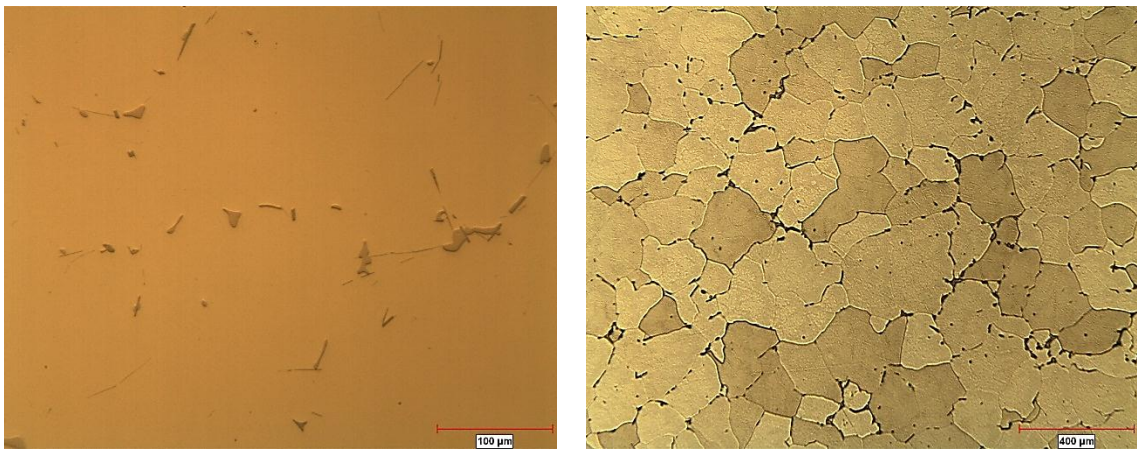
Probeta 20

Figura F14. Imágenes de la microestructura y tamaño de grano de la química C5. Izquierda) Microestructura 200X, Derecha) Tamaño de grano 50X.

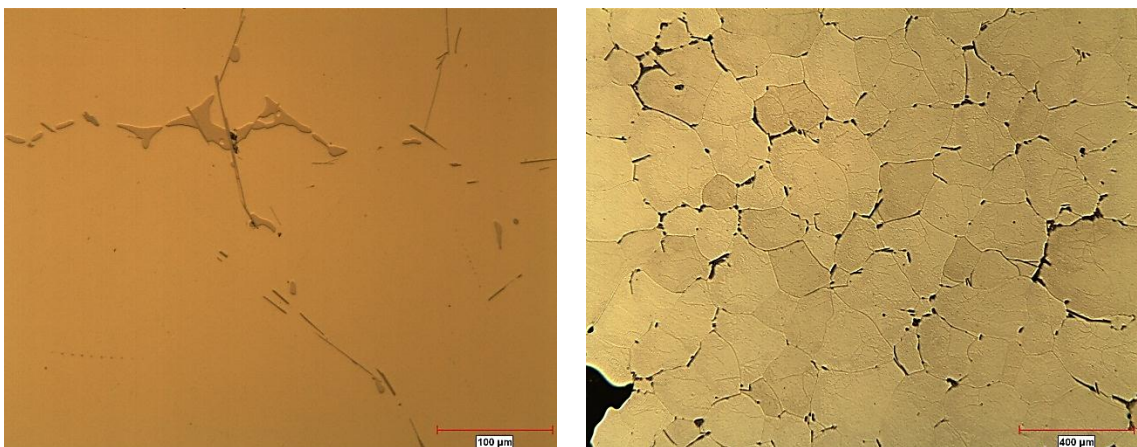
Química C5: Cu 4.47%, Mg 0.238%, Mn 0.23%, Fe 0.236%, Si 0.16%, **Zn 0.202%**, B 0.0024%.



Probeta 1



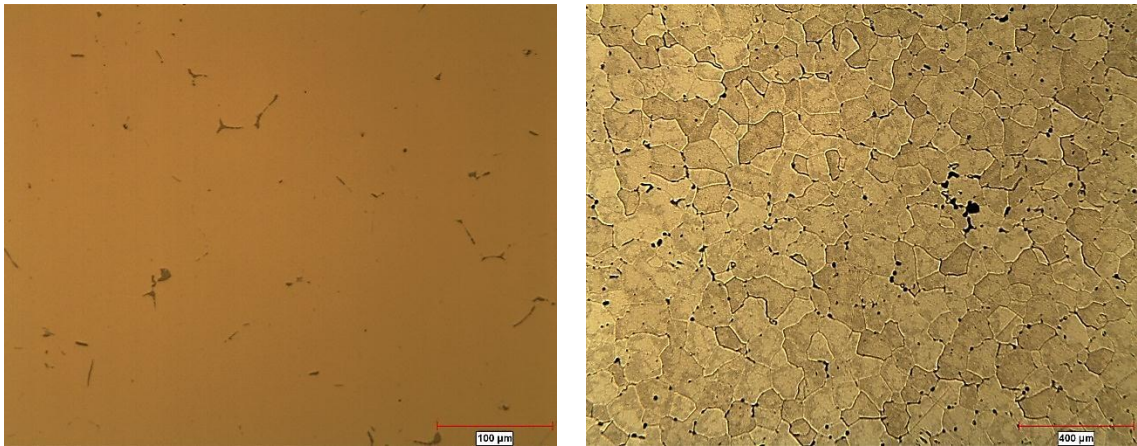
Probeta 6



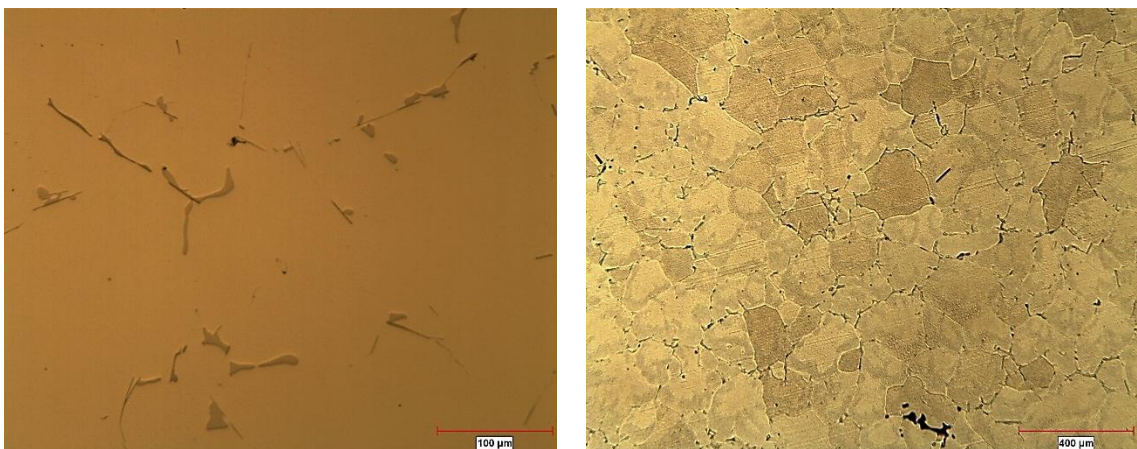
Probeta 20

Figura F15. Imágenes de la microestructura y tamaño de grano de la química D1. Izquierda) Microestructura 200X, Derecha) Tamaño de grano 50X.

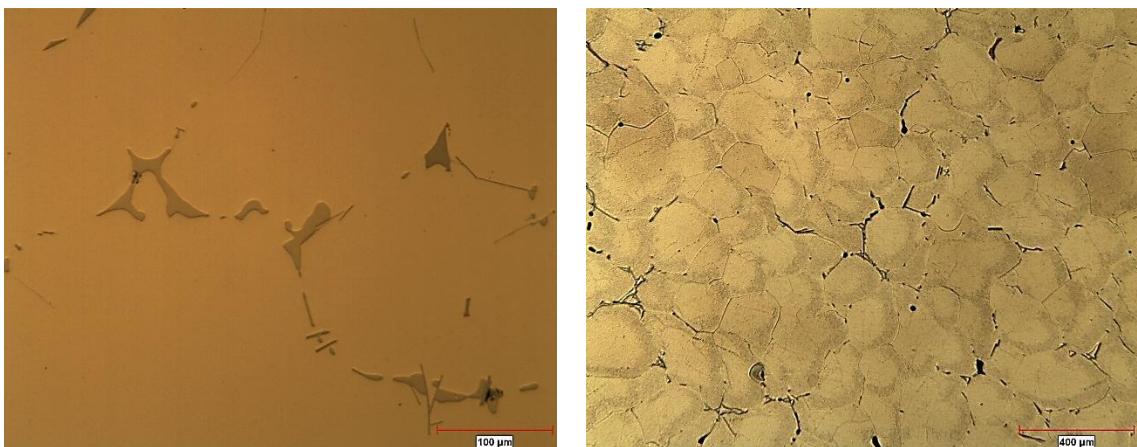
Química D1: Cu 4.9%, Mg 0.302%, Mn 0.24%, Fe 0.069%, Si 0.05%, Zn 0.005%, B 0.0023%.



Probeta 1



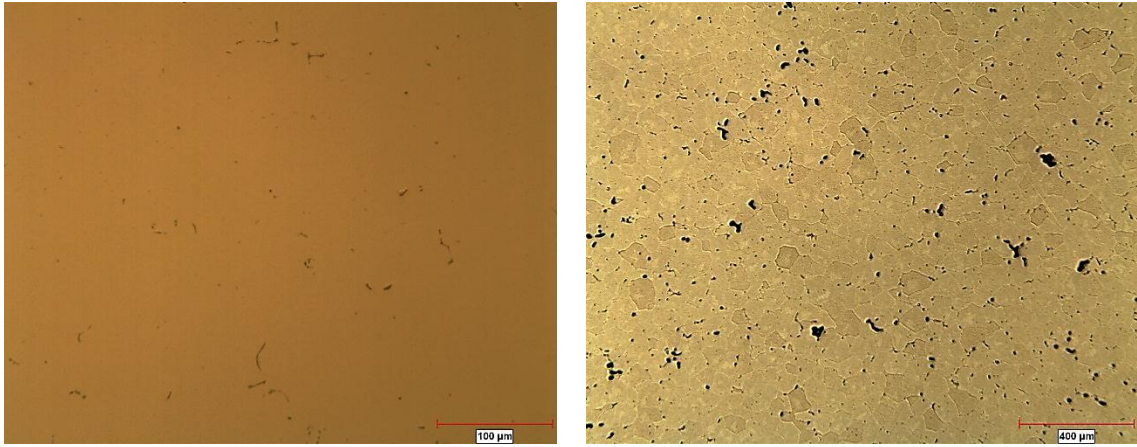
Probeta 6



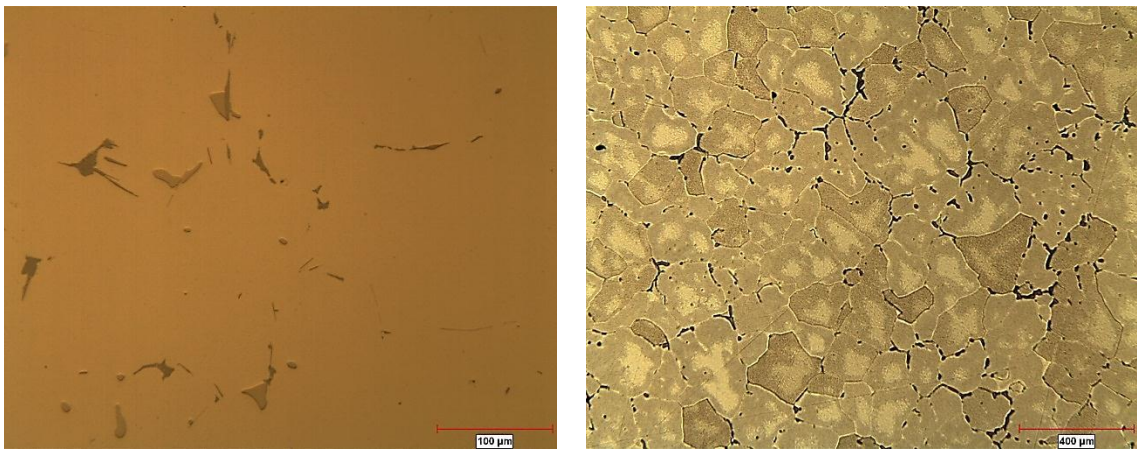
Probeta 20

Figura F16. Imágenes de la microestructura y tamaño de grano de la química D2. Izquierda) Microestructura 200X, Derecha) Tamaño de grano 50X.

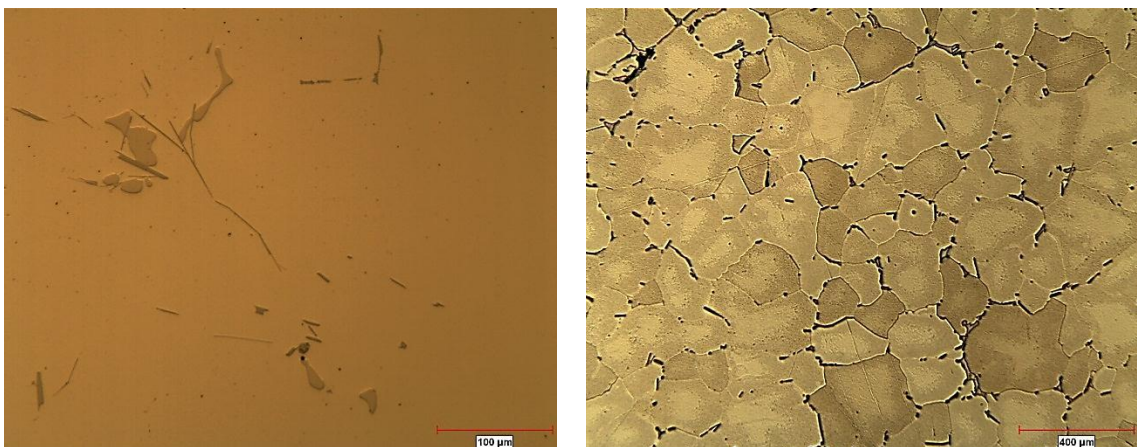
Química D2: Cu 4.9%, **Mg 0.47%**, Mn 0.238%, Fe 0.068%, Si 0.05%, Zn 0.005%, B 0.0025%.



Probeta 1



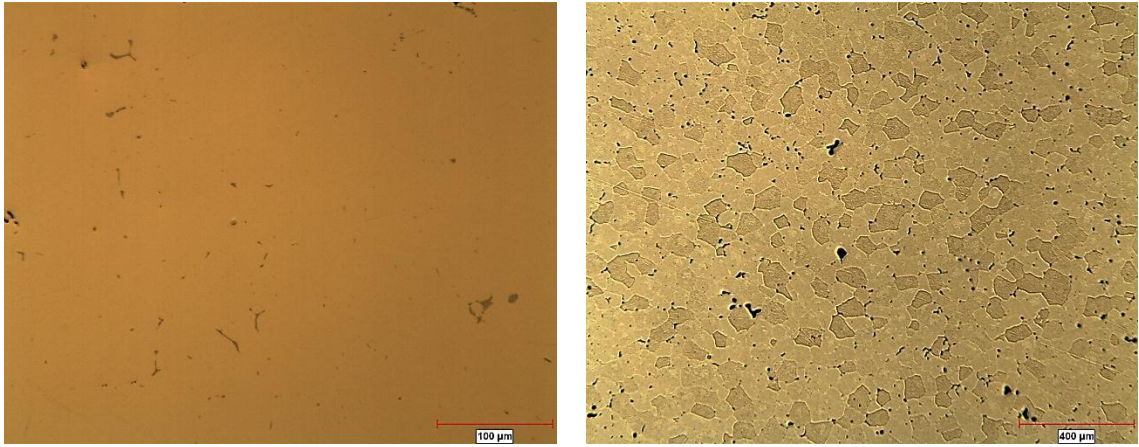
Probeta 6



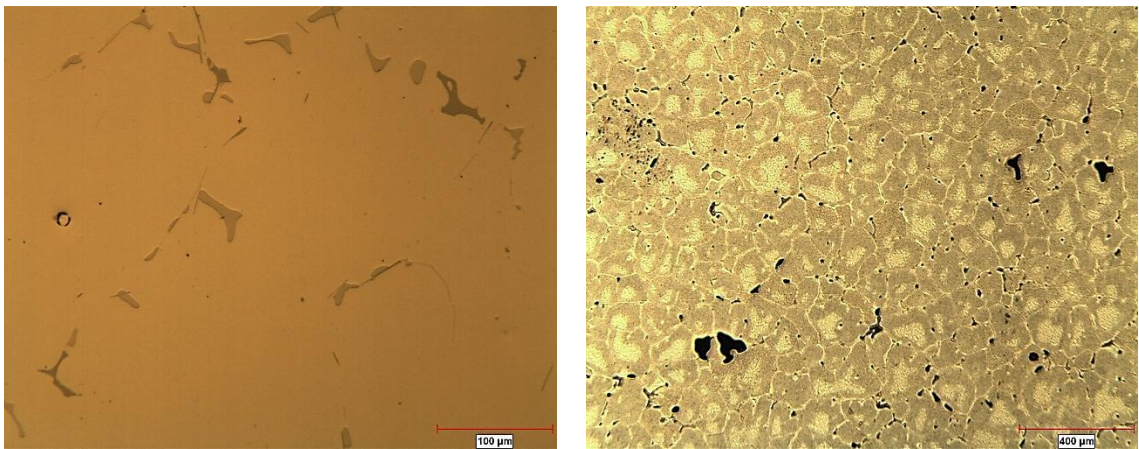
Probeta 20

Figura F17. Imágenes de la microestructura y tamaño de grano de la química D3. Izquierda) Microestructura 200X, Derecha) Tamaño de grano 50X.

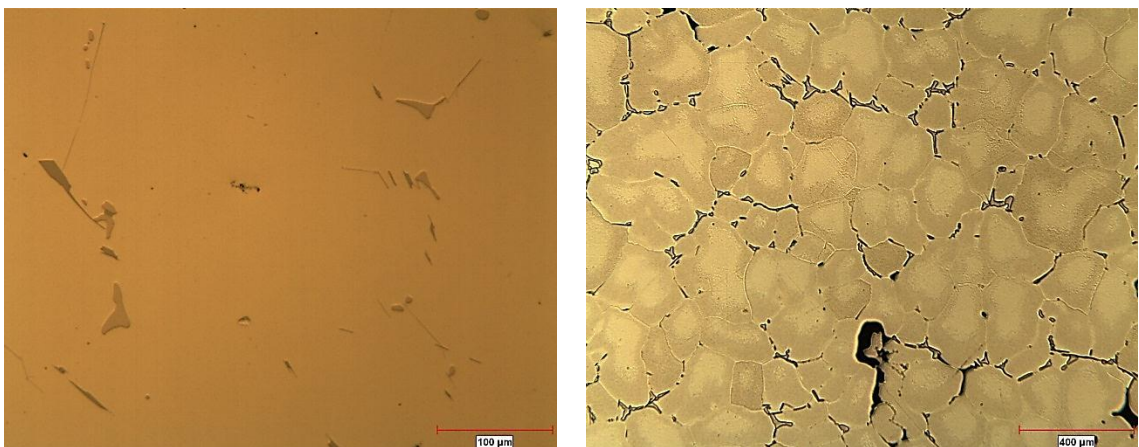
Química D3: Cu 4.9%, Mg 0.472%, **Mn 0.432%**, Fe 0.068%, Si 0.08%, Zn 0.005%, B 0.0022%.



Probeta 1



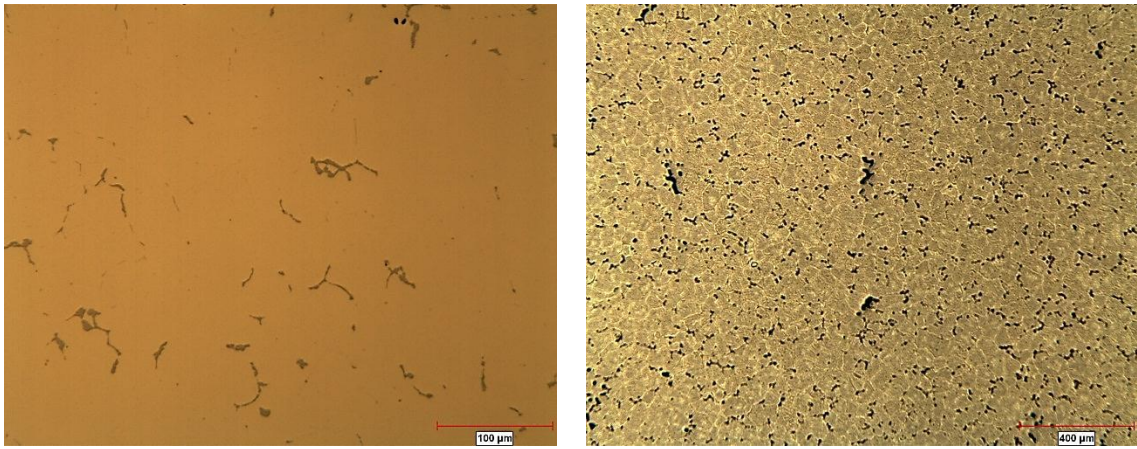
Probeta 6



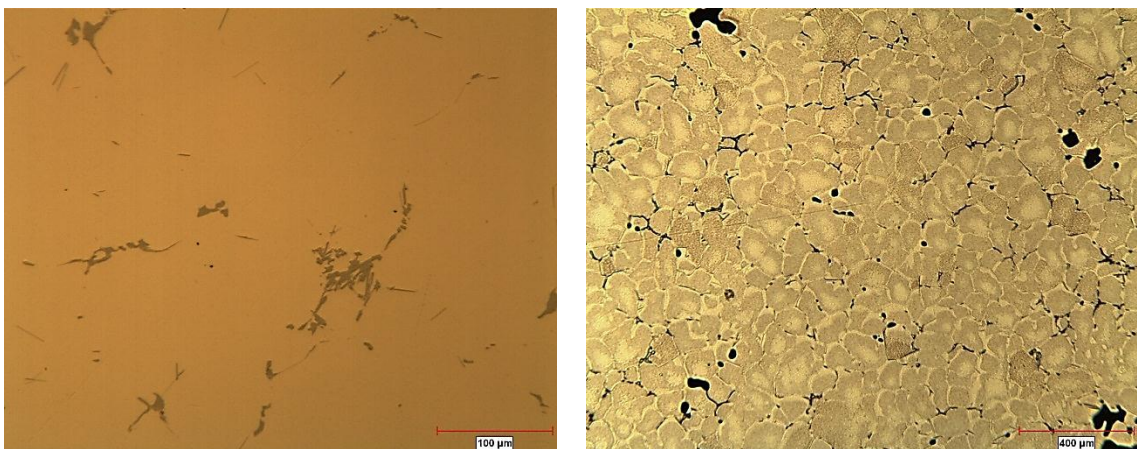
Probeta 20

Figura F18. Imágenes de la microestructura y tamaño de grano de la química D4. Izquierda) Microestructura 200X, Derecha) Tamaño de grano 50X.

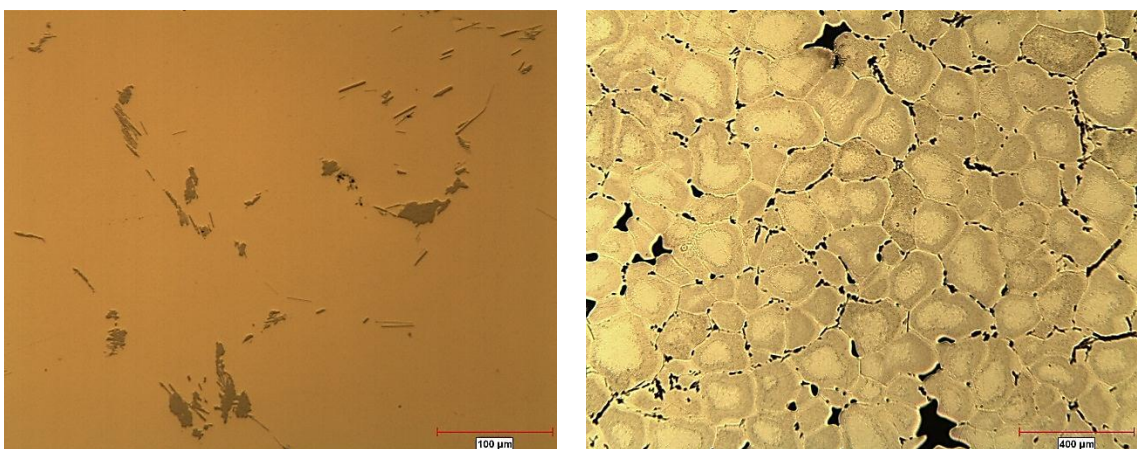
Química D4: Cu 5.06%, Mg 0.493%, Mn 0.452%, Fe 0.07%, Si 0.1%, **Zn 0.22%**, B 0.0040%.



