



UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA DE MÉXICO
PROGRAMA DE MAESTRÍA Y DOCTORADO EN INGENIERÍA
QUÍMICA – METALURGIA

CUANTIFICACIÓN DE MICROCONSTITUYENTES EN ALEACIONES AL-CU A PARTIR DEL
PROCESAMIENTO NUMÉRICO DE CURVAS DE ENFRIAMIENTO.

TESIS QUE PARA OPTAR POR EL GRADO DE:
MAESTRO EN INGENIERÍA

PRESENTA:
ING. CARLA AGUILAR MUÑOZ

TUTOR PRINCIPAL
CARLOS GONZALEZ RIVERA
PROGRAMA DE MAESTRÍA Y DOCTORADO EN INGENIERÍA

CIUDAD DE MÉXICO, MÉXICO, NOVIEMBRE, 2018



Universidad Nacional
Autónoma de México



UNAM – Dirección General de Bibliotecas
Tesis Digitales
Restricciones de uso

DERECHOS RESERVADOS ©
PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL

Todo el material contenido en esta tesis esta protegido por la Ley Federal del Derecho de Autor (LFDA) de los Estados Unidos Mexicanos (México).

El uso de imágenes, fragmentos de videos, y demás material que sea objeto de protección de los derechos de autor, será exclusivamente para fines educativos e informativos y deberá citar la fuente donde la obtuvo mencionando el autor o autores. Cualquier uso distinto como el lucro, reproducción, edición o modificación, será perseguido y sancionado por el respectivo titular de los Derechos de Autor.

JURADO ASIGNADO

PRESIDENTE: Dr. Bernardo Fabián Campillo Illanes

SECRETARIO: Dr. Osvaldo Flores Cedillo

1^{er} VOCAL: Dr. Ignacio Alejandro Figueroa Vargas

2^{do} VOCAL: Dr. Adrián Manuel Amaro Villeda

3^{er} VOCAL: Dr. González Rivera Carlos

Lugar donde se realizó la tesis:

DEPARTAMENTO DE INGENIERÍA METALÚRGICA. FACULTAD DE QUÍMICA UNAM.

TUTOR DE TESIS

Dr. Carlos González Rivera

Firma

“Annushka has already bought the
sunflower oil, and has not only
bought it, but has already spilled it”
Mikhail Bulgakov

“Has a dog Buddha-nature?
Mu”
Douglas R. Hofstadter

Agradecimientos

A la UNAM, en especial a la Facultad de Química, por darme las herramientas para entender y producir ciencia.

A CONACyT, por el apoyo financiero.

Al Proyecto PAPIIT IN116817 y al proyecto Conacyt 225156, por el apoyo financiero que permitió la realización de la experimentación asociada con esta tesis.

Al Dr. Carlos, mi tutor, por permitirme aprender y trabajar en sus proyectos.

Al Dr. Adrián, Técnico Académico Titular "C", por ayudarme en la experimentación de mi trabajo.

Al M. en I. Agustín, por resolver mis dudas experimentales.

A mis sinodales, por sus valiosas correcciones.

A Juan Carlos, mi papá, por siempre estar.

A Olivia, mi madre, por entender todo.

A Olivia, mi hermana, por ser el ejemplo más rifado.

A Juan Carlos, mi hermano, por nada.

A Julián, por ser tú.

A Alondra y Daniela, por alegrar mis días.

A Chipo, por ser mi persona favorita durante todo este proceso.

<i>Resumen</i>	7
<i>Abstract</i>	8
Capítulo 1	9
<i>Antecedentes</i>	9
Solidificación	9
Análisis de curvas de enfriamiento asistido por computadora (CA-CCA)	10
Análisis térmico de Newton NBL	12
Método Newtoniano basado en un balance de energía EBN	14
Aproximación de la línea base dinámica DBL	16
Método gráfico de Xi'an MGX	17
<i>Hipótesis</i>	20
<i>Objetivos</i>	20
<i>Metas</i>	20
Capítulo 2	22
<i>Metodología</i>	22
Balance global de energía CEN	22
Balance global de energía simplificado SCEN	24
Capítulo 3	26
<i>Desarrollo experimental</i>	26
Capítulo 4	31
<i>Resultados y discusión</i>	31
Cuantificación de los microconstituyentes experimentalmente	34
Calor latente de fusión por los métodos CEN y SCEN	36
Cuantificación de los microconstituyentes por los métodos CEN y SCEN	39
Valores de calor latente de fusión obtenidos por diferentes métodos	41
Evolución de la fracción sólida	47
Cuantificación de los microconstituyentes obtenidos por diferentes métodos	50
<i>Conclusiones</i>	54
<i>Sugerencias</i>	54
<i>Lista de símbolos</i>	55
<i>Índice de Figuras</i>	56
<i>Índice de Tablas</i>	63
<i>Referencias</i>	65
Anexo 1 <i>Análisis químicos completos de cada experimento</i>	71
Anexo 2 <i>Cálculo aproximado de c_p para aleaciones</i>	71
Anexo 3 <i>Cálculo promedio de c_p</i>	71