Probeta 1



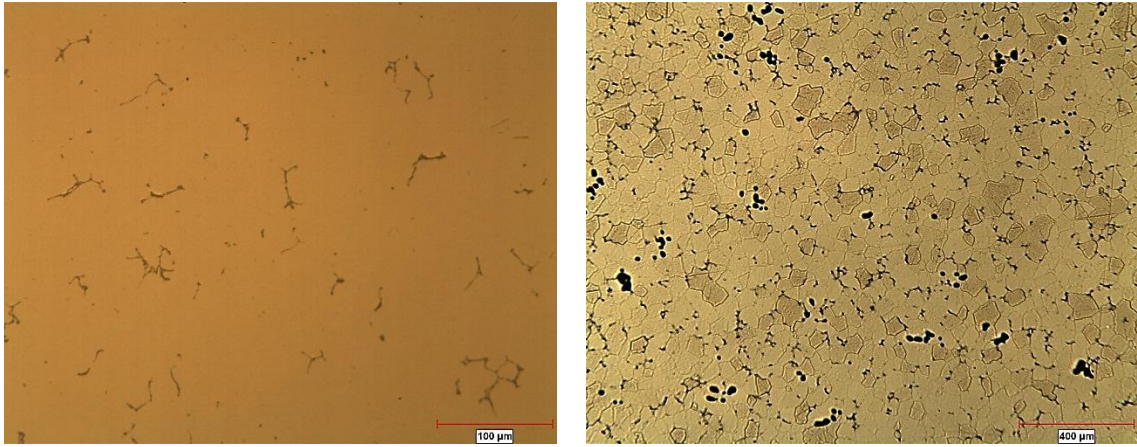
Probeta 6



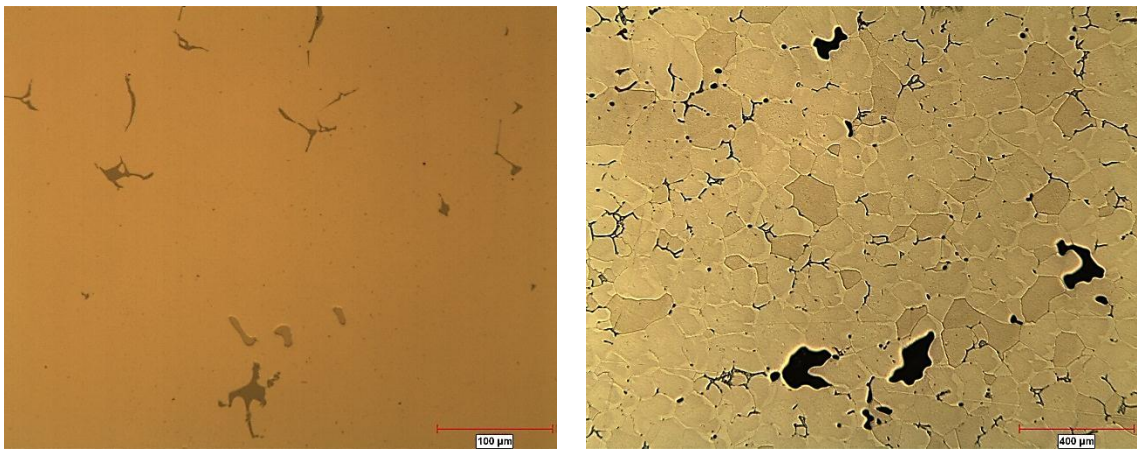
Probeta 20

Figura F19. Imágenes de la microestructura y tamaño de grano de la química D5. (Izquierda) Microestructura 200X, (Derecha) Tamaño de grano 50X.

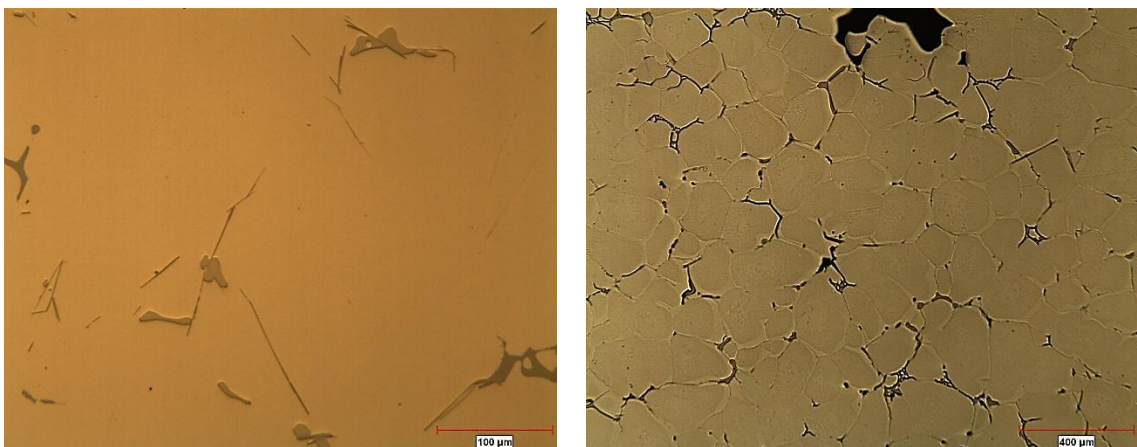
Química D5: Cu 4.77%, Mg 0.487%, Mn 0.448%, **Fe 0.256%**, Si 0.1%, Zn 0.197%, B 0.0032%.



Probeta 1



Probeta 6



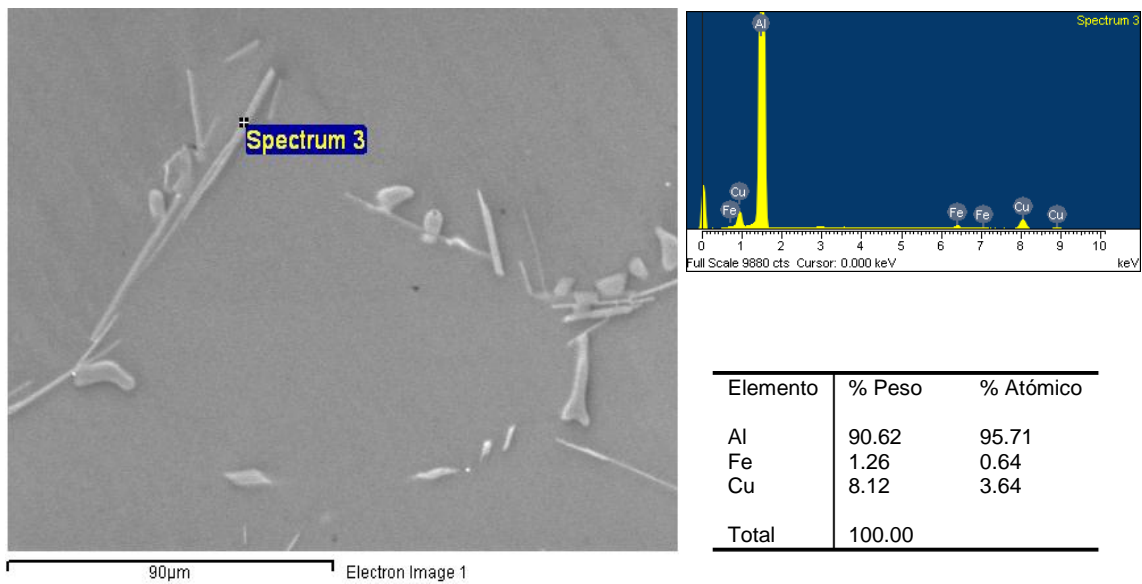
Probeta 20

Figura F20. Imágenes de la microestructura y tamaño de grano de la química D6. Izquierda) Microestructura 200X, Derecha) Tamaño de grano 50X.

Química D6: Cu 4.81%, Mg 0.479%, Mn 0.447%, Fe 0.26%, **Si 0.23%**, Zn 0.197%, B 0.0042%.

Apéndice G

Análisis de fases



a) Fase rica en Fe.

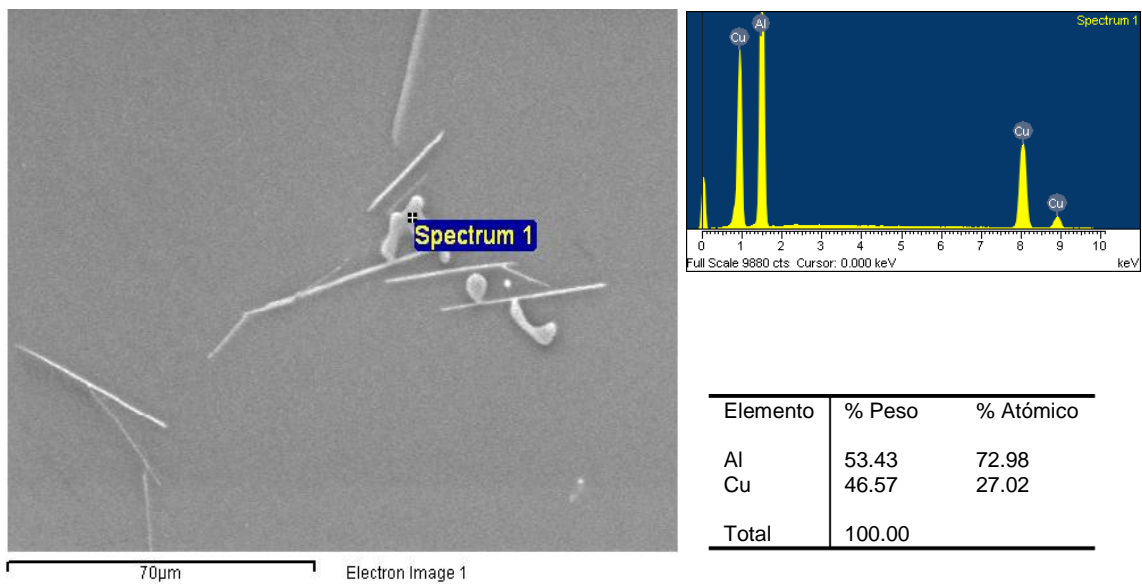
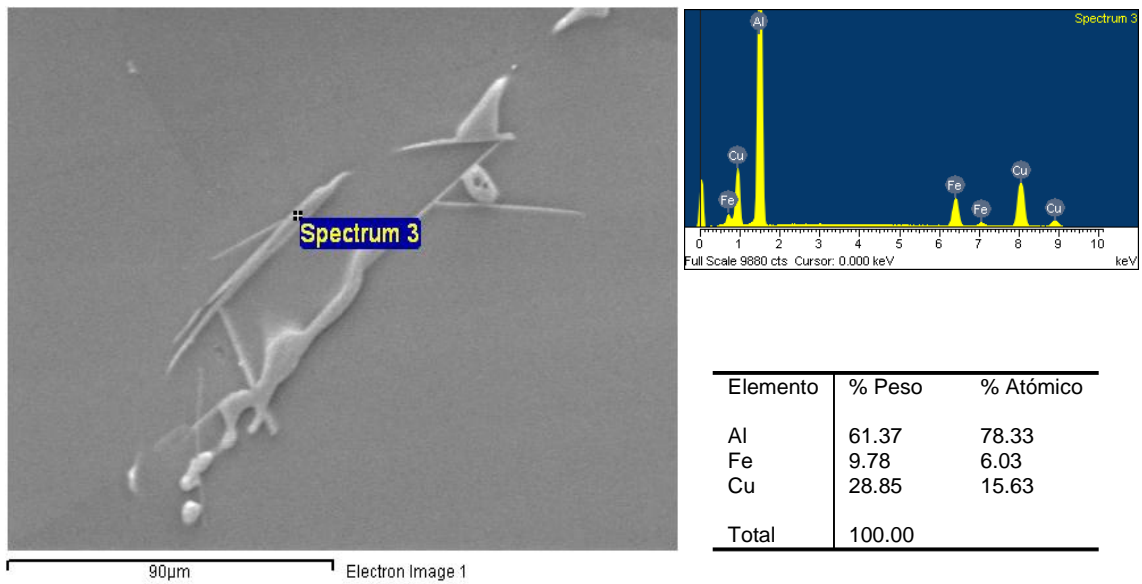
b) Fases Al₂Cu.

Figura G1. Imágenes obtenidas mediante microscopía electrónica de barrido, espectrómetro de dispersión de energía correspondiente a fase analizada y su composición química semicuantitativa, obtenidas en el probeta 20 de la química A1, a) Fase rica en Fe, b) Fases Al₂Cu.



a) Fase rica en Fe.

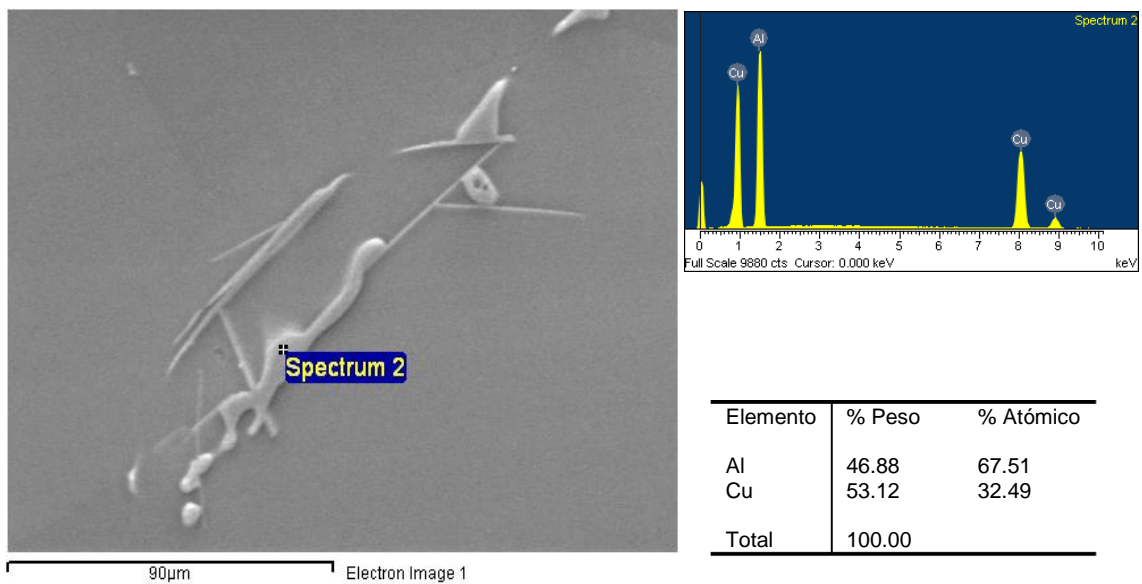
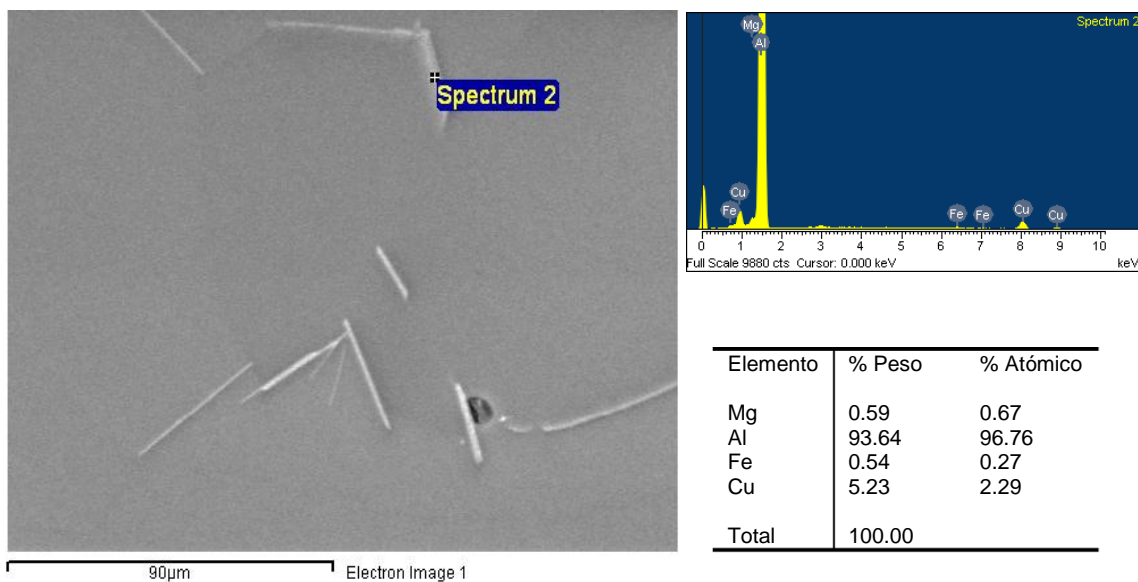
b) Fases Al₂Cu.

Figura G2. Imágenes obtenidas mediante microscopía electrónica de barrido, espectrómetro de dispersión de energía correspondiente a fase analizada y su composición química semicuantitativa, obtenidas en el probeta 20 de la química A2, a) Fase rica en Fe, b) Fases Al₂Cu.



a) Fase rica en Fe y Mn.

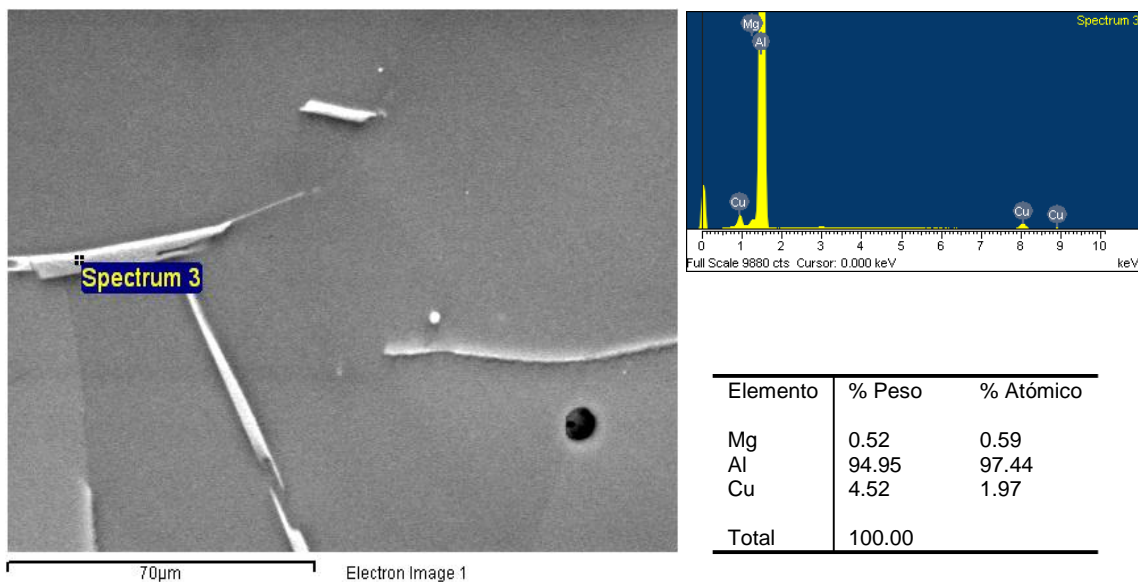
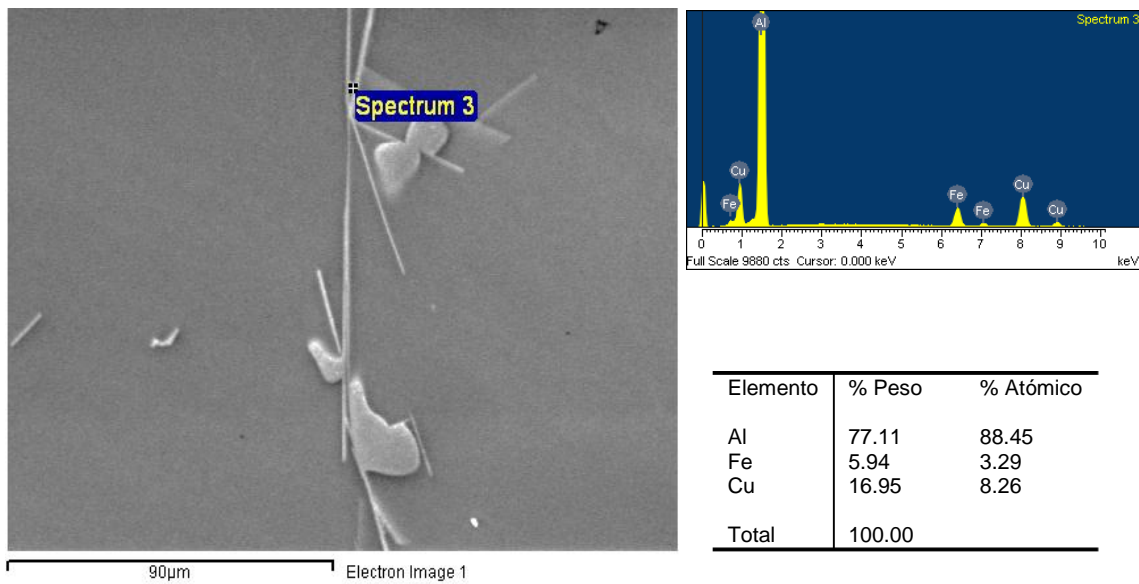
b) Fases Al₂Cu con Mg.

Figura G3. Imágenes obtenidas mediante microscopía electrónica de barrido, espectrómetro de dispersión de energía correspondiente a fase analizada y su composición química semicuantitativa, obtenidas en el probeta 20 de la química A3, a) Fase rica en Fe y Mn, b) Fases Al₂Cu con Mg.



a) Fase rica en Fe.

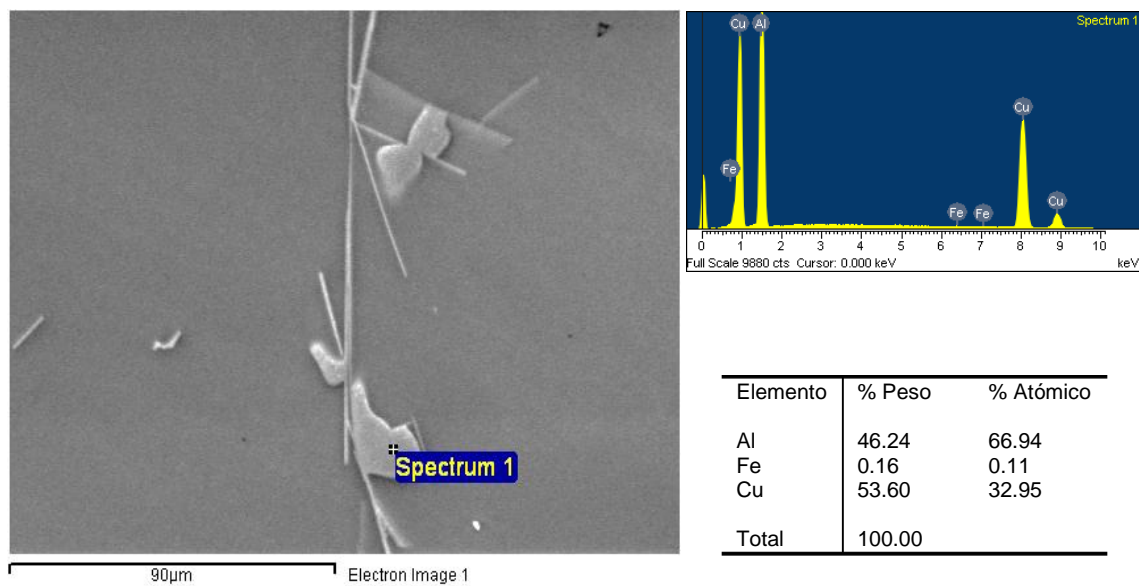
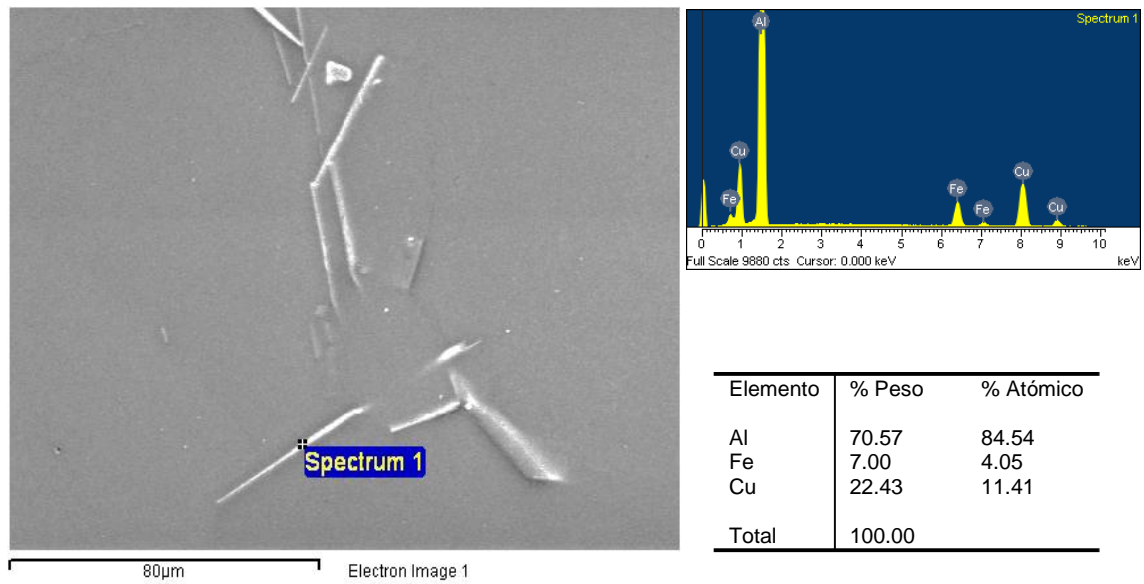
b) Fases Al₂Cu.

Figura G4. Imágenes obtenidas mediante microscopía electrónica de barrido, espectrómetro de dispersión de energía correspondiente a fase analizada y su composición química semicuantitativa, obtenidas en el probeta 20 de la química A4, a) Fases Al₂Cu, b) Fase rica en Fe.



a) Fase rica en Fe.

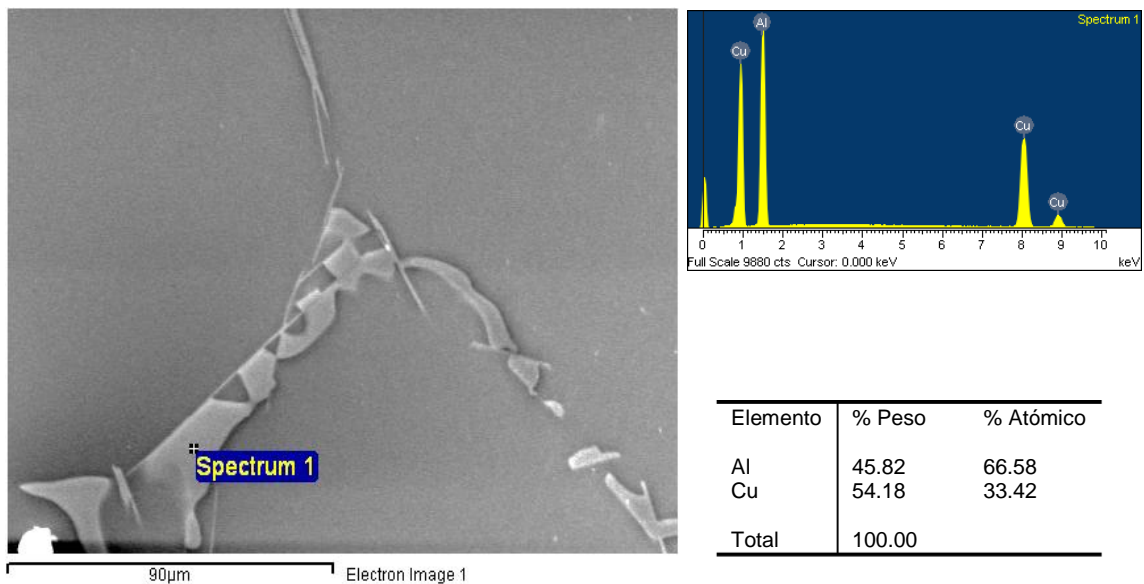
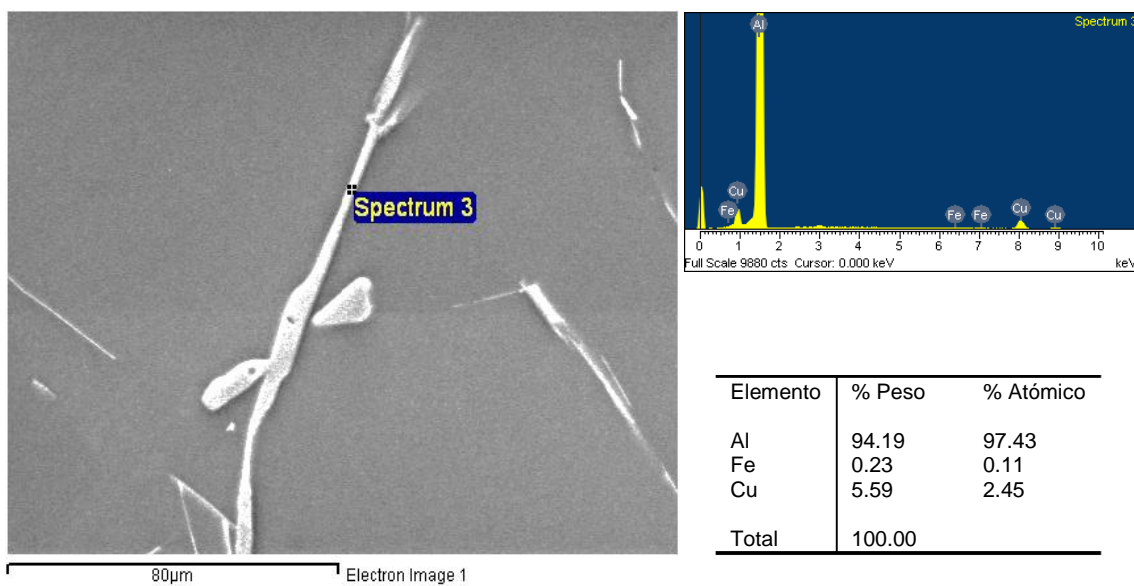
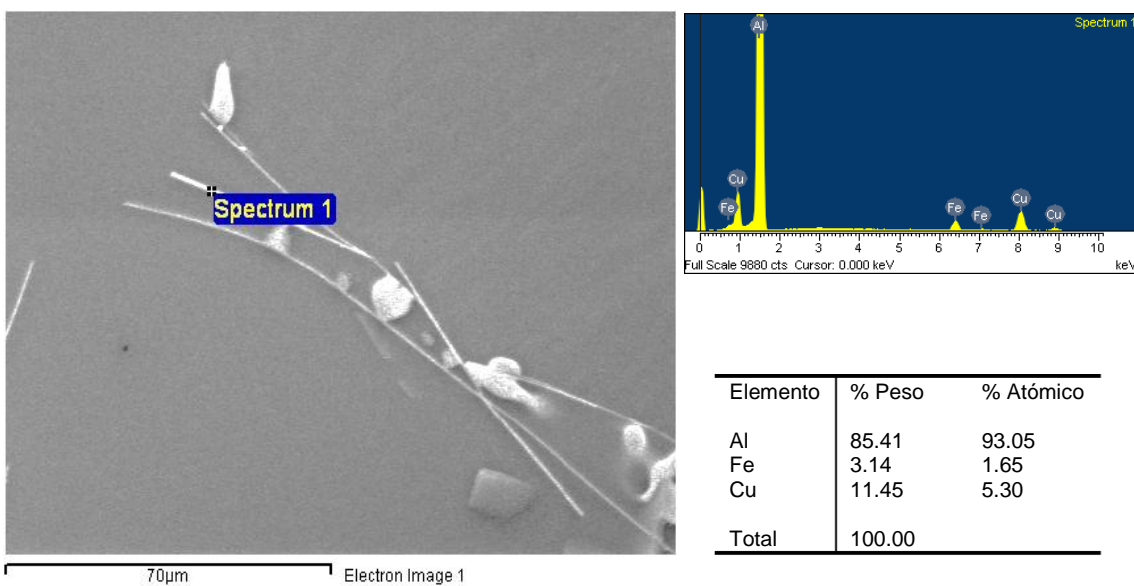
b) Fases Al₂Cu.

Figura G5. Imágenes obtenidas mediante microscopía electrónica de barrido, espectrómetro de dispersión de energía correspondiente a fase analizada y su composición química semicuantitativa, obtenidas en el probeta 20 de la química B1, a) Fases Al₂Cu, b) Fase rica en Fe.

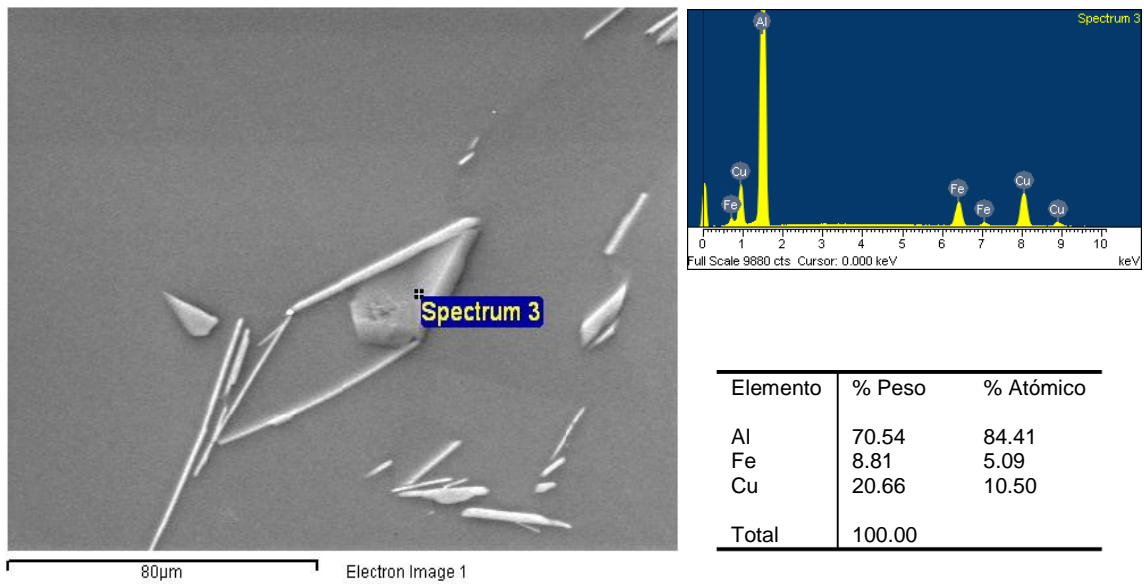


a) Fase rica en Fe.

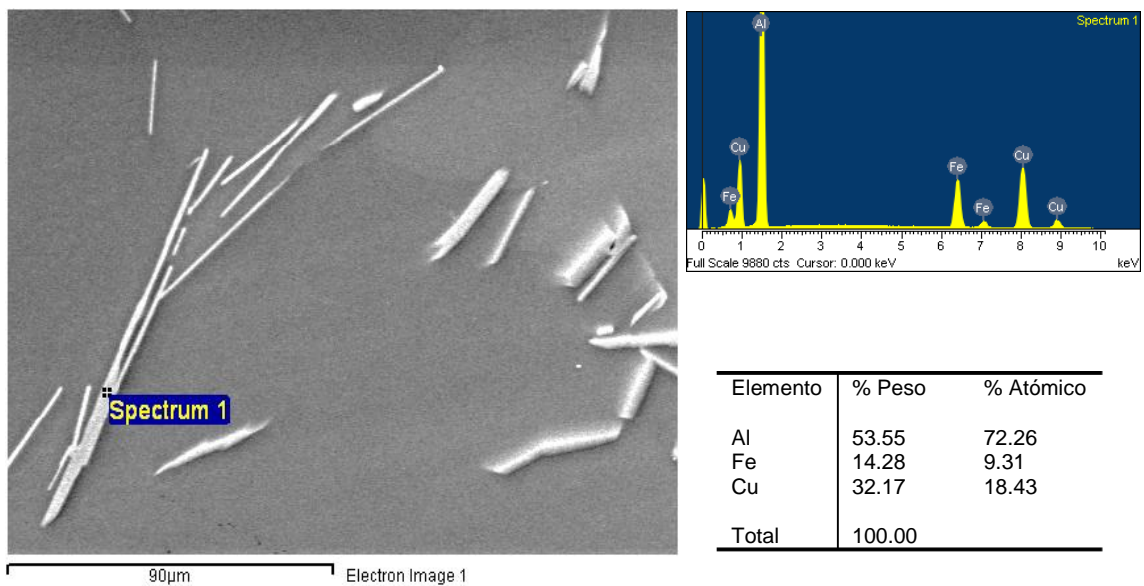


b) Fase rica en Fe.

Figura G6. Imágenes obtenidas mediante microscopía electrónica de barrido, espectrómetro de dispersión de energía correspondiente a fase analizada y su composición química semicuantitativa, obtenidas en el probeta 20 de la química B2, a) Fase rica en Fe, b) Fase rica en Fe.

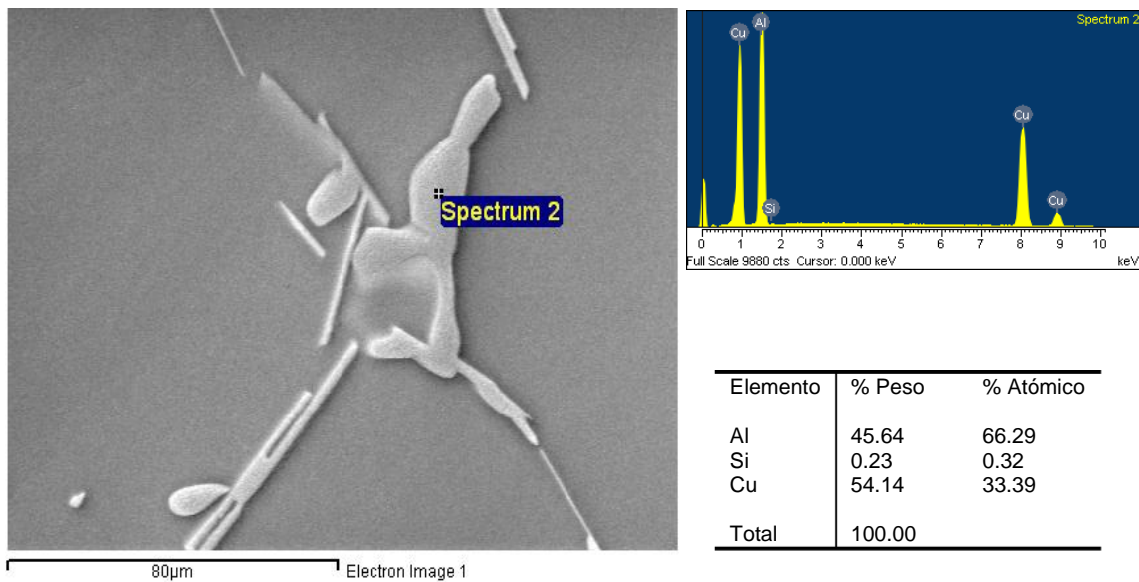
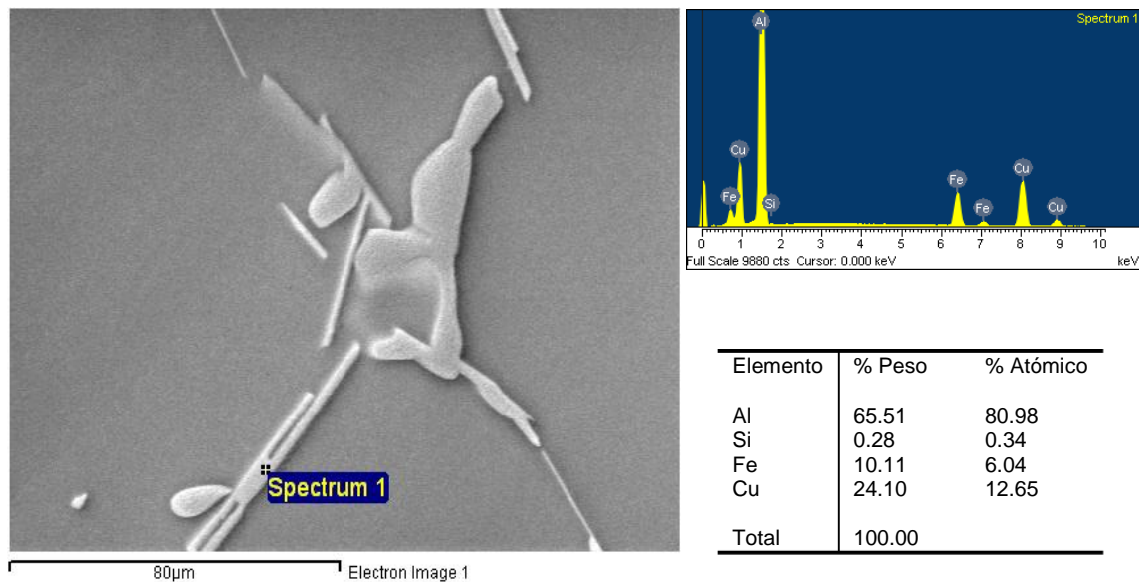


a) Fase rica en Fe.



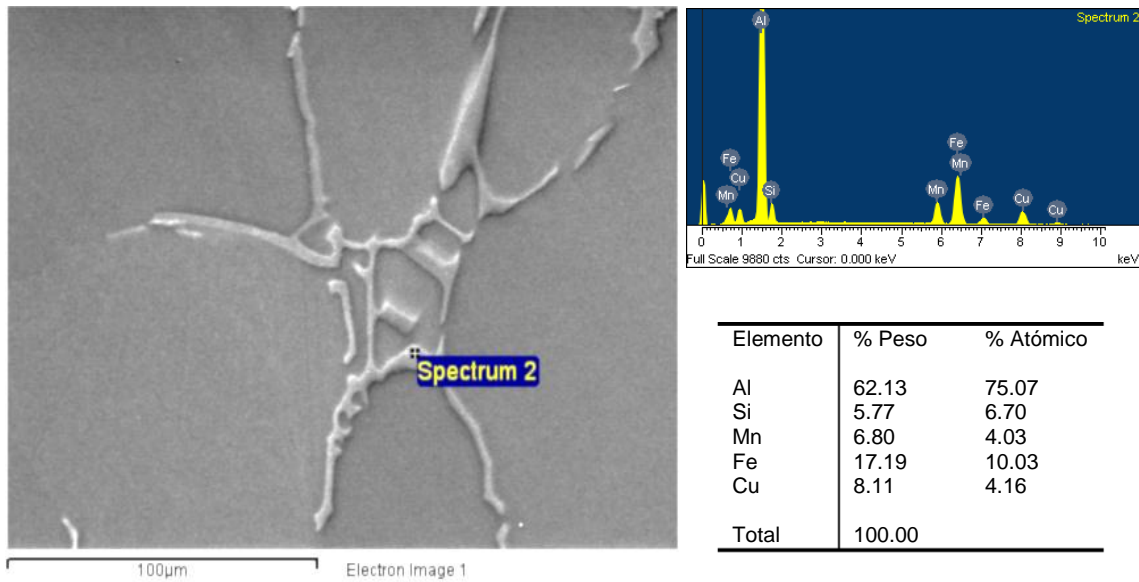
b) Fase rica en Fe.

Figura G7. Imágenes obtenidas mediante microscopía electrónica de barrido, espectrómetro de dispersión de energía correspondiente a fase analizada y su composición química semicuantitativa, obtenidas en el probeta 20 de la química B3, a) Fase rica en Fe, b) Fase rica en Fe.

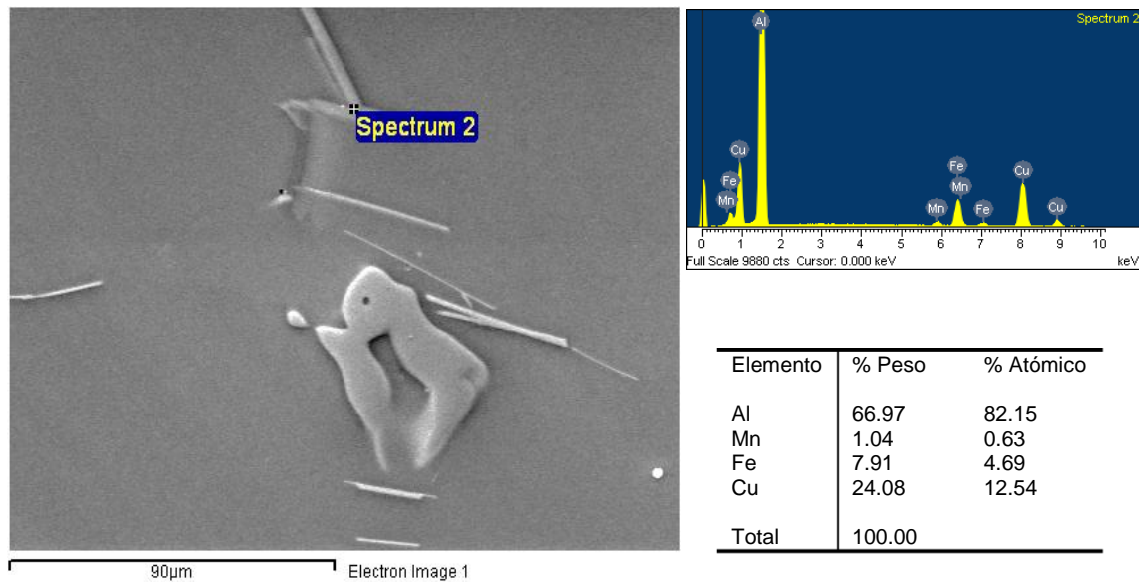
a) Fases Al₂Cu.

b) Fase rica en Fe y Mn.

Figura G8. Imágenes obtenidas mediante microscopía electrónica de barrido, espectrómetro de dispersión de energía correspondiente a fase analizada y su composición química semicuantitativa, obtenidas en el probeta 20 de la química B4, a) Fases Al₂Cu, b) Fase rica en Fe y Mn.

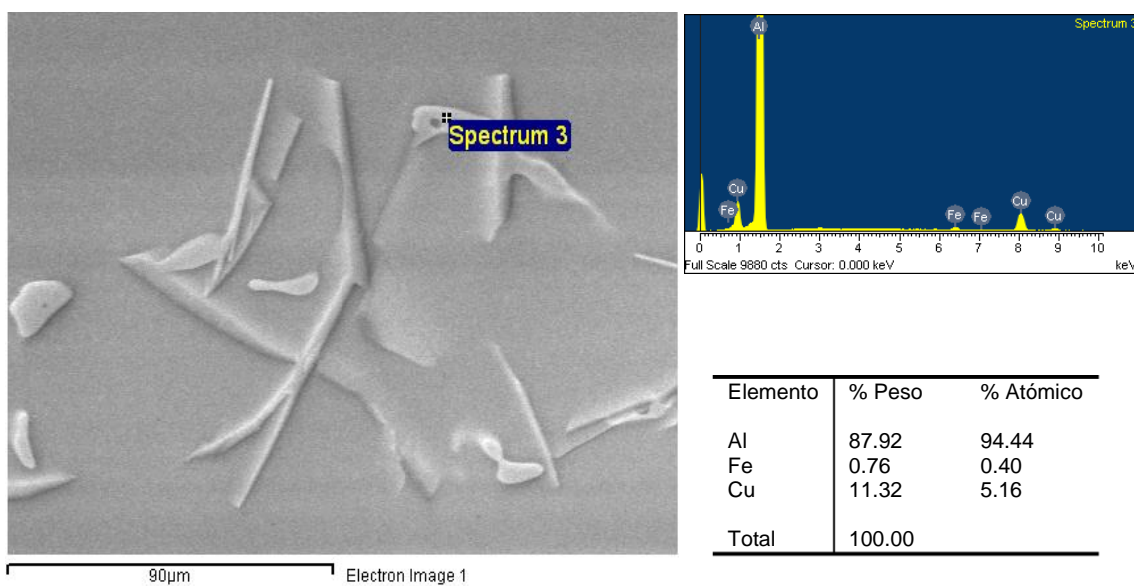


a) Fase rica en Fe, Mn y Si.

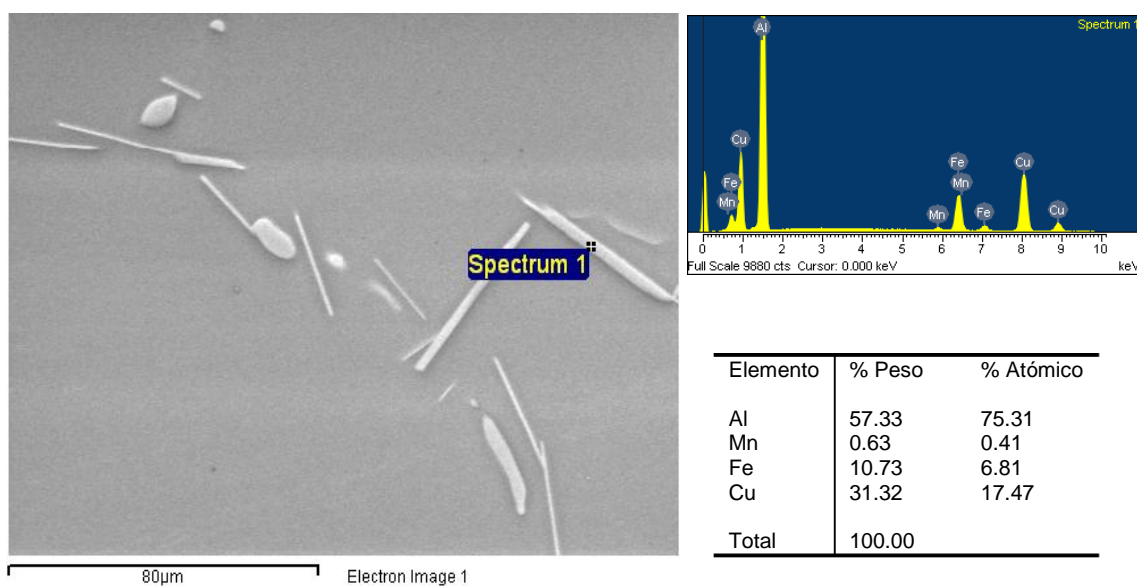


b) Fase rica en Fe y Mn.