Anexo 4 Pesos experimentales	72
Anexo 5 Resultados de las correlaciones para los métodos CEN y SCEN	73
Anexo 6 Resultados completos de los experimentos	73
Anexo 7 Metalografías de estructuras microscópicas de las distintas aleaciones	96

Resumen

El propósito de este trabajo fue explorar dos métodos alternativos de procesamiento numérico de curvas de enfriamiento, de los ya establecidos en la literatura, asociados con los cambios de temperatura de las aleaciones de metales líquidos durante el enfriamiento y la solidificación para predecir las cantidades relativas de microconstituyentes presentes en la aleación solidificada, que está directamente relacionada con la evolución de la fracción sólida durante la solidificación. Un método se basó en un balance de energía asociado con el comportamiento térmico de la muestra y el molde de solidificación que lo contiene en función del tiempo, a través del procesamiento numérico de las curvas de enfriamiento de la muestra y el molde, el otro método solo utiliza la curva de enfriamiento de la muestra, pero teniendo en cuenta el peso y la capacidad calorífica del molde.

A partir del procesamiento numérico de estas curvas de enfriamiento, se obtuvieron valores aproximados de los coeficientes de transferencia de calor en función de la temperatura. Estas relaciones y otros datos experimentales fueron utilizados para obtener la evolución del calor latente instantáneo liberado durante la solidificación. Esta información y el análisis numérico de los puntos de inflexión presentados durante la parte experimental, permitieron obtener las cantidades relativas de los microconstituyentes formados durante la solidificación. El logro final de este proyecto fue validar los métodos alternativos, para lograr esto, se presentó un análisis comparativo de las predicciones y la información generada por otros métodos que se han propuesto en la literatura para el mismo propósito, así como la determinación metalográfica mediante la cuantificación del número de fases en las aleaciones experimentales de Al-Cu hipo-eutécticas. Para validar la capacidad de los métodos para determinar la entalpia de fusión, se aplicaron los métodos propuestos a metales de pureza comercial (Pb, Sn y Zn), comparando los valores de calor latente obtenidos y los reportados en la literatura.

Solidificación, microconstituyentes, calor latente e hipo-eutéctico

Abstract

The purpose of this work was to explore two alternative methods of numerical processing of cooling curves, of the ones established in the literature, associated with the temperature changes of liquid metal alloys during its cooling and solidification in order to predict the relative amounts of microconstituents present on the solidified alloy, which is directly related to the evolution of the solid fraction during solidification. One method was based on an energy balance associated with the thermal behaviour of the sample and the mold of solidification that contains it as a function of time, through the numerical processing of the cooling curves of the sample and the mold, the other method is using only the cooling curve of the sample but considering the weight and the heat capacity of the mold. From the numerical processing of these cooling curves, approximate values of the operating heat transfer coefficients were obtained as a function of temperature. These relationships and other experimental data were used to obtain the evolution of the instantaneous latent heat released during solidification. This information and the numerical analysis of the inflection points presented during the evolution of this experimental parameter, allowed to obtain the relative amounts of the microconstituents formed during solidification. The final attainment of this project was to validate the alternative methods, to achieve this, we present a comparative analysis of the predictions and the information generated by other methods that have been proposed in the literature for the same purpose, as well as, the determination by quantitative metallography of the amount of phases in Al-Cu hypoeutectic experimental alloys. To validate the ability of the methods to determine the enthalpy of fusion, the proposed methods were applied to metals of commercial purity (Pb, Sn and Zn), comparing the values of latent heat obtained and those reported in the literature.

Solidification, microconstituents, latent heat and hypoeutectic.

Capítulo 1

Antecedentes

A continuación se presentan los antecedentes que proporcionaron las bases para la investigación, así como los métodos utilizados para validar el trabajo propuesto.

Solidificación

Durante la solidificación se produce la distribución atómica que conducirá a la microestructura final, la cual puede variar si se modifica la composición química o la velocidad de solidificación.

En los metales puros, el paso del estado sólido al líquido, y viceversa, se produce a una temperatura constante. En el caso de las aleaciones, la transformación de líquido a sólido no se produce a temperatura constante, sino que existe un cierto intervalo de solidificación entre dos temperaturas que indican el inicio y el final del tránsito entre el estado líquido y el sólido. La imposición de un amplio rango de condiciones operacionales en los procesos de fundición genera, como una consecuencia directa, una diversidad de estructuras de solidificación. Parámetros estructurales tales como el tamaño de grano y el espaciado interdendrítico son altamente influenciados por el comportamiento térmico del sistema metal/molde durante la solidificación, consecuentemente, imponiendo una estrecha correlación entre los sistemas descritos y la microestructura resultante. Las propiedades mecánicas de una aleación dependen del arreglo microestructural.

La solidificación es el área del conocimiento relacionada a la generación independiente, bajo condiciones de equilibrio o no-equilibrio, de un sólido estable o metaestable a partir de un líquido con el cual está en contacto. En materiales, este fenómeno, puede suceder ya sea con el descenso de la temperatura o por precipitación de una fase sólida a temperatura constante. Es una transformación de fase que envuelve los eventos de nucleación y de crecimiento de una nueva fase sólida metaestable, creada por cambios termodinámicos bruscos en la intercara líquido-sólido que crece de manera continua hacia el líquido.

El funcionamiento de alta calidad del producto final depende en gran parte de las microestructuras formadas durante la solidificación, para obtener las estructuras esperadas es importante tener un control del proceso. Este se consigue controlando los parámetros de los

procesos, esta tarea se facilita conociendo y estudiando el efecto de los mismos sobre la microestructura de la pieza, en lugar de utilizar metodologías basadas en empirismo [1-6].

Análisis de curvas de enfriamiento asistido por computadora (CA-CCA)

El CA-CCA, por sus siglas en inglés, es una técnica clásica y de uso difundido, permite estudiar diagramas de fase, determinar temperaturas, calores latentes fracción sólida, cambios de fase, entre otras. Se puede utilizar para controlar procesos, obtener propiedades termofísicas y modelar procesos de solidificación [7-8].

El procedimiento consiste en fundir la muestra y registrar los valores de temperatura de la misma durante el proceso de enfriamiento y/o calentamiento mediante termopares y un adquirente de datos, estos datos están directamente relacionados con las transformaciones de fase de la muestra permitiendo su estudio.

El análisis de las curvas de enfriamiento se realiza con métodos numéricos simples. La primera derivada resulta de utilidad ya que es sensible a los cambios de pendiente permitiendo identificar con mayor claridad los fenómenos durante el proceso.

Este análisis tiene la ventaja de su simplicidad; puede ser implementado en un laboratorio metalúrgico con una pequeña cantidad de la muestra y registrando su solidificación.

El análisis térmico tiene una larga trayectoria de estudio, los autores que se mencionan a continuación han ayudado al desarrollo de mejores técnicas para el análisis térmico.

Los siguientes autores utilizan métodos Newtonianos basados en la misma ecuación de balance, las principales diferencias entre los autores es la forma de obtener la línea base (simulación de la derivada con ausencia del calor latente liberado durante la solidificación) o la ausencia de la misma. Stefanescu, Upadhyya y colaboradores [9] fueron pioneros en el campo, presentando una metodología con la que identifican el principio y fin de solidificación de hierro gris y hierro dúctil en una curva de enfriamiento y con estos datos introducen una línea base usando un ajuste por extrapolación, obteniendo el calor latente, así como la evolución de la fracción sólida y la predicción de fases formadas, logrando estimar la eficiencia de la inoculación del hierro. Méndez y colaboradores [10] no utilizan línea base, en su lugar combinan un balance de energía con los datos de una curva de enfriamiento para calcular la fracción sólida de muestras de aleaciones de aluminio, una de las ventajas es que permitiría aleaciones con mayor punto de fusión. Sokolowski y colaboradores [11] proponen una forma distinta para la obtención de la línea base, la cual consiste en una aproximación utilizando una regresión polinomial de tercer orden, después de cálculos matemáticos obtienen un análisis de la fracción sólida utilizando aleaciones de aluminio y estaño puro, presentando resultados acertados. Xu, J. y colaboradores [12]. construyen una temperatura