Figura G9. Imágenes obtenidas mediante microscopía electrónica de barrido, espectrómetro de dispersión de energía correspondiente a fase analizada y su composición química semicuantitativa, obtenidas en el probeta 20 de la química B5, a) Fase rica en Fe, Mn y Si, b) Fase rica en Fe y Mn.

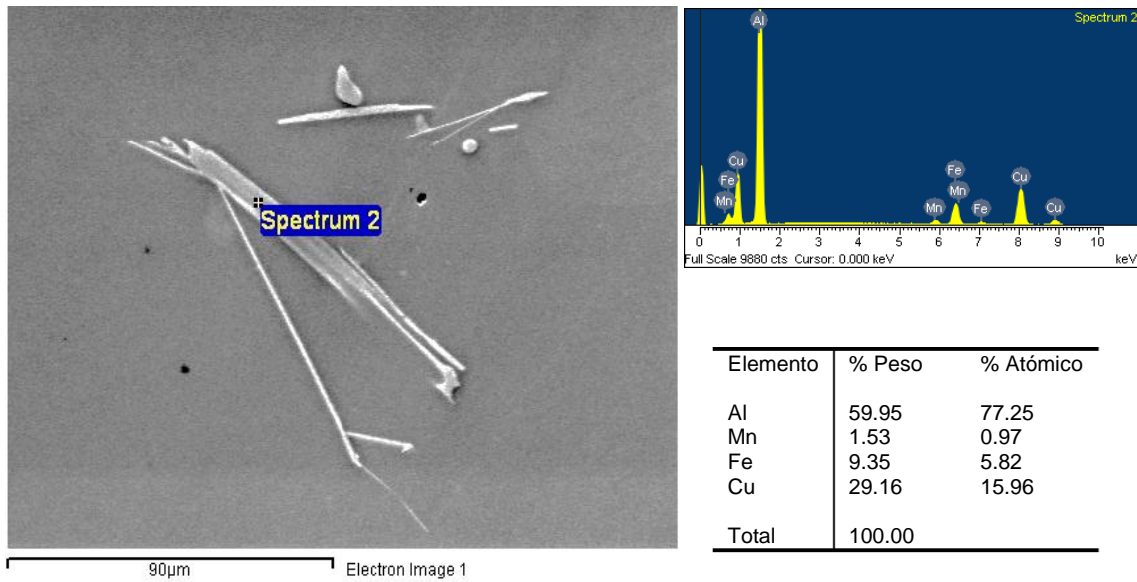


a) Fase rica en Fe.



b) Fase rica en Fe y Mn.

Figura G10. Imágenes obtenidas mediante microscopía electrónica de barrido, espectrómetro de dispersión de energía correspondiente a fase analizada y su composición química semicuantitativa, obtenidas en el probeta 20 de la química C1, a) Fase rica en Fe, b) Fase rica en Fe y Mn.



a) Fase rica en Fe y Mn.

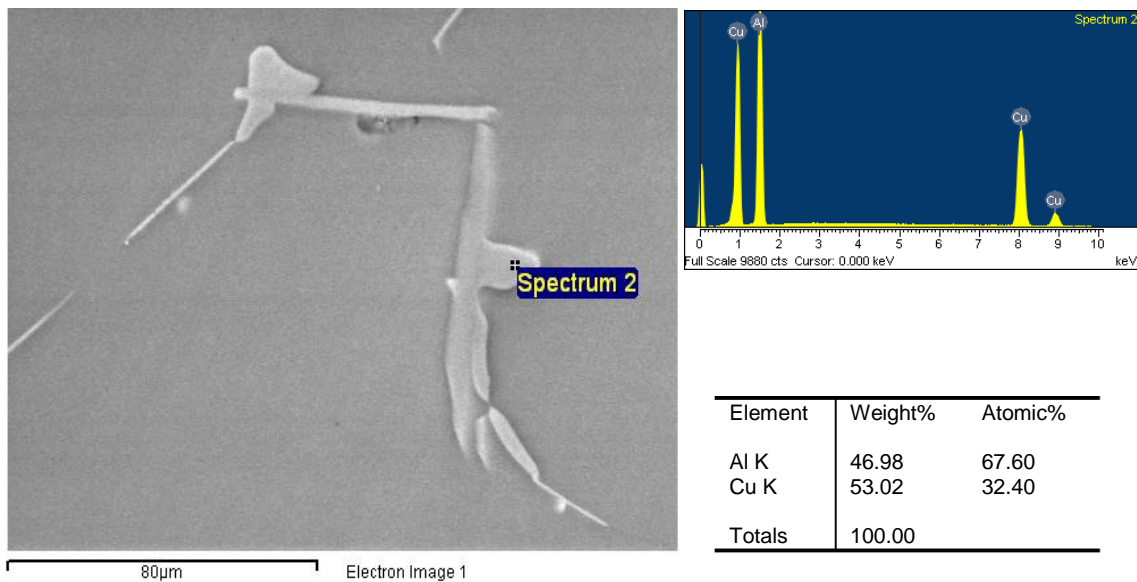
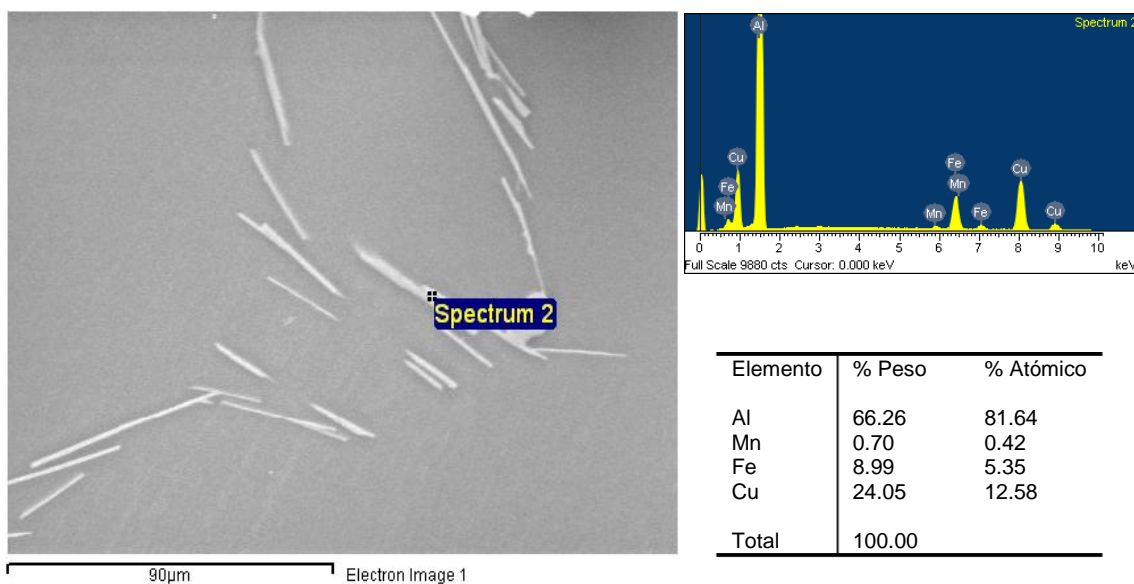
b) Fases Al₂Cu.

Figura G11. Imágenes obtenidas mediante microscopía electrónica de barrido, espectrómetro de dispersión de energía correspondiente a fase analizada y su composición química semicuantitativa, obtenidas en el probeta 20 de la química C2, a) Fase rica en Fe y Mn, b) Fases Al₂Cu.



a) Fase rica en Fe y Mn.

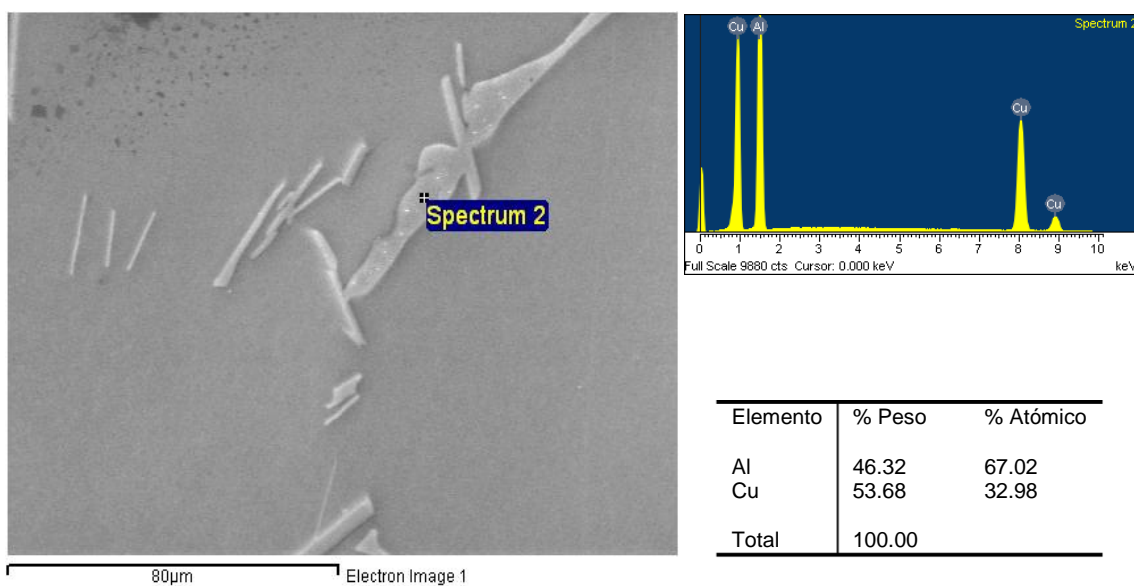
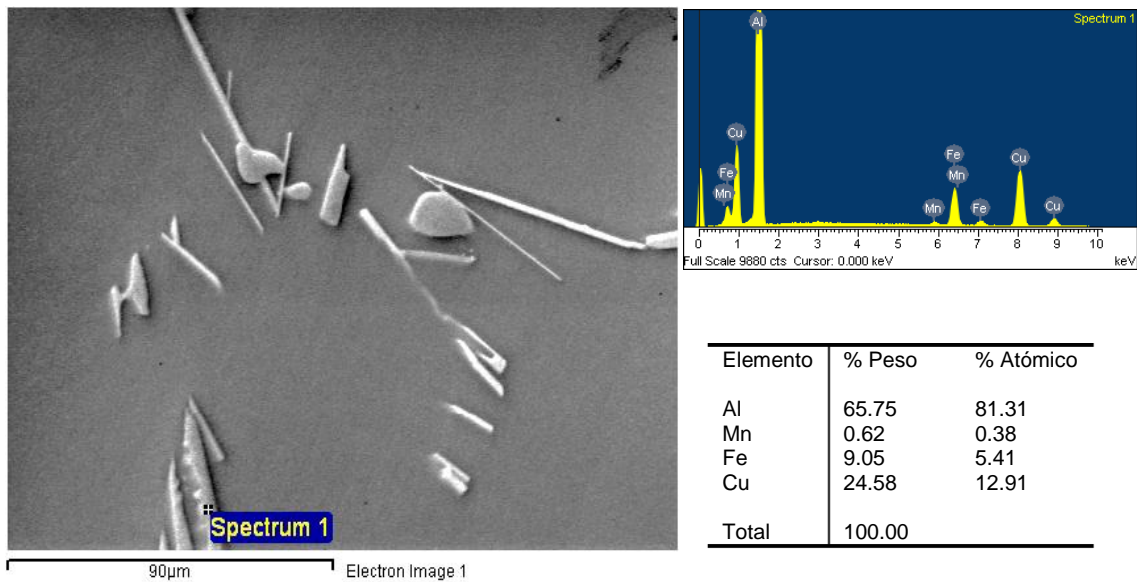
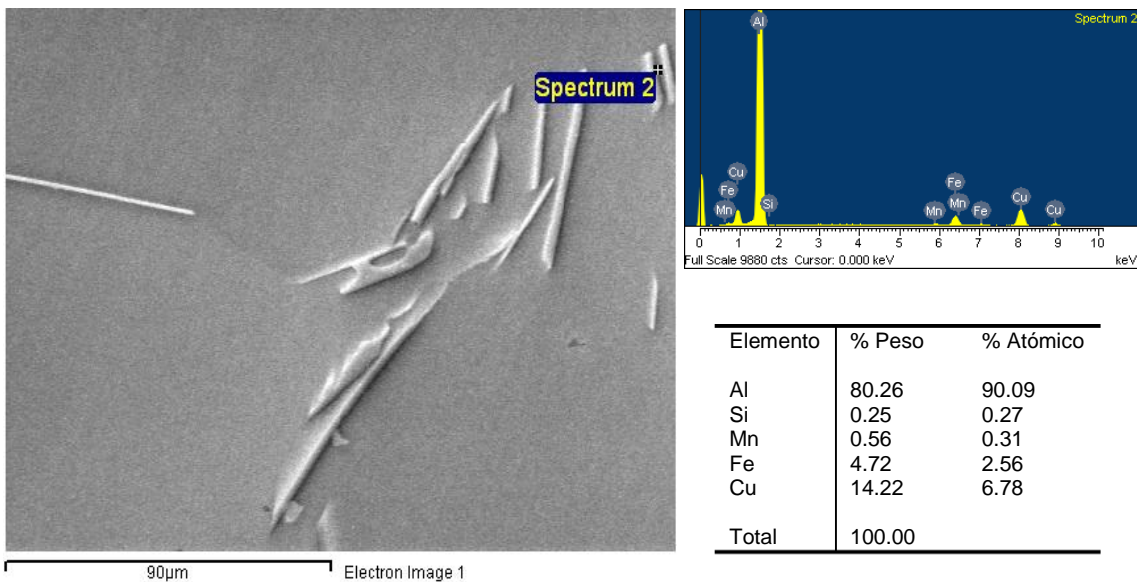
b) Fases Al₂Cu.

Figura G12. Imágenes obtenidas mediante microscopía electrónica de barrido, espectrómetro de dispersión de energía correspondiente a fase analizada y su composición química semicuantitativa, obtenidas en el probeta 20 de la química C3, a) Fases Al₂Cu, b) Fase rica en Fe y Mn.

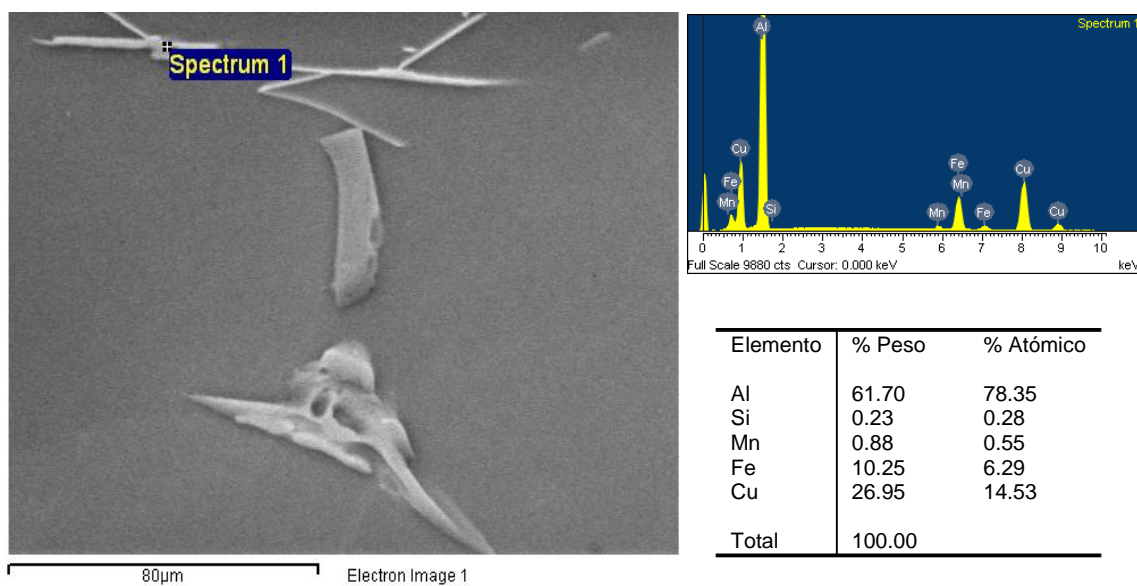


a) Fase rica en Fe y Mn.

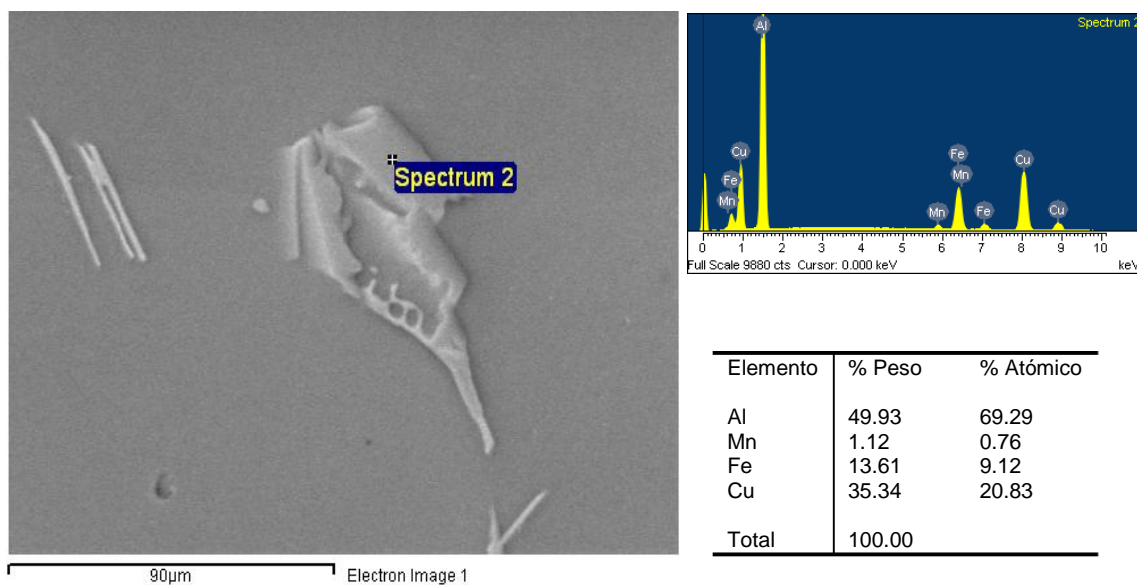


b) Fase rica en Fe Mn y Si.

Figura G13. Imágenes obtenidas mediante microscopía electrónica de barrido, espectrómetro de dispersión de energía correspondiente a fase analizada y su composición química semicuantitativa, obtenidas en el probeta 20 de la química C4, a) Fase rica en Fe y Mn, b) Fase rica en Fe Mn y Si.

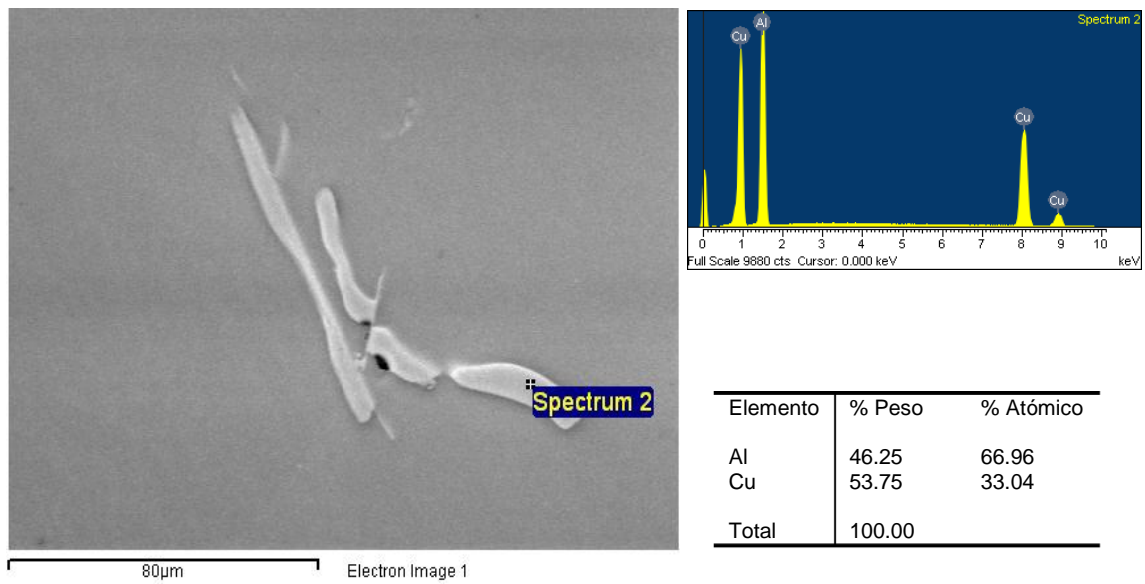
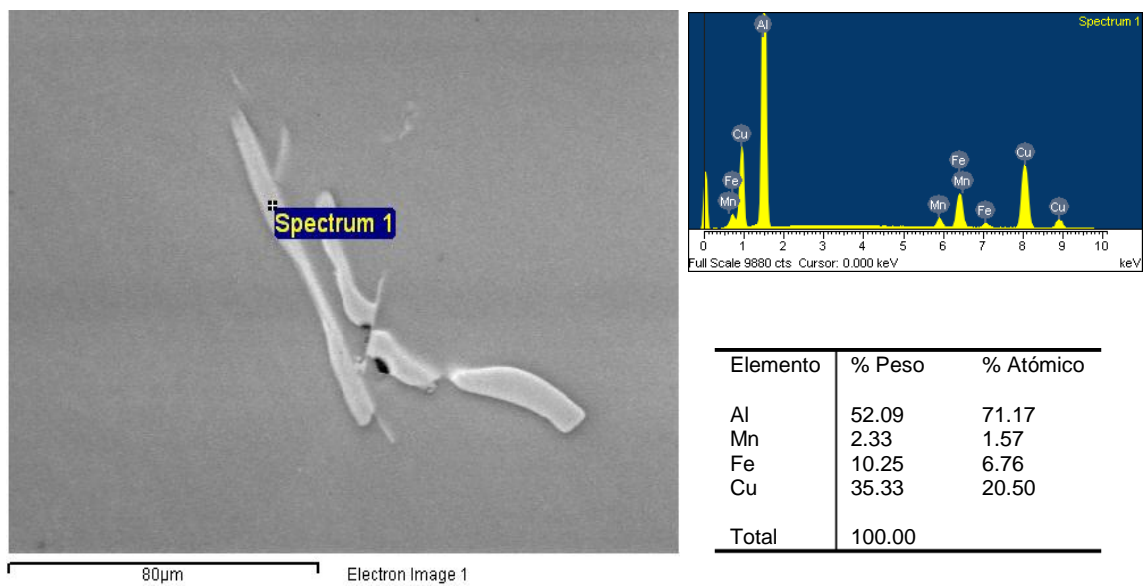


a) Fase rica en Fe Mn y Si.



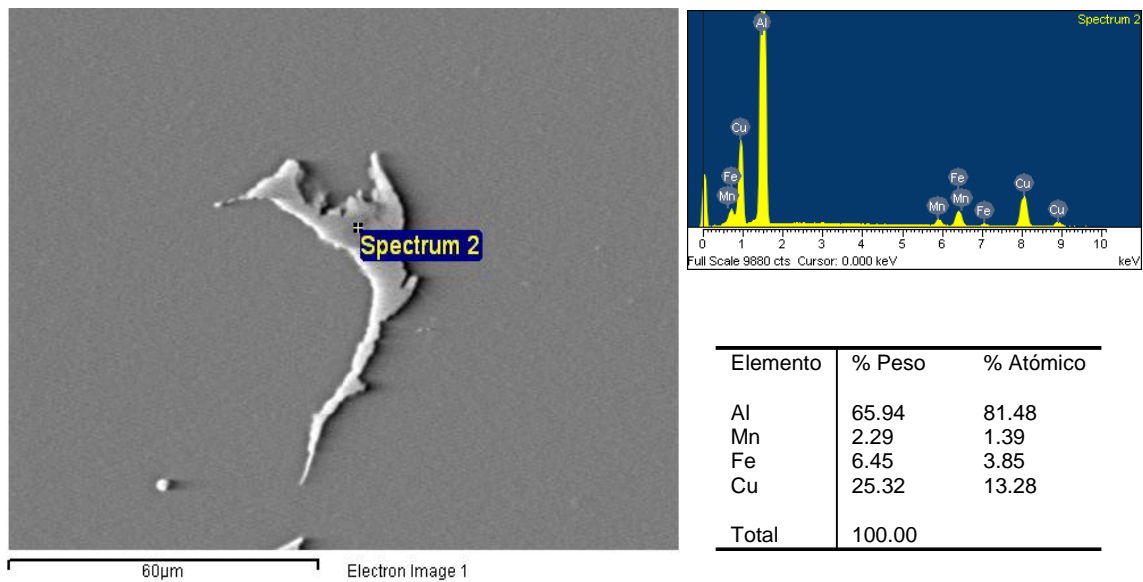
b) Fase rica en Fe y Mn.

Figura G14. Imágenes obtenidas mediante microscopía electrónica de barrido, espectrómetro de dispersión de energía correspondiente a fase analizada y su composición química semicuantitativa, obtenidas en al probeta 20 de la química C5, a) Fase rica en Fe Mn y Si, b) Fase rica en Fe y Mn.