base por un método gráfico, el cual muestra resultados positivos para el cálculo de la evolución de la fracción sólida de aleaciones Ni-B, Al-Si, Al-Cu y Fe-Ni [34]. Erbaş [13], considera la capacidad térmica de un molde de arena en la ecuación para obtener la línea base, sus experimentos los realiza con metales puros (Al, Pb, Sn y Zn) y afirma que los resultados de predicción del calor latente son confiables. Mostafapoor y colaboradores [14] analizan el efecto de la aleación Al-5Ti-1B como refinador de grano para una nueva aleación (Al-Zn-Mg-Cu), para estudiar la fracción sólida determinan la línea base del análisis térmico como una línea recta entre el inicio y fin de solidificación, los parámetros del análisis térmico presentan una buena concordancia con los resultados obtenidos por las macro y microestructuras. Por último, Tang y colaboradores [15] le dan mayor énfasis a los parámetros termofísicos para desarrollar la línea base con muestras de aleaciones de aluminio con partículas de SiO₂.

Para tener resultados aceptables en los distintos métodos se recomienda realizar la experimentación con un molde de metal de paredes delgadas para que la masa térmica del molde sea la menor posible [16], aislar la parte superior e inferior del molde para asegurar la transferencia de calor radial y el valor del Biot no debe exceder el valor de 0.1 para asegurar la ausencia de gradientes térmicos al interior del sistema y lograr que el mecanismo controlante sea convección. Siguiendo estos consejos el sistema es representado por un modelo en circuito de parámetros concentrados (Lumped Thermal Capacitancy System), es decir, que la temperatura dentro del sistema debe ser función únicamente del tiempo y ser uniforme [11].

En términos generales los métodos newtonianos presentan resultados aceptables para la determinación de la evolución de fracción sólida pero para los valores de calor latente el error es elevado.

Otro método de gran importancia es el de Fourier, este considera el efecto del gradiente térmico, es decir, supone que el mecanismo controlante es conducción; por lo tanto, para el desarrollo de este método se requiere de dos termopares para registrar la temperatura de la muestra [17] [11], da resultados aceptables para determinar el calor latente pero la preparación para la experimentación es compleja.

A continuación se presentan a detalle algunos de los métodos mencionados con anterioridad, los cuales serán aplicados a curvas de enfriamiento experimentales para comparar sus resultados con los generados por los dos métodos propuestos.

Análisis térmico de Newton NBL

El método del análisis térmico de Newton (NBL), Newton Base Line, es uno de los procedimientos que se utiliza para estudiar la cinética de solidificación de aleaciones de interés metalúrgico a partir del procesamiento numérico de curvas de enfriamiento.

El NTA asume la ausencia de gradientes térmicos en la muestra y se basa en un balance global de energía.

Para usar el método NTA se requiere de un solo termopar colocado en el centro térmico del metal y como todos los cálculos se efectúan con la primera derivada de la curva, la calibración correcta del termopar no es un problema crítico. La velocidad de respuesta del sistema de adquirente de datos es despreciable.

La metodología del NTA analiza una curva de enfriamiento obtenida con un termopar situado en el centro térmico de una muestra inicialmente líquida. El procedimiento para este método empieza con un balance global de energía utilizando un coeficiente global de transferencia de calor, como se observa en la ecuación (1.1).

$$mC_p \frac{dT}{dt} = -h_g A(T - T_0) \quad (1.1)$$

Despejando el término de la primera derivada se obtiene la ecuación (1.2).

$$\frac{dT}{dt} = \frac{-hA(T-T_0)}{mC_p} \quad (1.2)$$

Con los datos de una curva de solidificación experimental, entre los tiempos de inicio y final de la solidificación, se puede obtener el valor de la primera derivada como una pendiente.