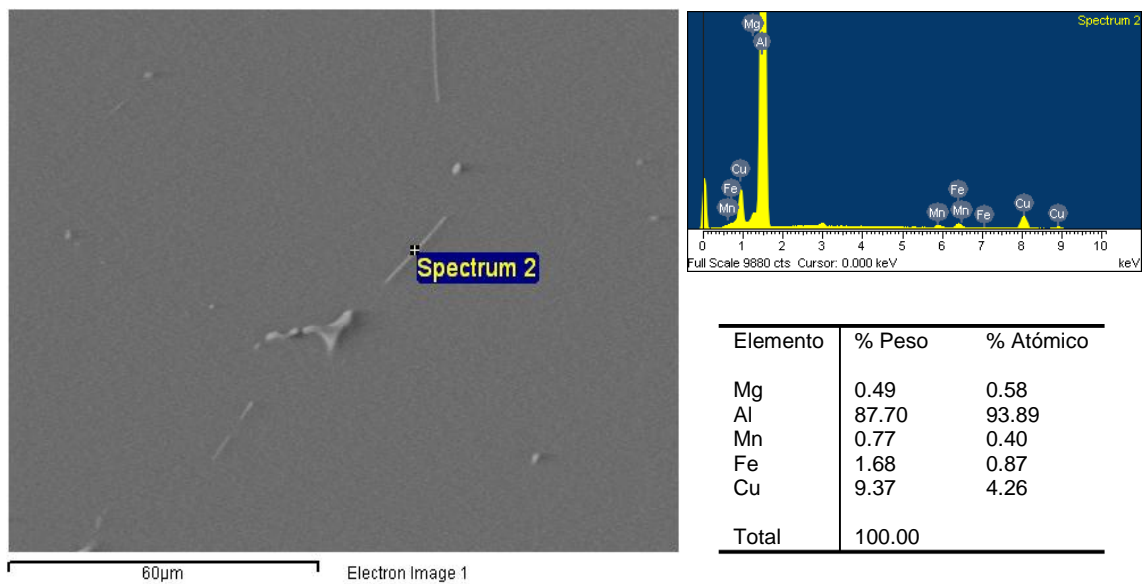
a) Fases Al₂Cu.

b) Fase rica en Fe y Mn.

Figura G15. Imágenes obtenidas mediante microscopía electrónica de barrido, espectrómetro de dispersión de energía correspondiente a fase analizada y su composición química semicuantitativa, obtenidas en el probeta 20 de la química D1, a) Fases Al₂Cu, b) Fase rica en Fe y Mn.

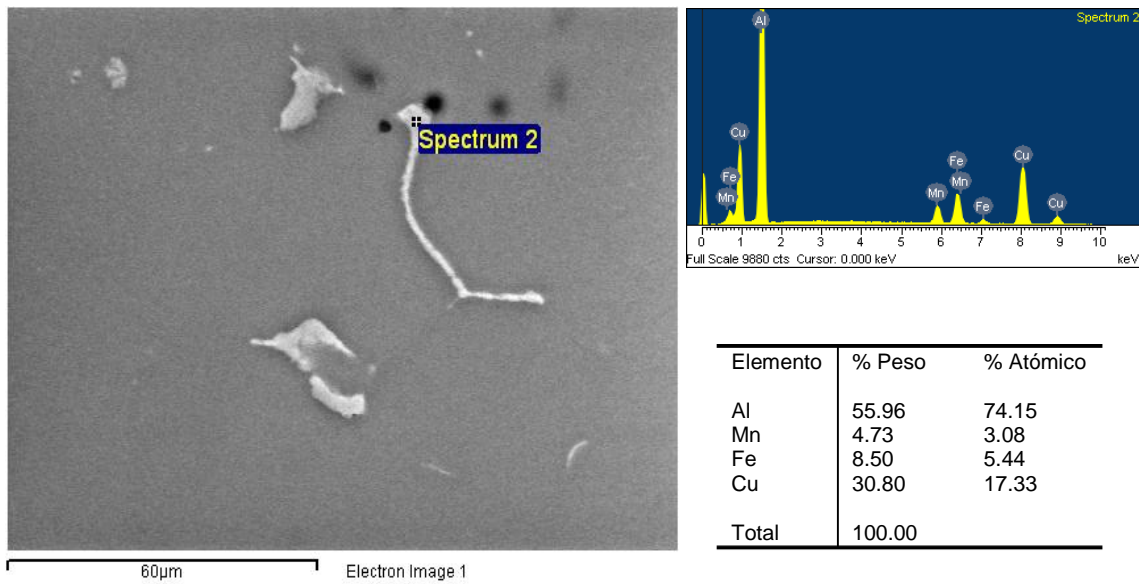


a) Fase rica en Fe y Mn.

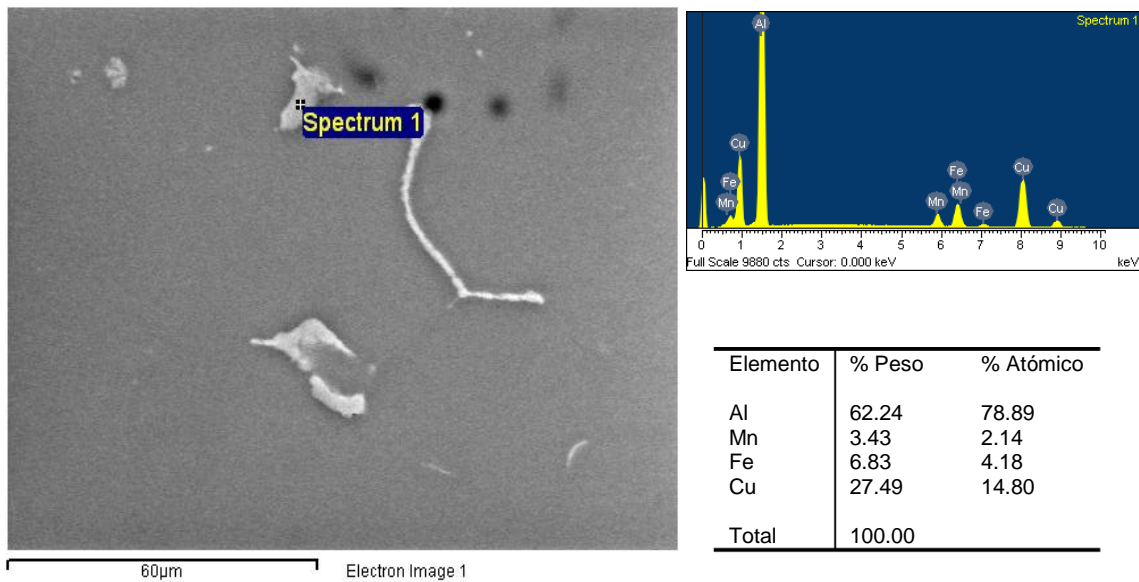


b) Fase rica en Fe, Mn y Mg.

Figura G16. Imágenes obtenidas mediante microscopía electrónica de barrido, espectrómetro de dispersión de energía correspondiente a fase analizada y su composición química semicuantitativa, obtenidas en el probeta 20 de la química D2, a) Fase rica en Fe y Mn, b) Fase rica en Fe, Mn y Mg.

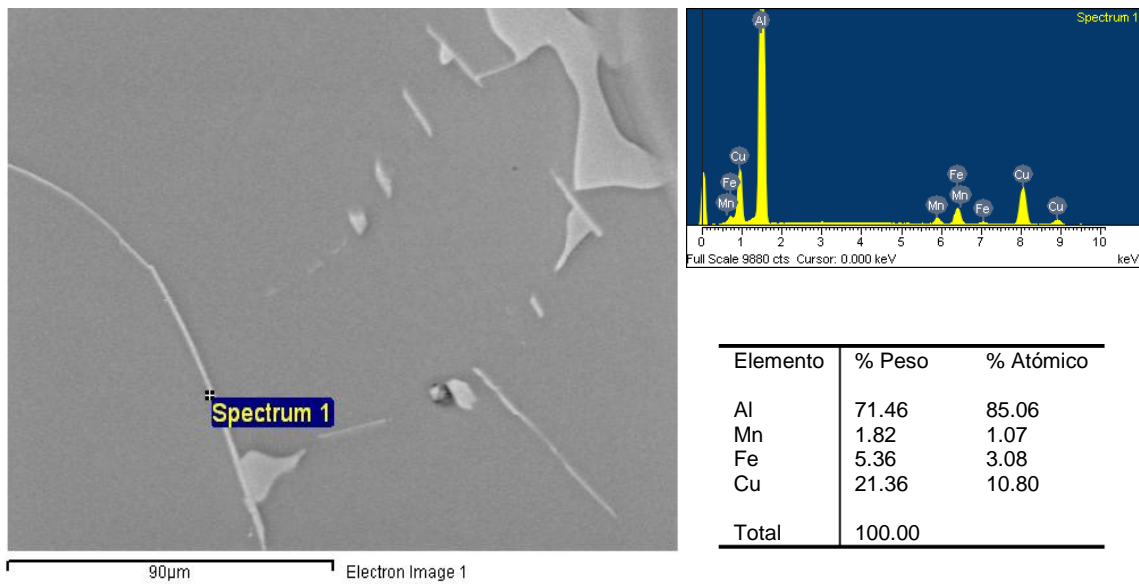


a) Fase rica en Fe y Mn.



b) Fase rica en Fe y Mn.

Figura G17. Imágenes obtenidas mediante microscopía electrónica de barrido, espectrómetro de dispersión de energía correspondiente a fase analizada y su composición química semicuantitativa, obtenidas en al probeta 20 de la química D3, a) Fase rica en Fe y Mn, b) Fase rica en Fe y Mn.



a) Fase rica en Fe y Mn.

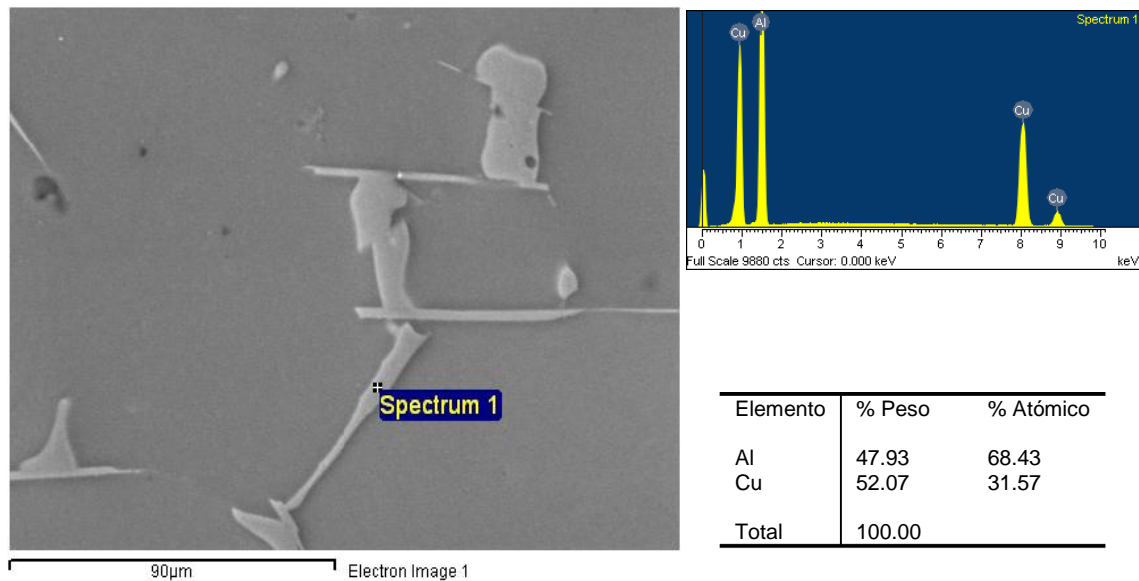
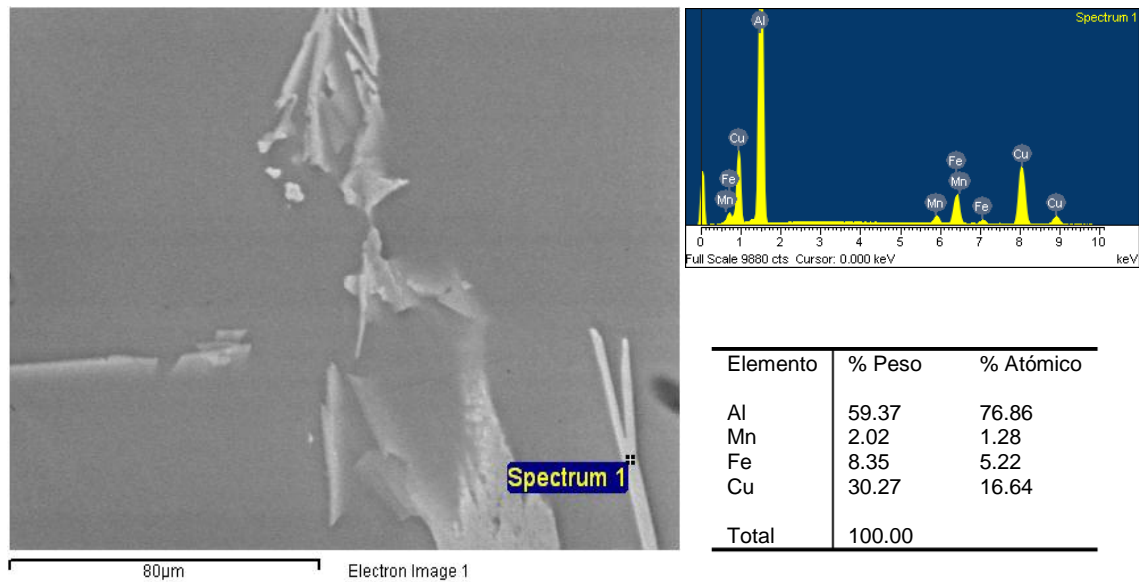
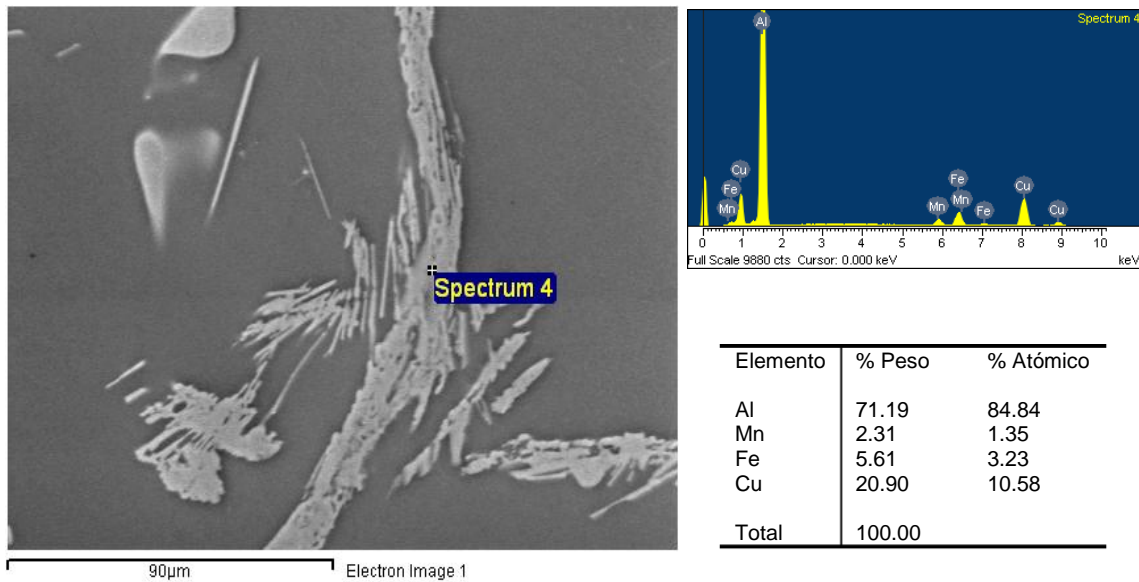
b) Fases Al₂Cu.

Figura G18. Imágenes obtenidas mediante microscopía electrónica de barrido, espectrómetro de dispersión de energía correspondiente a fase analizada y su composición química semicuantitativa, obtenidas en el probeta 20 de la química D4, a) Fase rica en Fe y Mn, b) Fases Al₂Cu.

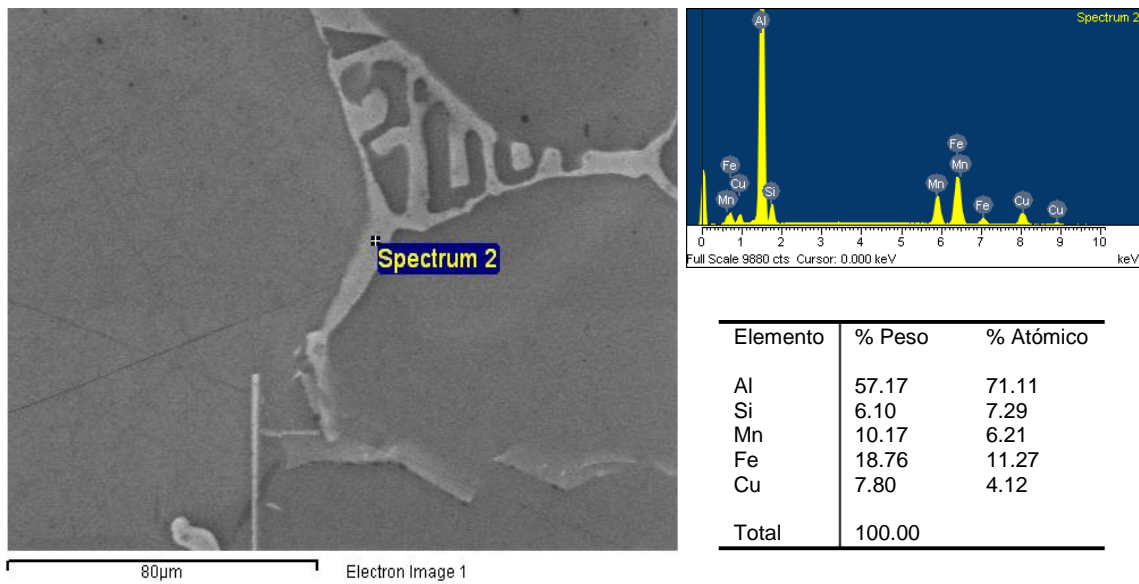


a) Fase rica en Fe y Mn.

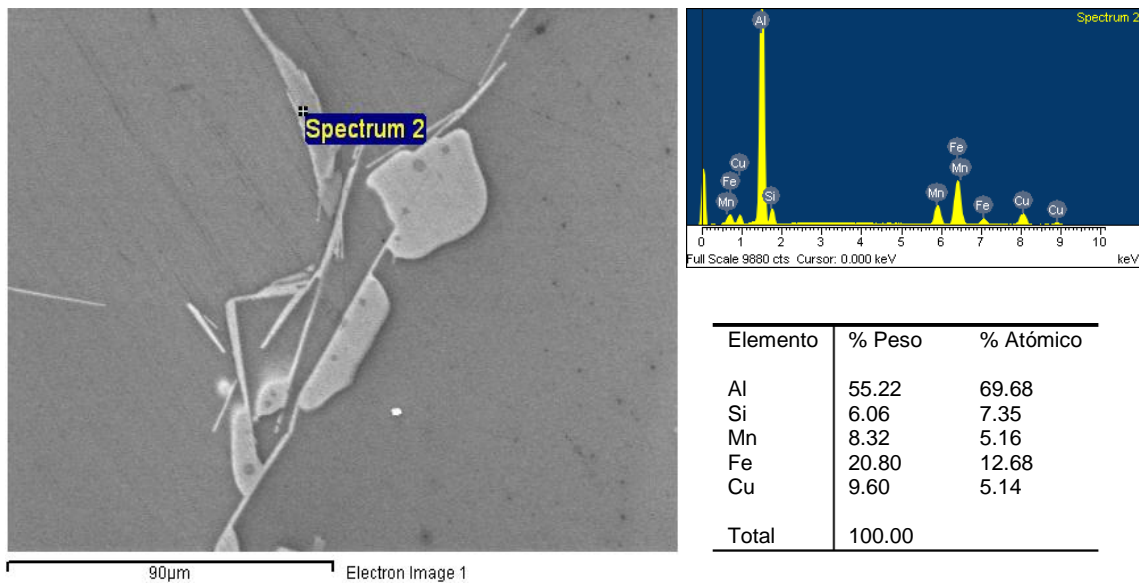


b) Fase rica en Fe y Mn.

Figura G19. Imágenes obtenidas mediante microscopia electrónica de barrido, espectrómetro de dispersión de energía correspondiente a fase analizada y su composición química semicuantitativa, obtenidas en el probeta 20 de la química D5, a) Fase rica en Fe y Mn, b) Fase rica en Fe y Mn.



a) Fase rica en Fe, Mn y Si.

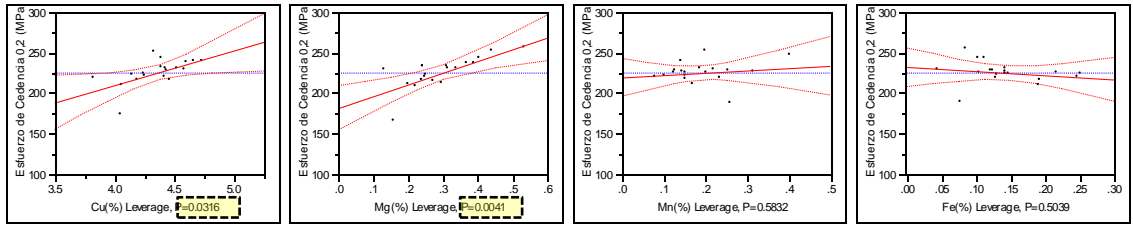


b) Fase rica en Fe, Mn y Si.

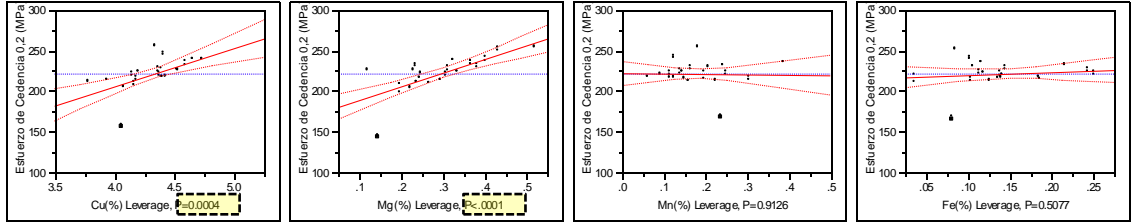
Figura G20. Imágenes obtenidas mediante microscopía electrónica de barrido, espectrómetro de dispersión de energía correspondiente a fase analizada y su composición química semicuantitativa, obtenidas en el probeta 20 de la química D6, a) Fase rica en Fe, Mn y Si, b) Fase rica en Fe, Mn y Si.