Para el primer punto de la curva experimental, la pendiente se obtiene como una derivada con puntos hacia delante, ecuación (1.3).

$$\frac{dT}{dt} = \frac{T^{t+\Delta t} - T^t}{\Delta t} \quad (1.3)$$

Para el cálculo de los puntos centrales se toman puntos hacia delante y hacia atrás, ecuación (1.4).

$$\frac{dT}{dt} = \frac{T^{t+\Delta t} - T^{t-\Delta t}}{2\Delta t} \quad (1.4)$$

Para el último punto de la curva experimental, la pendiente se obtiene como una derivada con puntos hacia atrás, ecuación (1.5).

$$\frac{dT}{dt} = \frac{T^t - T^{t-\Delta t}}{\Delta t} \quad (1.5)$$

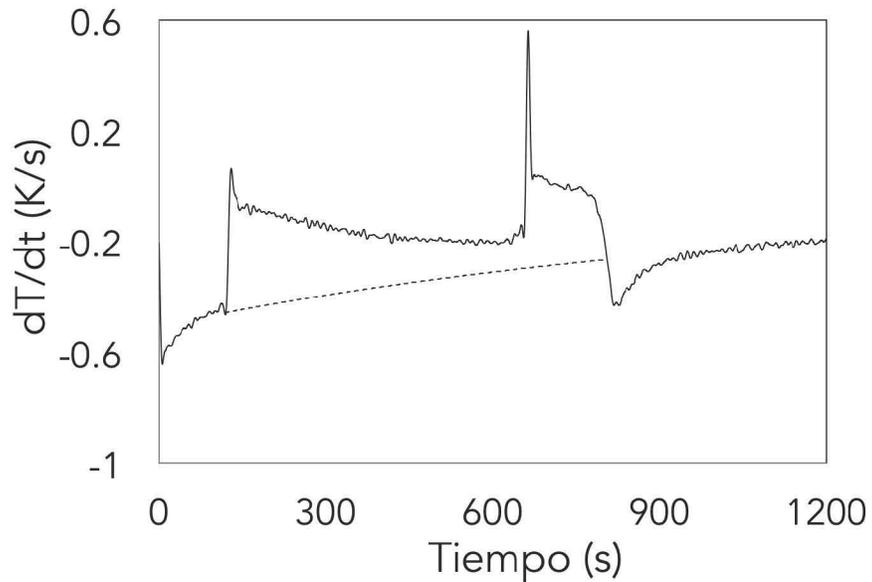


Figura 1.1 Primera derivada y curva cero de Newton

La línea base, también llamada curva cero de Newton, se obtiene a partir de una interpolación exponencial entre estos puntos, esta se observa en la **Figura 1.1**. Esta, tendría el siguiente comportamiento específico para el modelo de NTA, ecuación (1.6).

$$\frac{dT}{dt} = CBe^{Bt} \quad (1.6)$$

Para calcular los parámetros C y B es necesario la información de la primera derivada, los parámetros están relacionados con la interpolación exponencial de la curva cero de Newton. Se expresan los parámetros de la siguiente forma, ecuaciones (1.7) y (1.8).

$$C = \frac{\frac{dT_{is}}{dt}}{Be^B \frac{dT_{is}}{dt}} \quad (1.7)$$

$$B = \frac{\ln\left(\frac{\frac{dT_{is}}{dt}}{\frac{dT_{fs}}{dt}}\right)}{t_{is} - t_{fs}} \quad (1.8)$$

Con las dos curvas podemos obtener el área entre ellas por la regla del rectángulo, ecuaciones (1.9) y (1.10).

$$A = \sum_{t=i}^t \left[\frac{dT}{dt} - ZN \right] \Delta t \quad (1.9)$$

$$A_{tot} = \sum_{t=i}^{t=f} \left[\frac{dT}{dt} - ZN \right] \Delta t \quad (1.10)$$

Con los datos obtenidos se puede obtener una relación directa con la entalpía de fusión, ecuación (1.11).

$$H_{fus} = CpA_{tot} \quad (1.11)$$

El método de NTA también nos permite obtener información sobre la evolución de la fracción sólida f_s . Esta aproximación es tomando en cuenta que el área total que existe entre las dos curvas es equivalente a una total solidificación. Utilizando las ecuaciones (1.9) y (1.10) se obtiene la evolución de la fracción sólida, ecuación (1.12).

$$f_s = \frac{A}{A_{tot}} \quad (1.12)$$

Con esta información es posible conocer la cantidad de microconstituyentes presentes en la muestra, localizando en la curva el inicio de la formación de la fase primaria y el término de esta, localizando el porcentaje de fracción sólida presente en esta zona.