Apéndice H

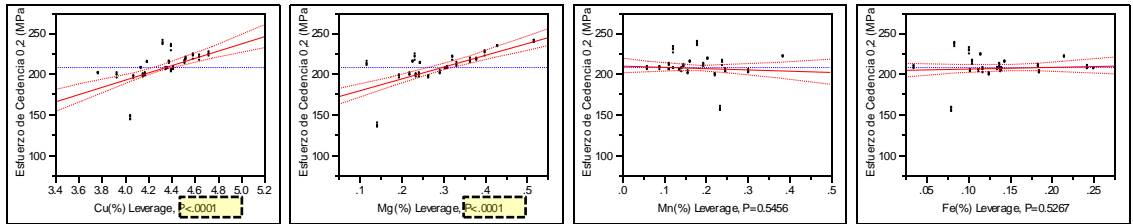
Análisis estadístico



Nivel 1

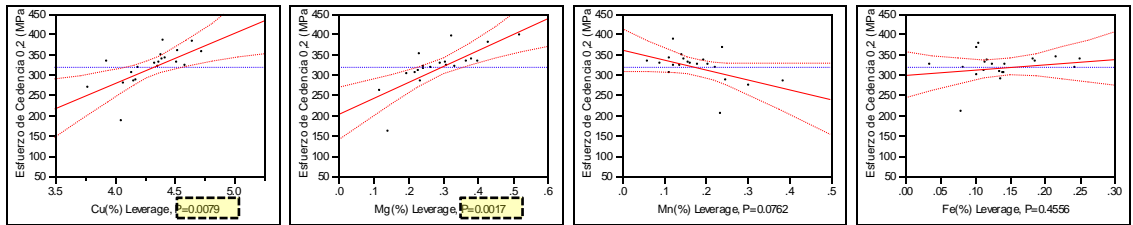


Nivel 4

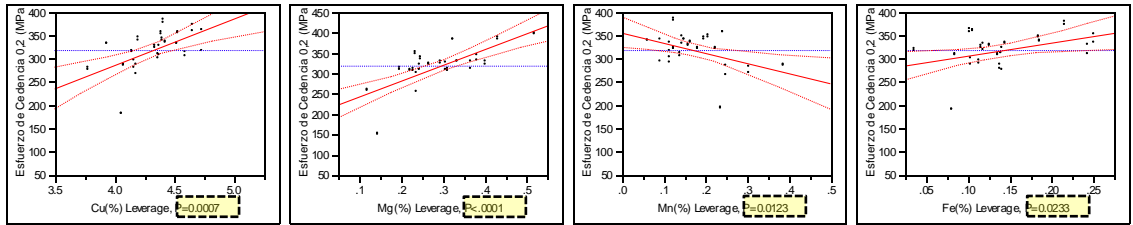


Nivel 8

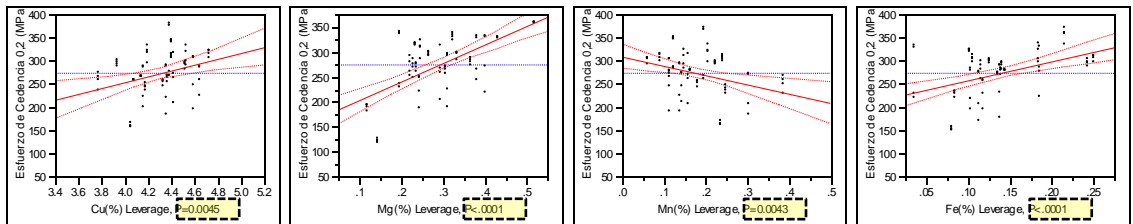
a) Tratamiento térmico T4



Nivel 1



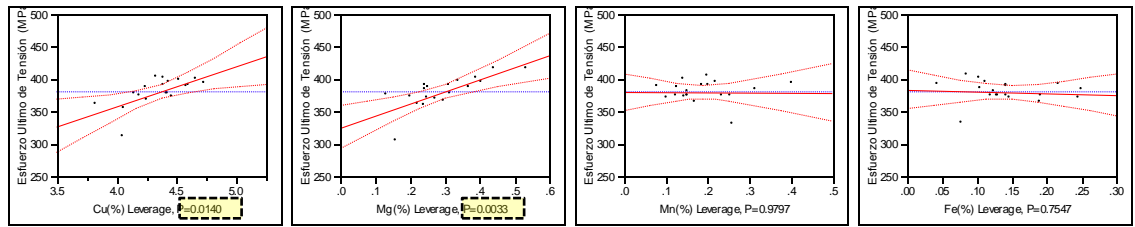
Nivel 4



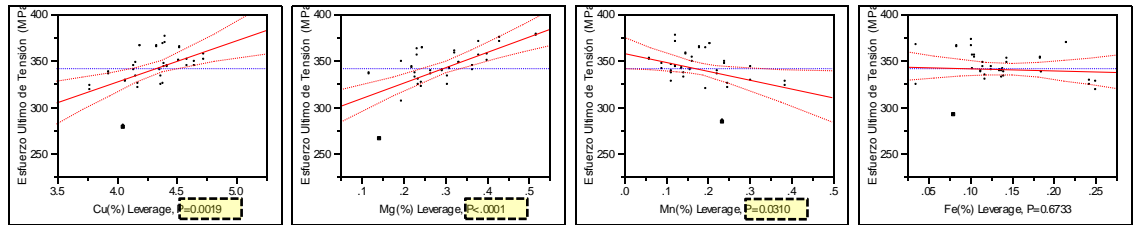
Nivel 8

b) Tratamiento térmico T7

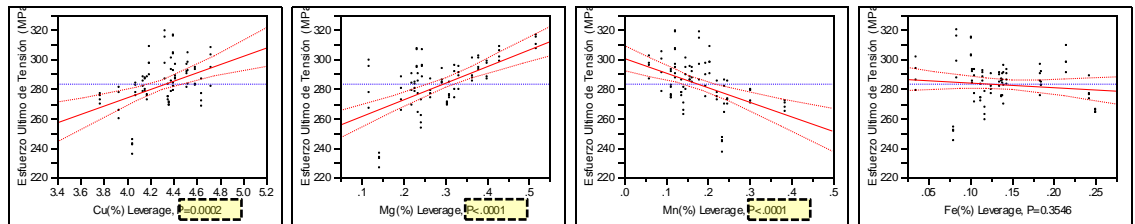
Figura H1. Gráficas de la influencia de los elemento de aleación en la Cedencia para los niveles 1, 4 y 8 del molde cuña, a) Condición T4, b) Condición T7.



Nivel 1

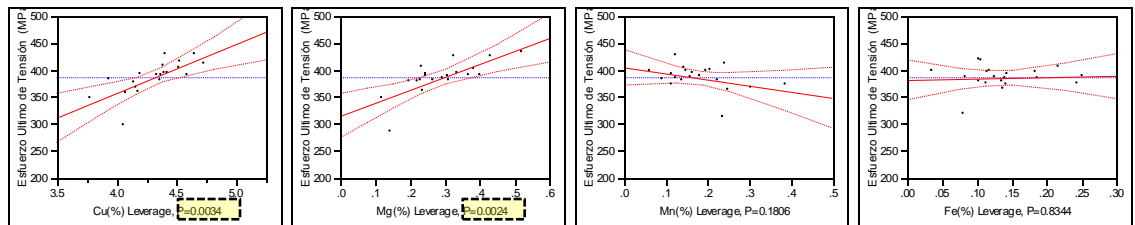


Nivel 4

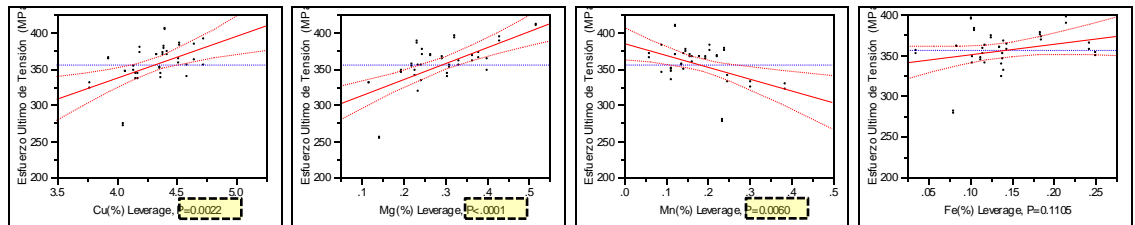


Nivel 8

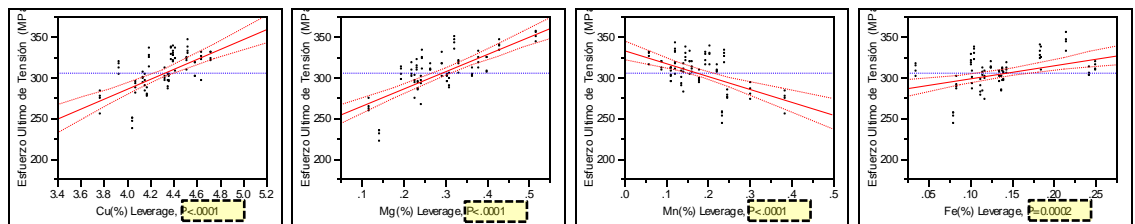
a) Tratamiento térmico T4



Nivel 1



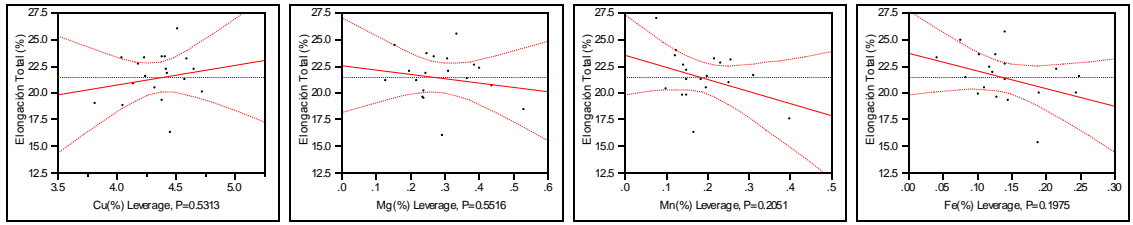
Nivel 4



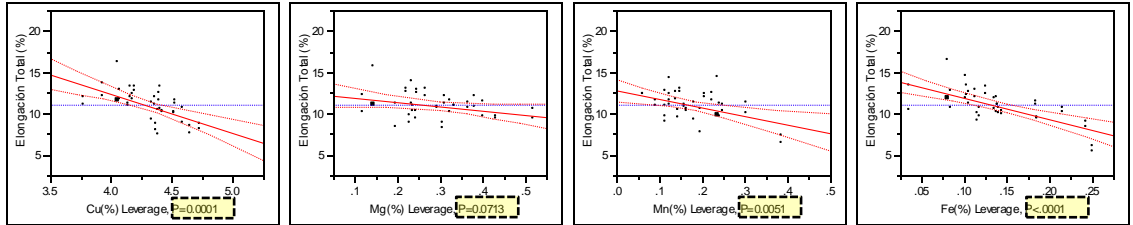
Nivel 8

b) Tratamiento térmico T7

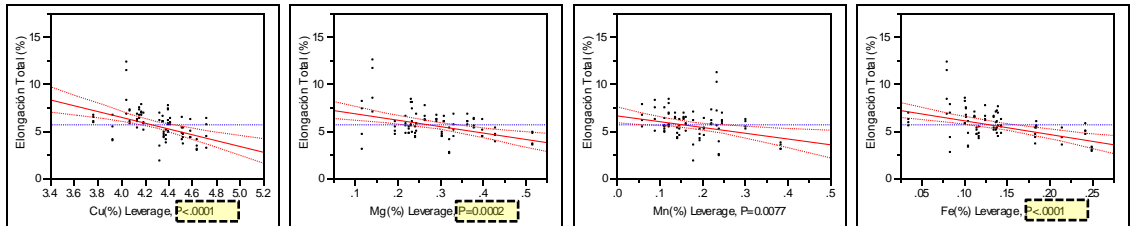
Figura H2. Gráficas de la influencia de los elemento de aleación en el esfuerzo ultimo de tensión para los niveles 1, 4 y 8 del molde cuña, a) Condición T4, b) Condición T7.



Nivel 1

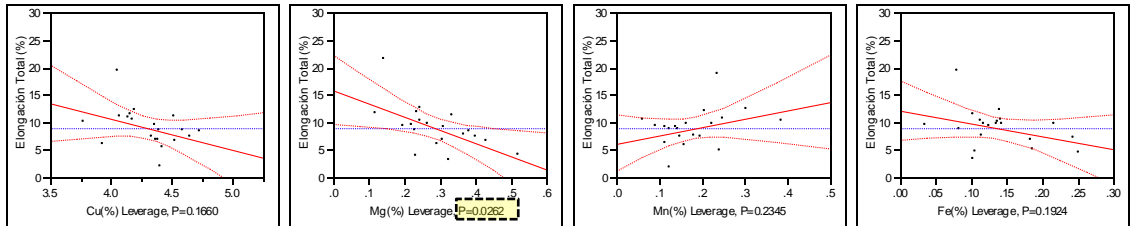


Nivel 4

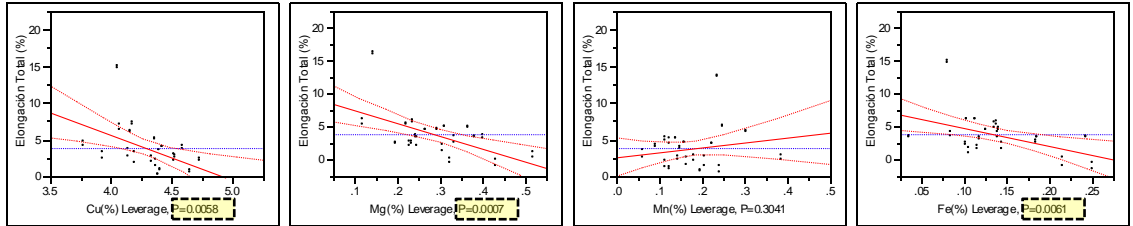


Nivel 8

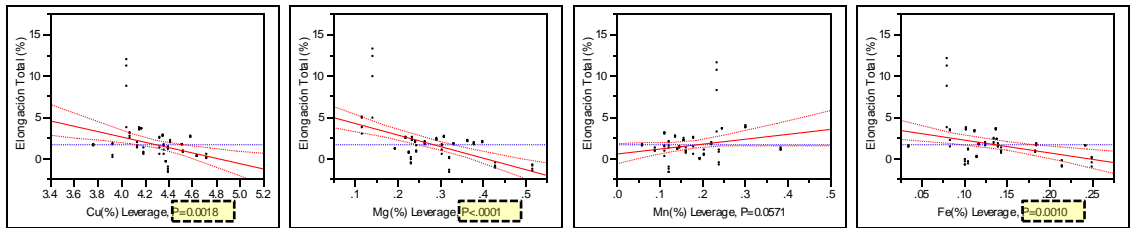
a) Tratamiento térmico T4



Nivel 1



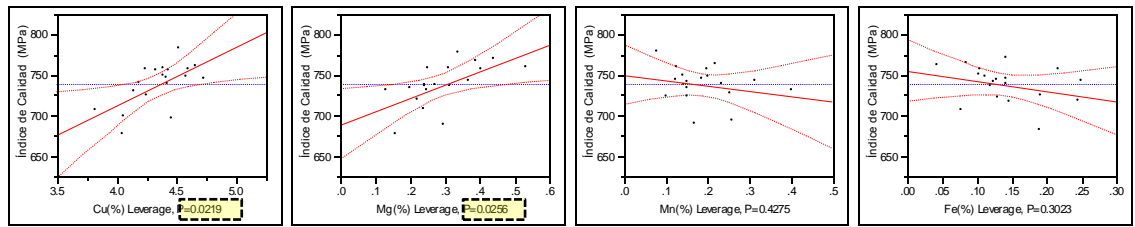
Nivel 4



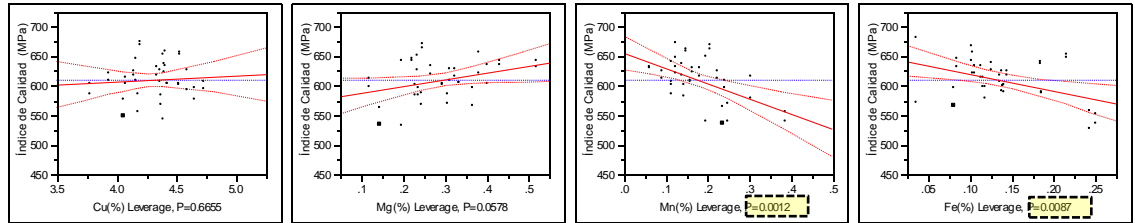
Nivel 8

b) Tratamiento térmico T7

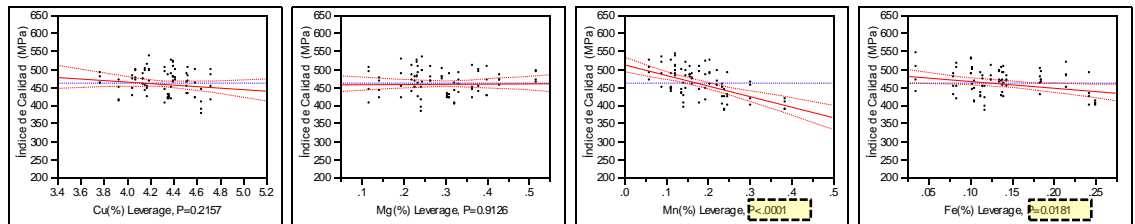
Figura H3. Gráficas de la influencia de los elemento de aleación en la elongación total para los niveles 1, 4 y 8 del molde cuña, a) Condición T4, b) Condición T7.



Nivel 1

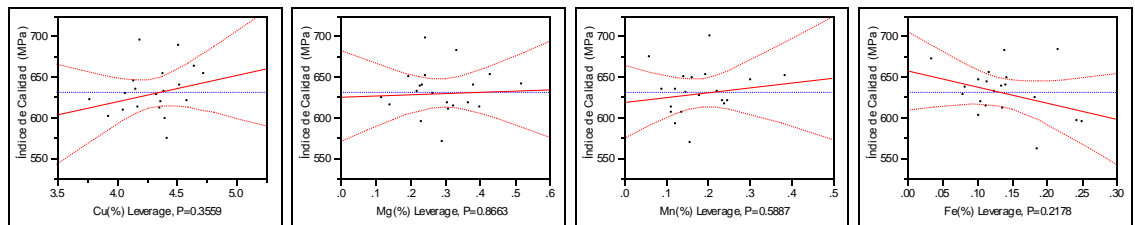


Nivel 4

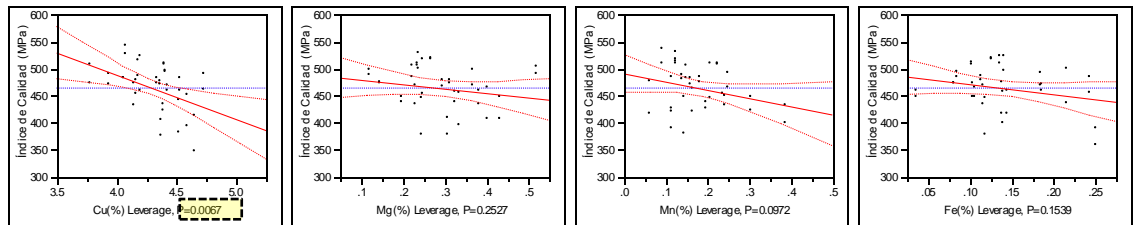


Nivel 8

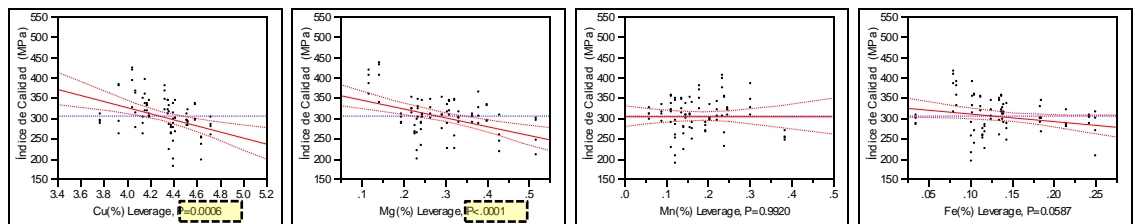
a) Tratamiento térmico T4



Nivel 1



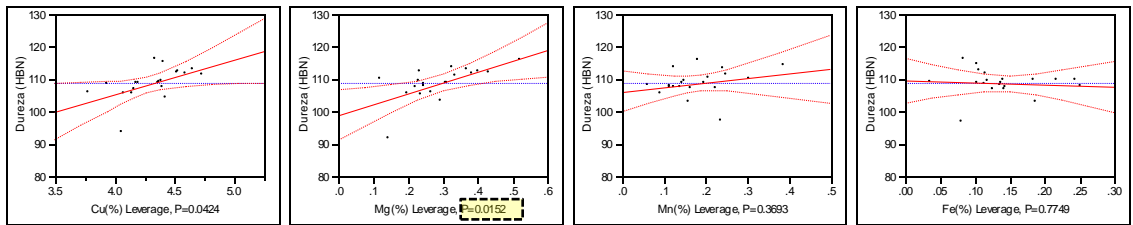
Nivel 4



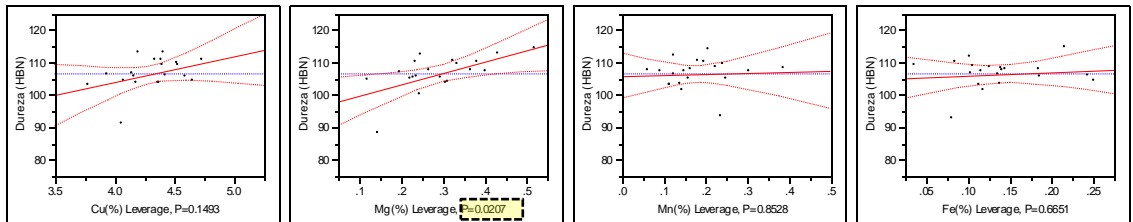
Nivel 8

b) Tratamiento térmico T7

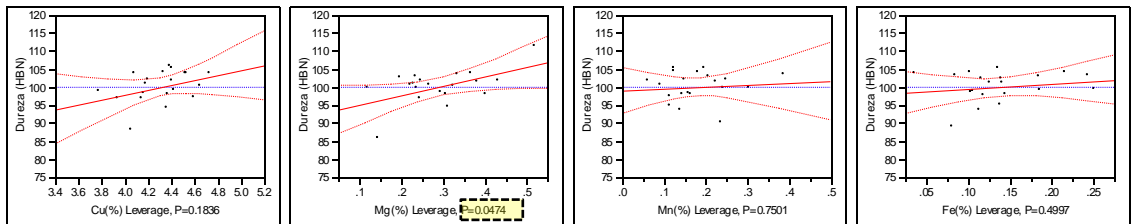
Figura H4. Gráficas de la influencia de los elemento de aleación en el índice de calidad para los niveles 1, 4 y 8 del molde cuña, a) Condición T4, b) Condición T7.



Nivel 1

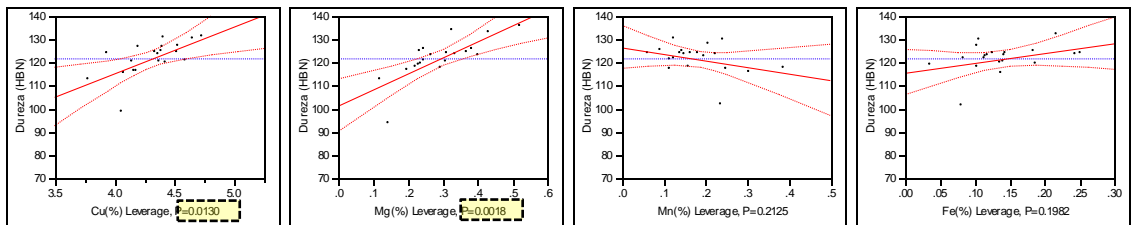


Nivel 4

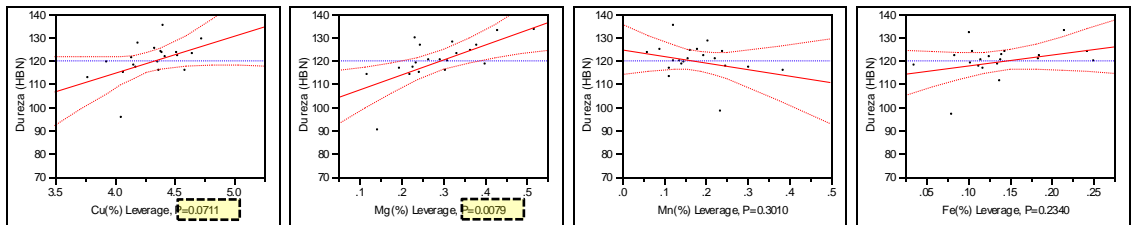


Nivel 8

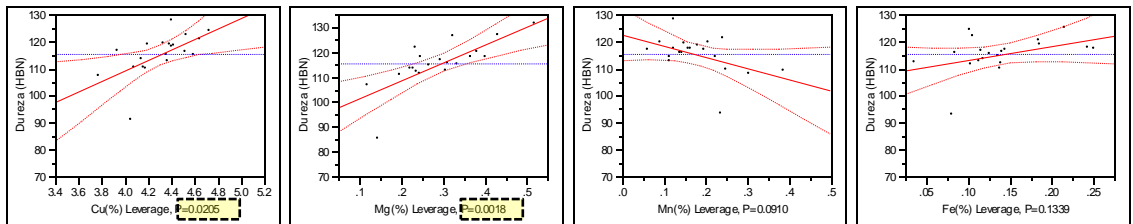
a) Tratamiento térmico T4



Nivel 1



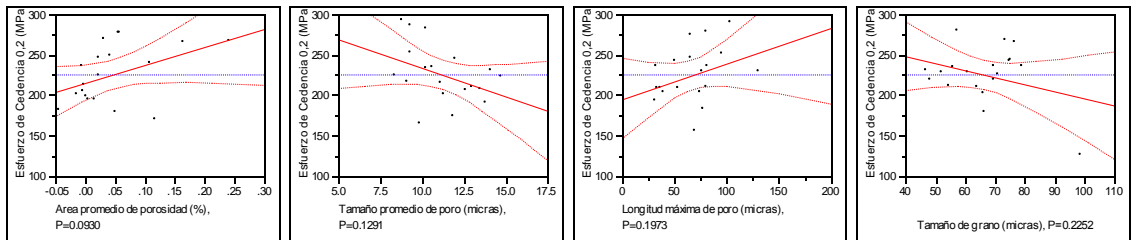
Nivel 4



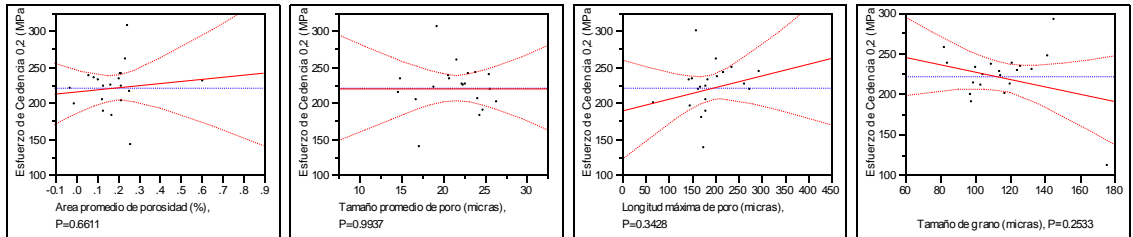
Nivel 8

b) Tratamiento térmico T7

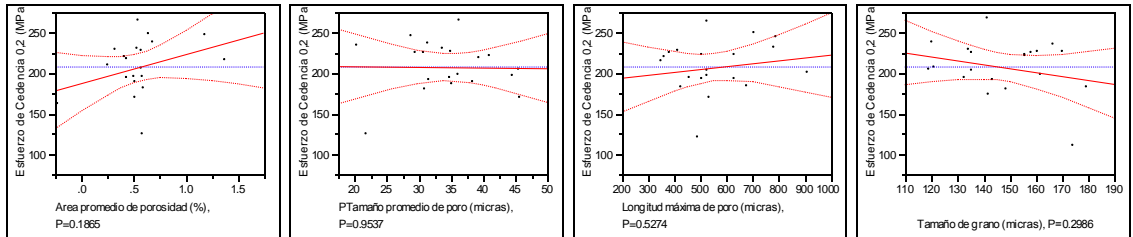
Figura H5. Gráficas de la influencia de los elemento de aleación en la dureza para los niveles 1, 4 y 8 del molde cuña, a) Condición T4, b) Condición T7.