Método Newtoniano basado en un balance de energía EBN

Este método usa una ecuación de balance de energía combinado con una curva de enfriamiento para calcular la fracción sólida sin la necesidad de usar una línea base, ecuación (1.13).

$$mf_s Cp_s \frac{dT}{dt} + mf_l Cp_l \frac{dT}{dt} - mH \frac{df_s}{dt} = -h_g A(T - T_0) \quad (1.13)$$

Haciendo un reacomodo de la ecuación (1.13) y para simplificar se definen tres nuevas variables, ecuaciones (1.14), (1.15) y (1.16).

$$c_L = \frac{mH}{hA} \quad (1.14)$$

$$g_s = \frac{mCp_s}{hA} \quad (1.15)$$

$$g_l = \frac{mCp_l}{hA} \quad (1.16)$$

Las variables g_s y g_l son relacionadas con propiedades del sólido y líquido, se considera que la $f_s = 0$, reacomodando las variables queda la ecuación (1.17).

$$-\frac{1}{g_l} = \frac{d(\ln(T-T_0))}{dt} \quad (1.17)$$

Con la ecuación anterior se realiza una regresión lineal para obtener los parámetros de g_s y g_l , **Figura 1.2**.

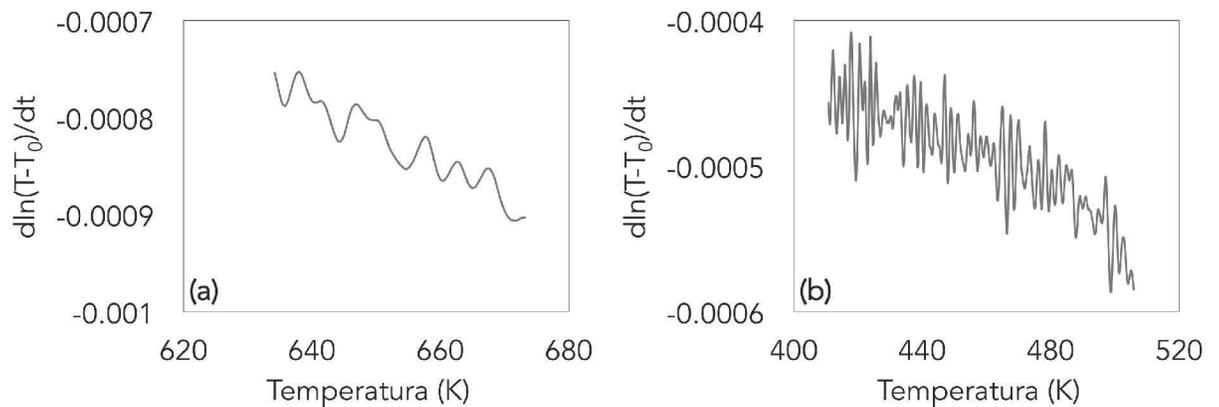


Figura 1.2 Regresión lineal para obtener el parámetro (a) g_L y (b) g_s .

Haciendo una integración simple ecuación (1.13) y añadiendo las variables c_L , g_s y g_l se obtiene la siguiente expresión, ecuación (1.18).

$$f_s = f_{s_{ant}} + \left(\frac{1}{c_L} \right) \left((f_{s_{ant}})(g_s)(T - T_{ant}) + ((1 - f_{s_{ant}})(g_l)(T - T_{ant})) + ((T - T_0)(t - t_{ant})) \right) \quad (1.18)$$

Se realiza un proceso iterativo para obtener el valor de C_L , actualizando el cálculo hasta tener la f_s deseada. Con el valor de C_L actualizado y utilizando la siguiente relación se puede calcular el valor de la entalpía de fusión, ecuación (1.19).

$$H_{fus} = \frac{C_L h A}{m_{met}} \quad (1.19)$$

Para obtener el valor del coeficiente global de transferencia de calor se utiliza un promedio del valor al inicio y fin de la solidificación tomado de un balance global de energía, ecuación (1.20).

$$h = - \frac{(m_{met} C_{p_{met}} dT)}{(T - T_0)(dt)(A)} \quad (1.20)$$

Con los valores obtenidos de fracción sólida se puede calcular la cantidad de microconstituyentes que se encuentran en cada fase.