Nivel 1

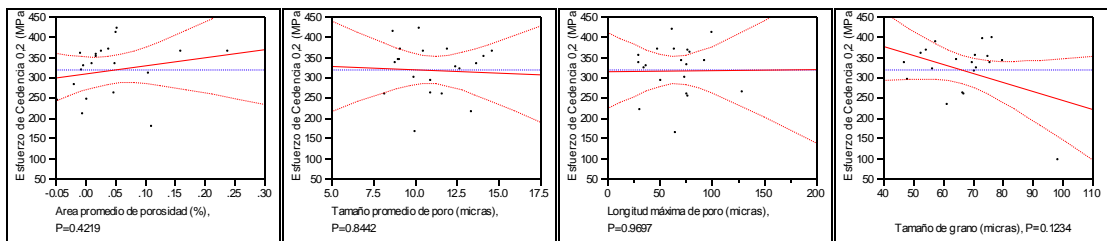


Nivel 4

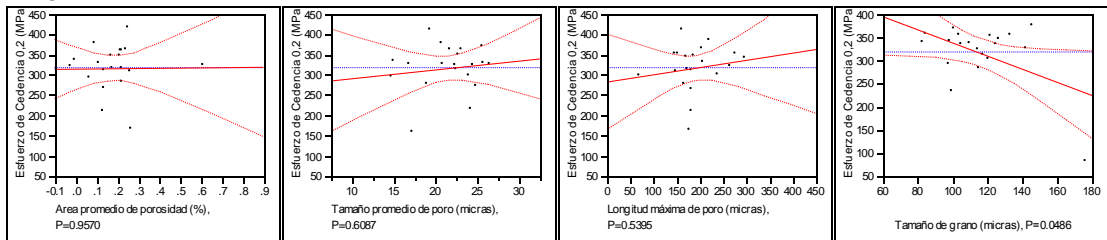


Nivel 8

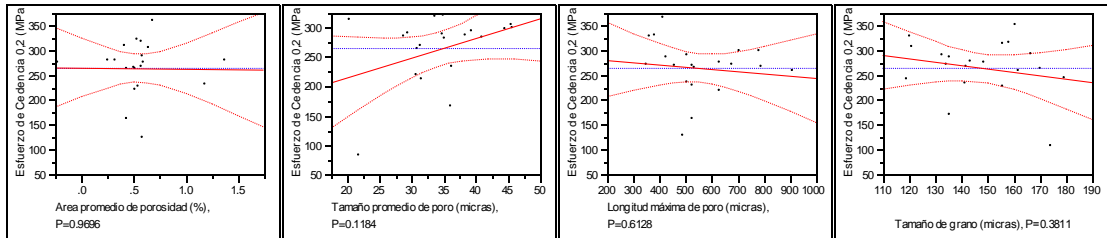
a) Tratamiento térmico T4



Nivel 1



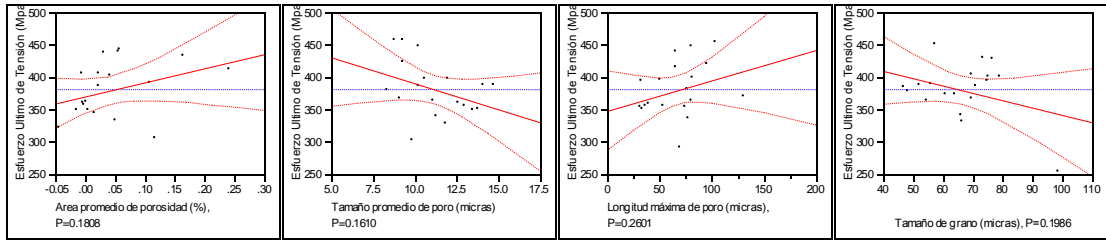
Nivel 4



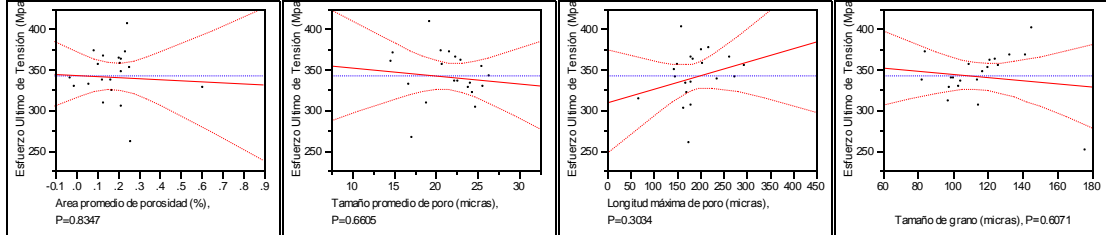
Nivel 8

b) Tratamiento térmico T7

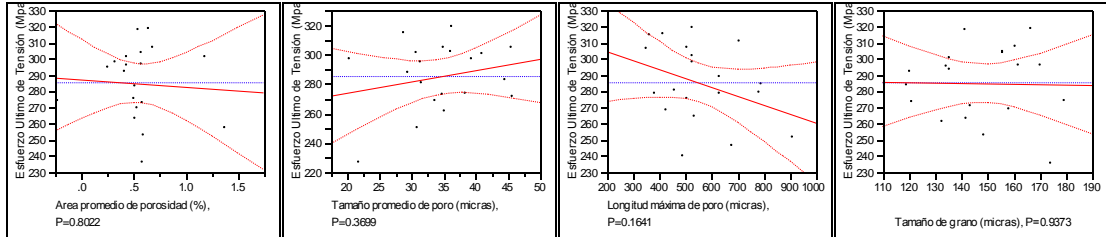
Figura H6. Gráficas de la influencia de los parámetros microestructurales en la cedencia para los niveles 1, 4 y 8 del molde cuña, a) Condición T4, b) Condición T7.



Nivel 1

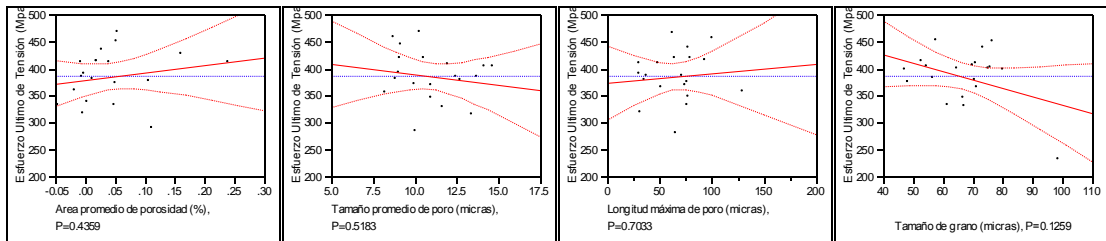


Nivel 4

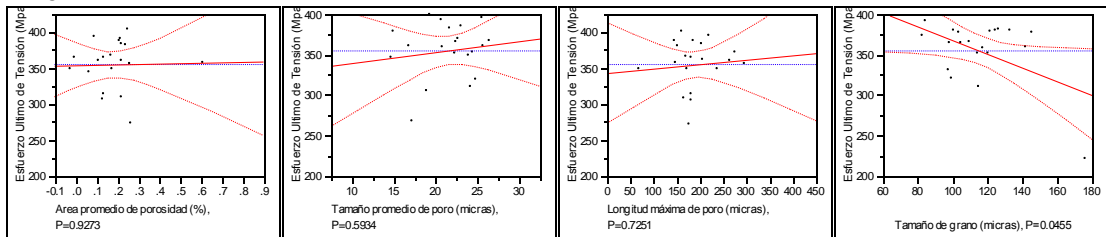


Nivel 8

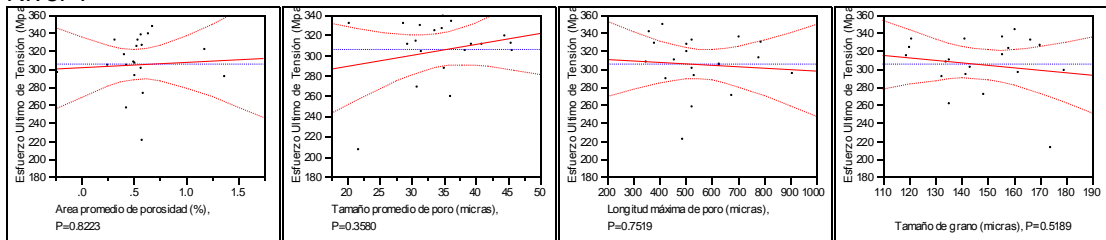
a) Tratamiento térmico T4



Nivel 1



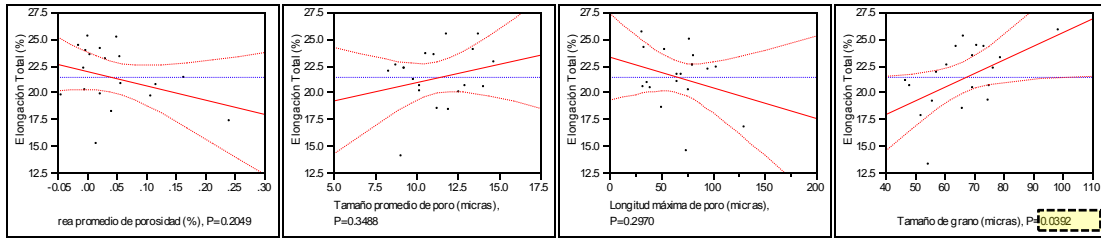
Nivel 4



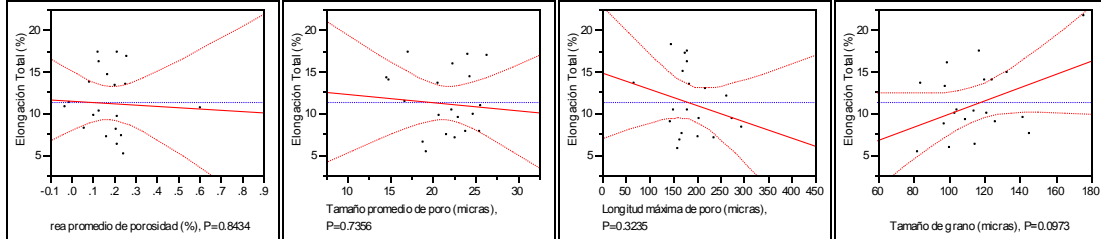
Nivel 8

b) Tratamiento térmico T7

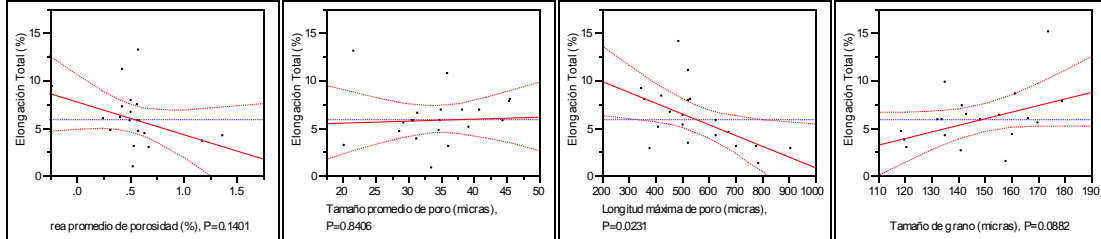
Figura H7. Gráficas de la influencia de los parámetros microestructurales en el esfuerzo ultimo de tensión para los niveles 1, 4 y 8 del molde cuña, a) Condición T4, b) Condición T7.



Nivel 1

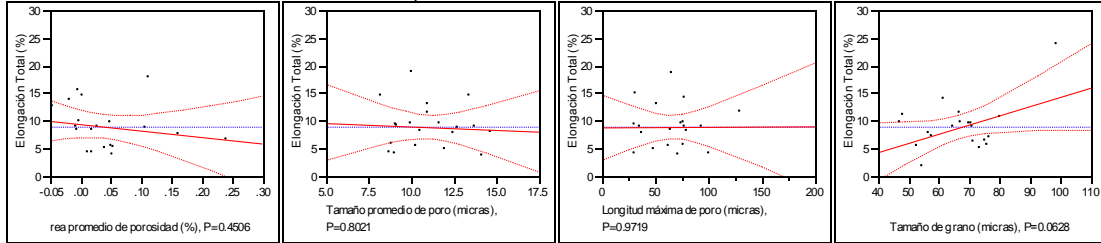


Nivel 4

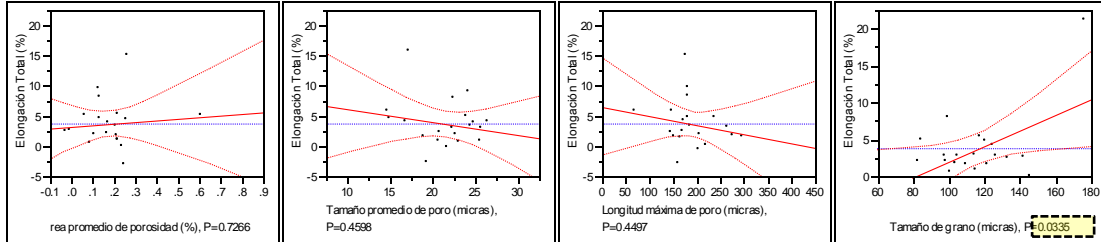


Nivel 8

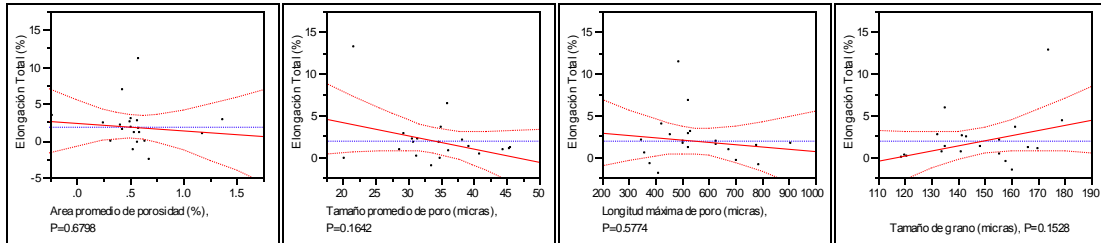
a) Tratamiento térmico T4



Nivel 1



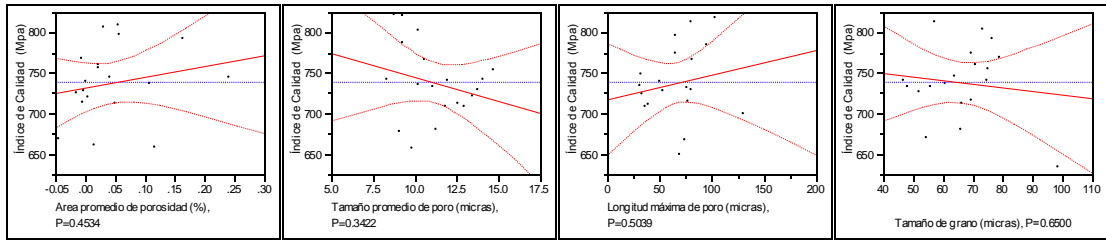
Nivel 4



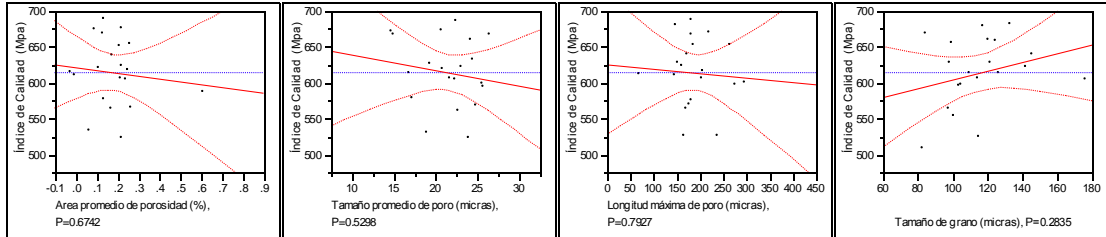
Nivel 8

b) Tratamiento térmico T7

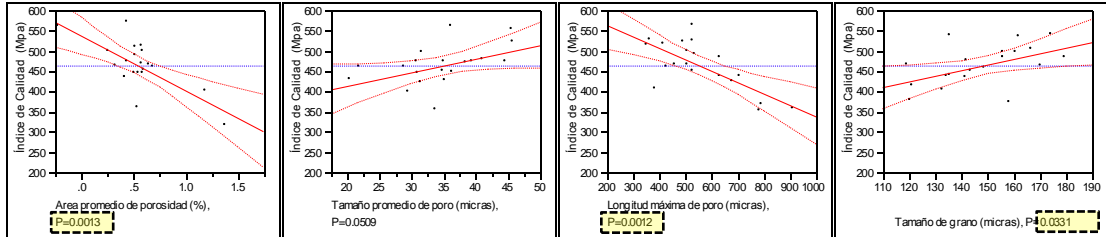
Figura H8. Gráficas de la influencia de los parámetros microestructurales en la elongación para los niveles 1, 4 y 8 del molde cuña, a) Condición T4, b) Condición T7.



Nivel 1

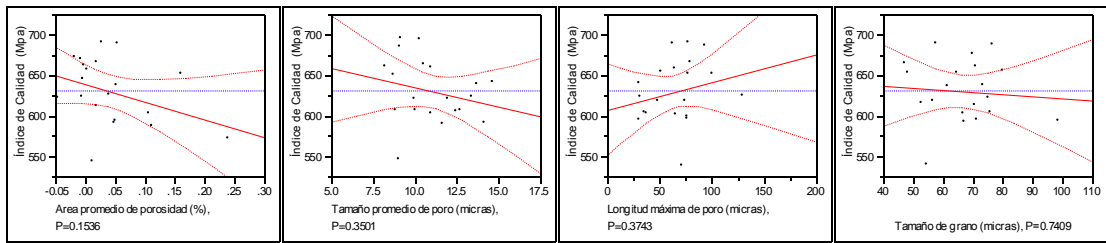


Nivel 4

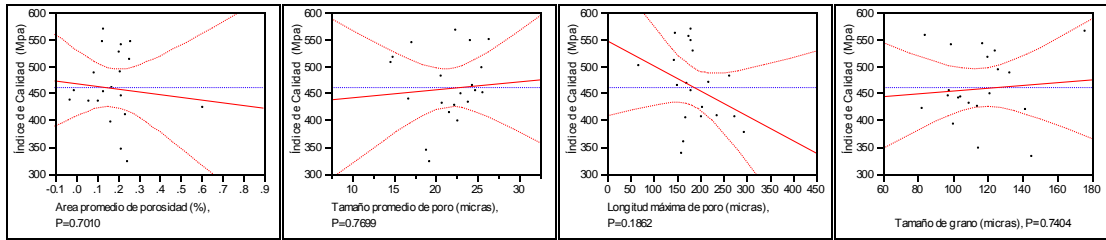


Nivel 8

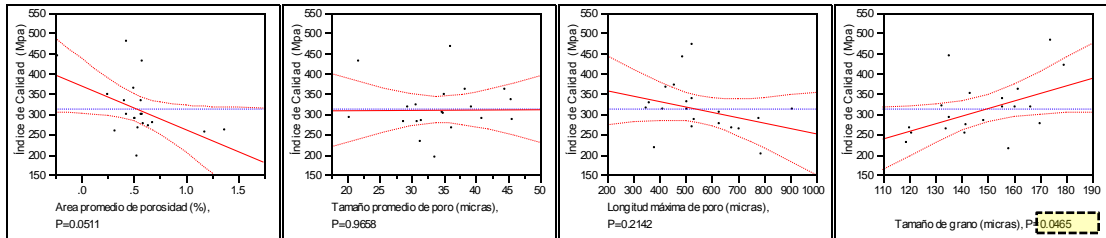
a) Tratamiento térmico T4



Nivel 1



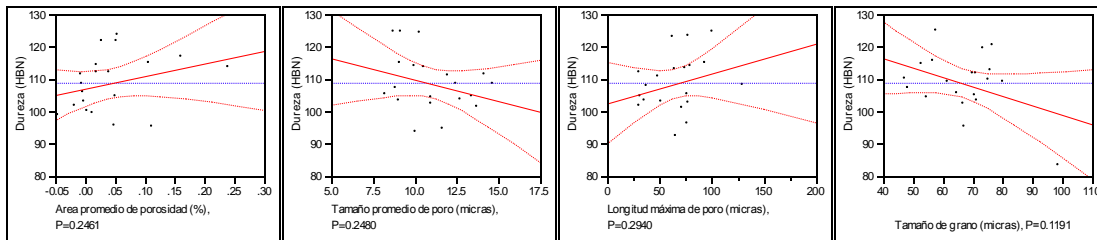
Nivel 4



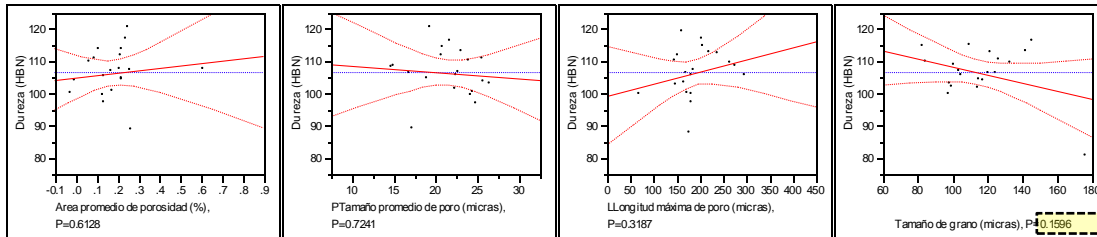
Nivel 8

b) Tratamiento térmico T7

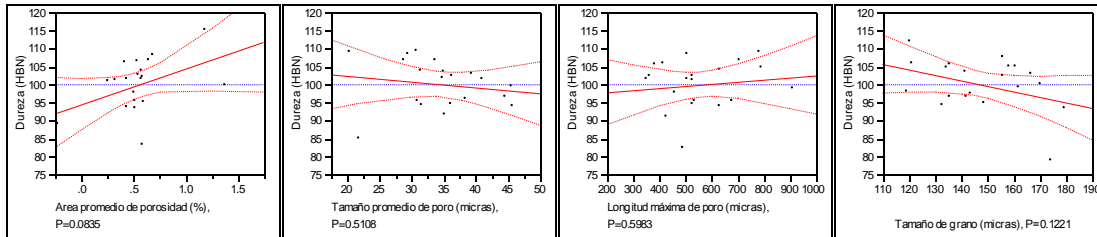
Figura H9. Gráficas de la influencia de los parámetros microestructurales en el índice de calidad para los niveles 1, 4 y 8 del molde cuña, a) Condición T4, b) Condición T7.



Nivel 1

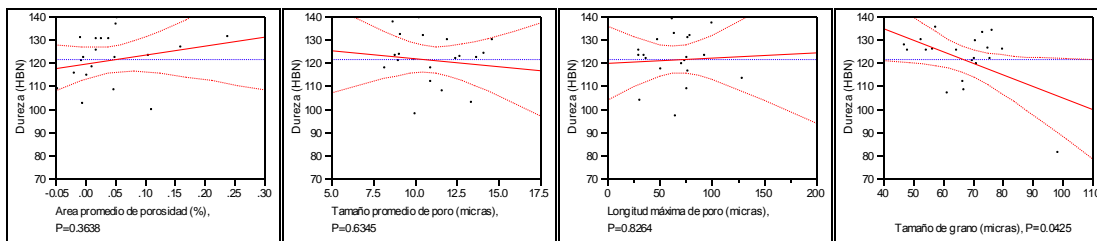


Nivel 4

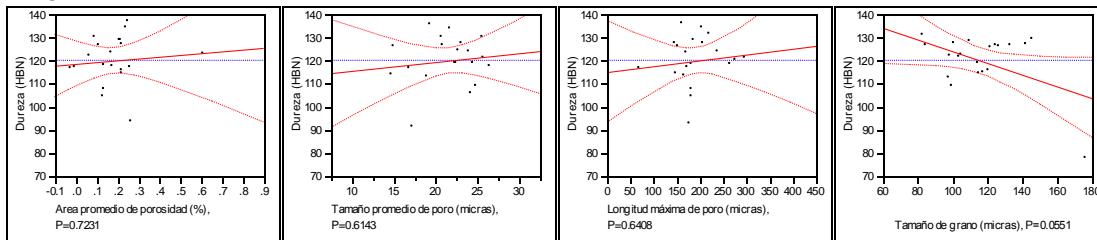


Nivel 8

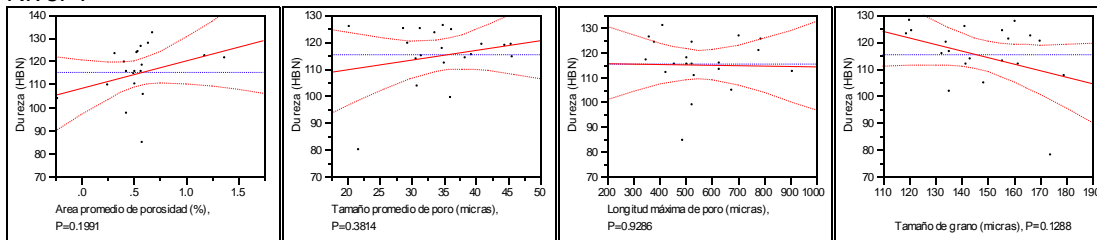
a) Tratamiento térmico T4



Nivel 1



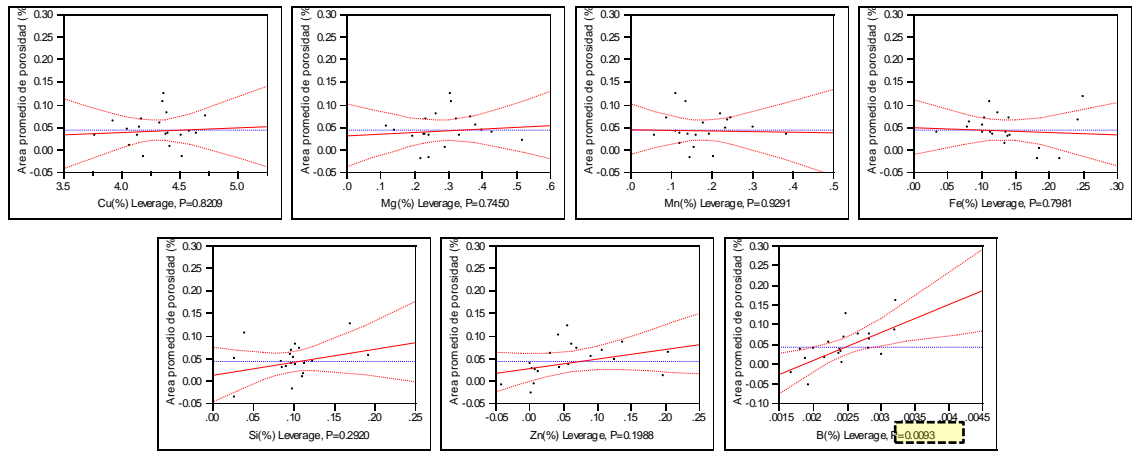
Nivel 4



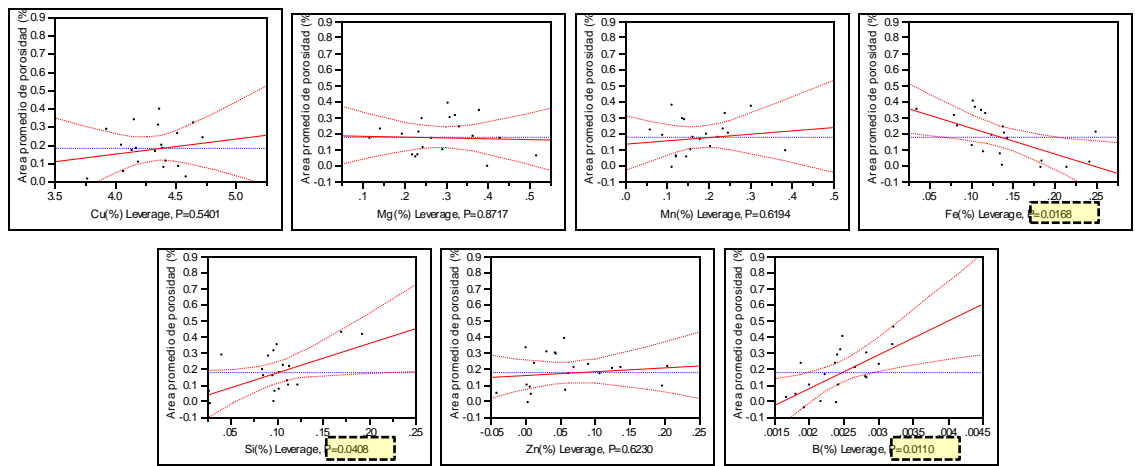
Nivel 8

b) Tratamiento térmico T7

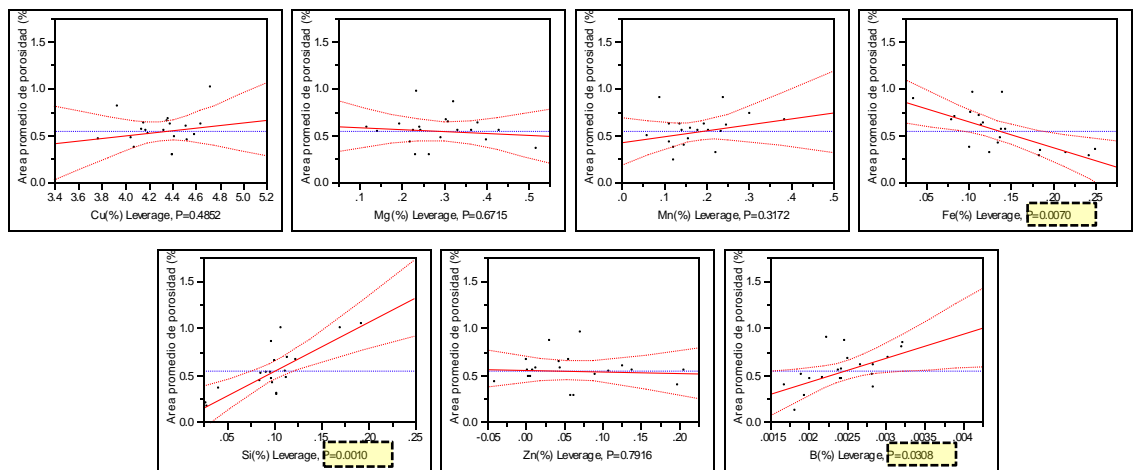
Figura H10. Gráficas de la influencia de los parámetros microestructurales en la dureza para los niveles 1, 4 y 8 del molde cuña, a) Condición T4, b) Condición T7.



Nivel 1

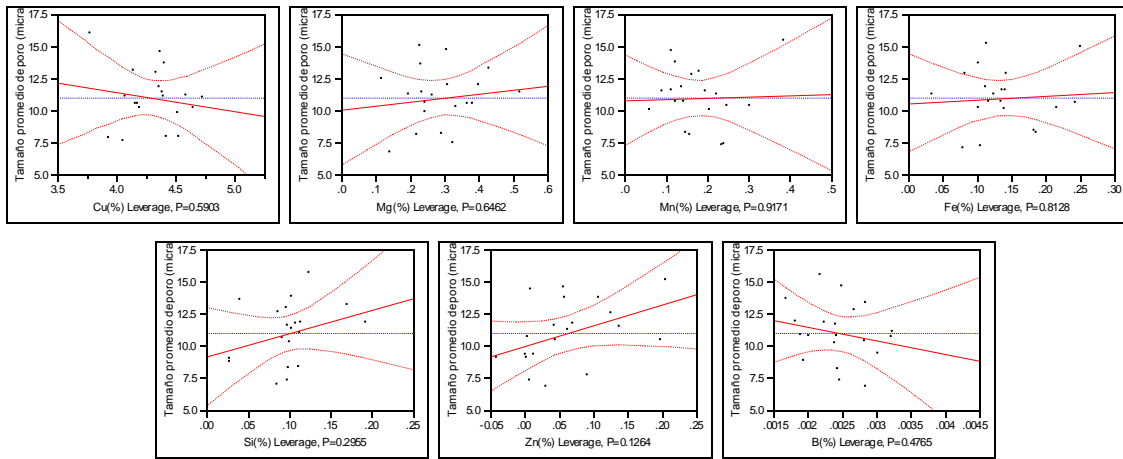


Nivel 4

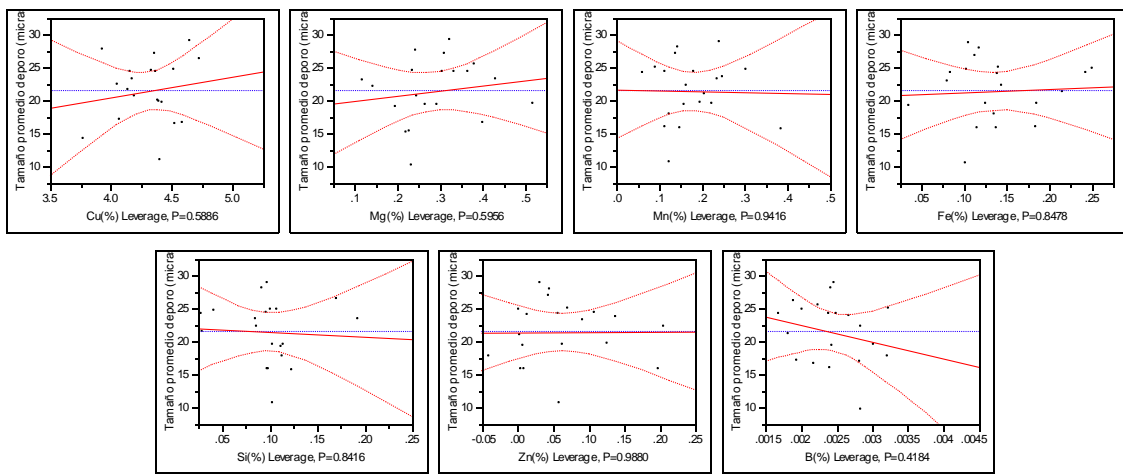


Nivel 8

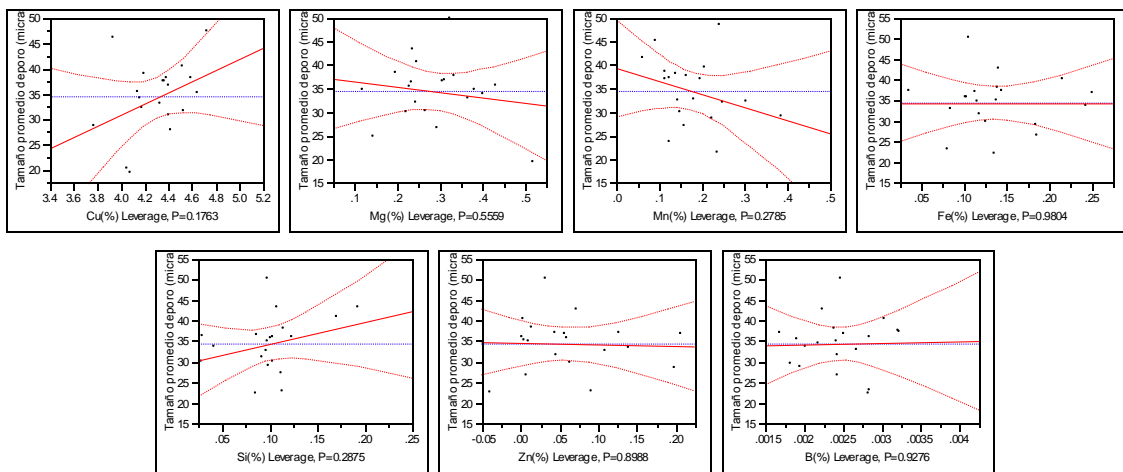
Figura H11. Gráficas de la influencia de los elemento de aleación en el porcentaje de porosidad para los niveles 1, 4 y 8 del molde cuña.



Nivel 1



Nivel 4



Nivel 8

Figura H12. Gráficas de la influencia de los elemento de aleación en el tamaño promedio de poros para los niveles 1, 4 y 8 del molde cuña.

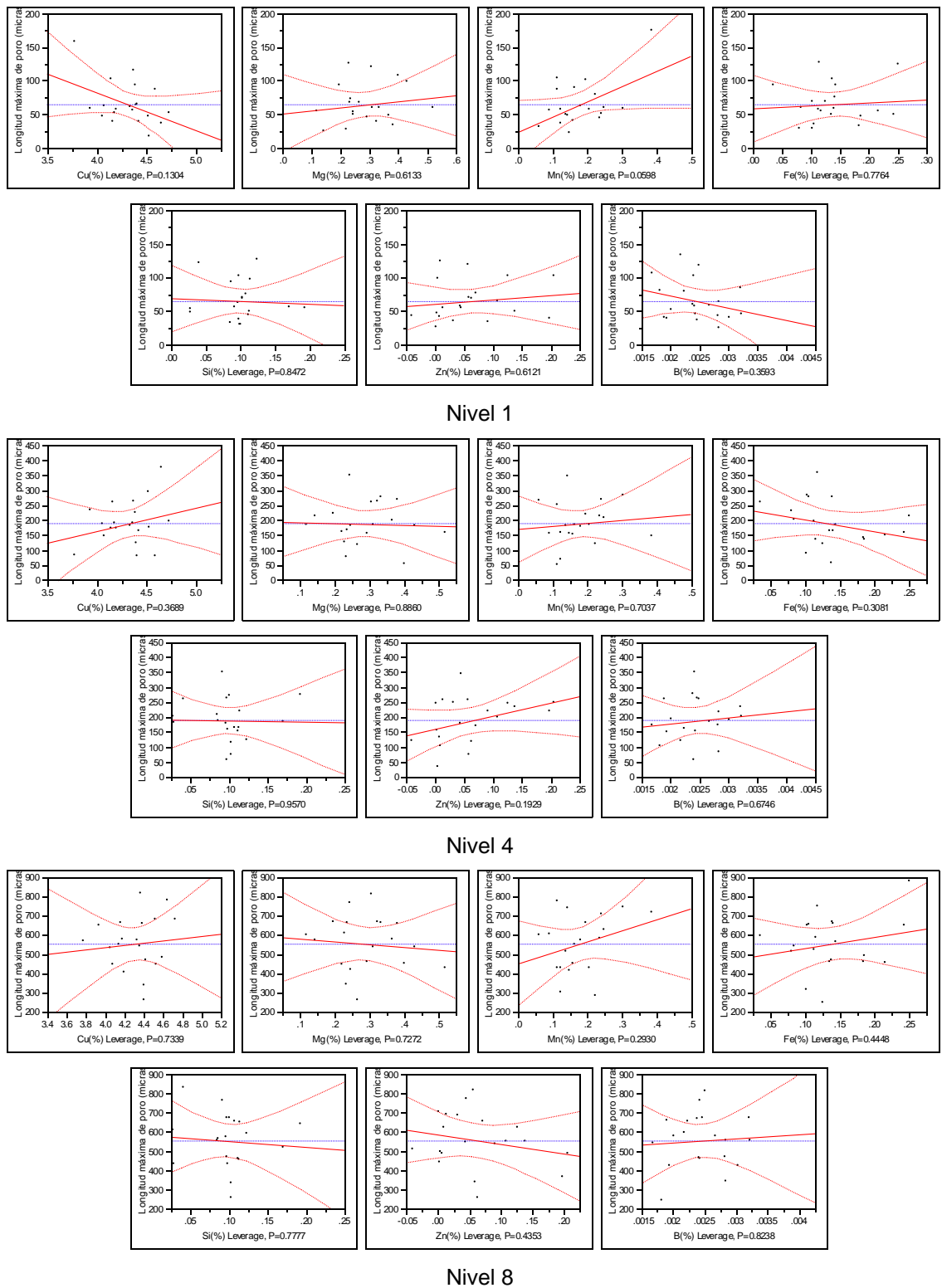
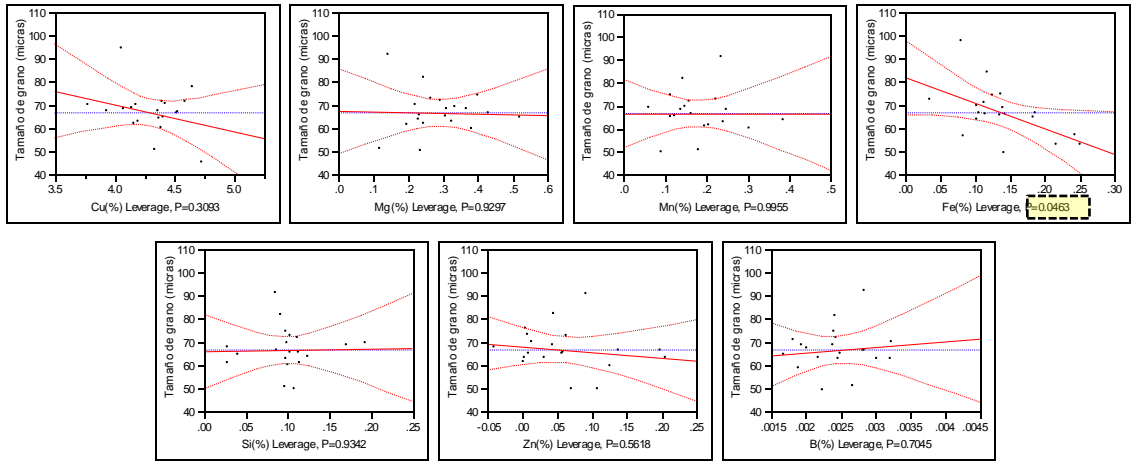
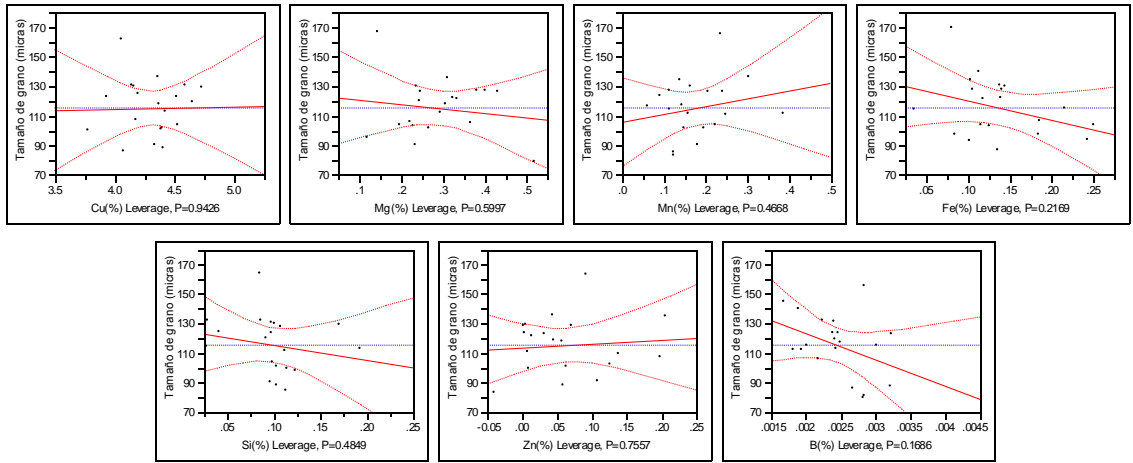


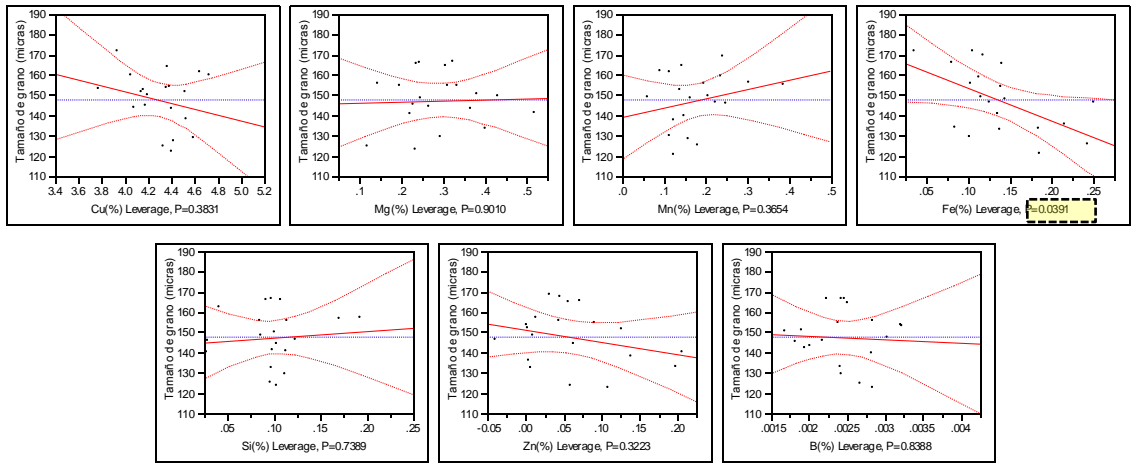
Figura H13. Gráficas de la influencia de los elemento de aleación en la longitud máxima de poro para los niveles 1, 4 y 8 del molde cuña.



Nivel 1



Nivel 4



Nivel 8

Figura H14. Gráficas de la influencia de los elemento de aleación en el tamaño de grano para los niveles 1, 4 y 8 del molde cuña.

Resumen Autobiográfico

Andrés Fernando Rodríguez Jasso

**Candidato al Grado de Doctor En Ciencias de la Ingeniería Mecánica con
Especialidad en Materiales con el tema de Tesis:
Desarrollo de Aleaciones de Alta Resistencia Al-Cu Serie 2XX.**

Nacido el 27 de Abril de 1976 en Monterrey, N. L. México. Hijo de la Sra. Alicia Jasso Fuentes (Finada) y el Sr. Andrés Fernando Rodríguez Gallegos. Casado con Eyleen Hidalgo Olvera y Padre de una hermosa niña Emilse Rodríguez Hidalgo

El M.C. Andrés Rodríguez curso sus estudios de Ingeniería y Post Grado en la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica de la Universidad Autónoma de Nuevo León, obteniendo el grado de Ingeniero Mecánico Metalúrgico en el año 1999 con el trabajo de tesis titulado “Estudio de la Evolución Térmica Durante el Proceso de Formado de Codos sin Costura”. Prosiguiendo con la obtención del grado de Maestro en Ciencias de la Ingeniería Mecánica con Especialidad en Materiales en el Doctorado de Ingeniería de Materiales de la misma Facultad en el año 2001 con el trabajo de tesis titulado “Análisis Microestructural de una Aleación Al-Si del tipo A319”

El M.C. Rodríguez cuenta con más de 10 años de experiencia como Especialista Metalúrgico en la Empresa NEMAK S.A. de C.V. dando soporte al Departamento de Ingeniería en la solución de problemas metalúrgicos durante la fabricación de componentes complejos de aleaciones de Aluminio para la Industria Automotriz. Asimismo durante este periodo ha participado en una gran cantidad de proyectos de Investigación Metalúrgica en el desarrollo de aleaciones de aluminio, incluyendo temas de propiedades mecánicas, análisis térmico, tratamiento del metal líquido y caracterización microestructural. Adicionalmente cuenta con experiencia en materiales como el acero, las fundiciones de hierro, bronce al aluminio adquirida en tanto en NEMAK como en Proyectos de Consultoría previos en la industria metal-mecánica y del vidrio de la localidad.

Publicaciones Científicas

A continuación se presentan las referencias de las publicaciones científicas relevantes en las que ha participado el autor del presente trabajo de Tesis:

- E. Velasco, A. Rodríguez, J. González, J. Talamantes, R. Colás and S. Valtierra, "Use of Microscopical Techniques in Failure Analysis and Defect Control in Automotive Castings" *Microsc Microanal* 9 (Suppl 2), pp. 160-161, 2003.
- R. Colas, A. Rodríguez, J. Talamantes and S. Valtierra, "Solidification analysis of aluminium engine Block" *International Journal of CastMetals Research*, Vol. 17, No. 6, pp. 332-338, 2004.
- E. Carrera, A. Rodríguez, J. Talamantes, S. Valtierra, R. Colás, "Measurement of residual stresses in cast aluminium engine blocks" *Journal of Materials Processing Technology*, Volume 189, pp. 206-210, July 2007.
- M. Talamantes, A. Rodríguez, J. Talamantes, S. Valtierra, R. Colása, "Characterization of an Al-Cu cast alloy" *Materials Characterization* 59, pp. 1434-1439, 2008.
- M. Talamantes, A. Rodríguez, J. Talamantes, S. Valtierra, and R. Colás, "Effect of Solidification Rate and Heat Treating on the Microstructure and Tensile Behavior of an Aluminum-Copper Alloy" *Metallurgical and Materials Transactions B*, Volume 39B, pp. 911-919, December 2008.
- A. Rodríguez; R. Torres; J. Talamantes; E. Velasco; R. Colás, "Metallographic Study of a Heat Treated Cast Aluminum Alloy" *Materials Characterization*, Vol. 68, pp. 110-116, 2012.