Aproximación de la línea base dinámica DBL

El método de DBL asume la ausencia de gradientes térmicos en la muestra, al igual que el NTA. También se utiliza un solo termopar colocado en el centro térmico del metal de la misma manera que en el NTA.

El procedimiento para este método empieza con un balance global de energía utilizando un coeficiente global de transferencia de calor.

Se toman las secciones de la parte líquida y sólida de la primera derivada, es decir, suprimir la zona de solidificación. Con estos datos se realiza una correlación polinomial, ecuación (1.21), la que presenta un mejor ajuste es $y = a + bx^3$.

$$\frac{dT}{dt} = \sum_{i=0}^n a_i(T)^n \quad (1.21)$$

La DBL, simula la derivada como si no existiera un calor latente liberado durante la solidificación, esta se observa en la **Figura 1.3**.

Con las dos curvas podemos obtener el área entre ellas por la regla del rectángulo como en el método NTA, ecuaciones (1.22) y (1.23).

$$A = \sum_{t=ini}^t \left[\frac{dT}{dt} - DBL \right] \Delta t \quad (1.22)$$

$$A_{\text{tot}} = \sum_{t=\text{ini}}^{t=\text{fin}} \left[\frac{dT}{dt} - \text{DBL} \right] \Delta t \quad (1.23)$$

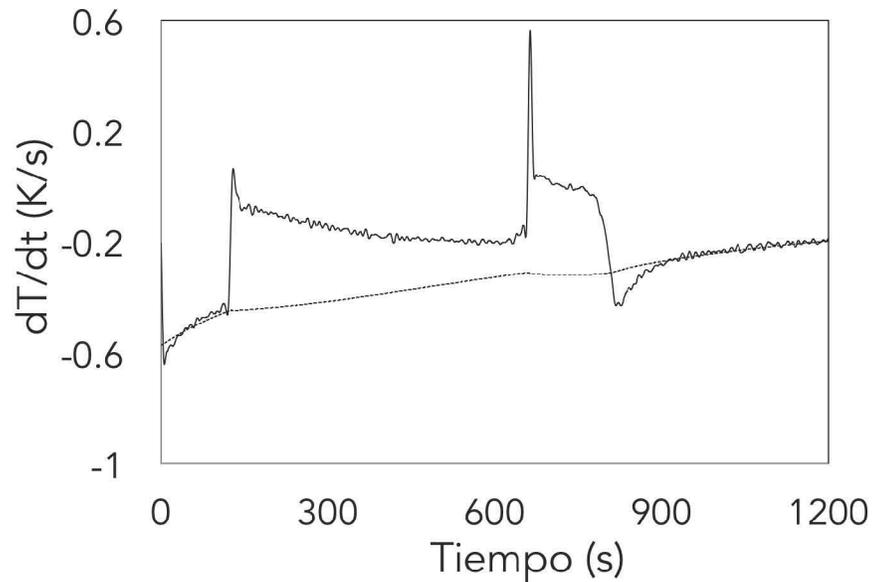


Figura 1.3 Primera derivada y DBL.

Con los datos obtenidos se puede obtener una relación directa con la entalpía de fusión, ecuación (1.24).

$$H_{\text{fus}} = C_p A_{\text{tot}} \quad (1.24)$$

La fracción sólida y la cuantificación de microconstituyentes se calculan de la misma manera que en el método de NTA.

Método gráfico de Xi'an MGX

Consiste en una serie de cálculos gráficos utilizando la curva de enfriamiento para obtener varios parámetros característicos, **Figura 1.4**.

Apoyándose en la función de Dirac, ecuación (1.25), se representa la solidificación de la muestra.

$$\xi_{\alpha}(x) = \exp\left(-\frac{1}{\alpha\sqrt{\pi}} \exp\left(-\frac{x}{\alpha}\right)\right) \begin{cases} = 0, & x < 0 \\ = 1, & x > 0 \end{cases} \quad (1.25)$$

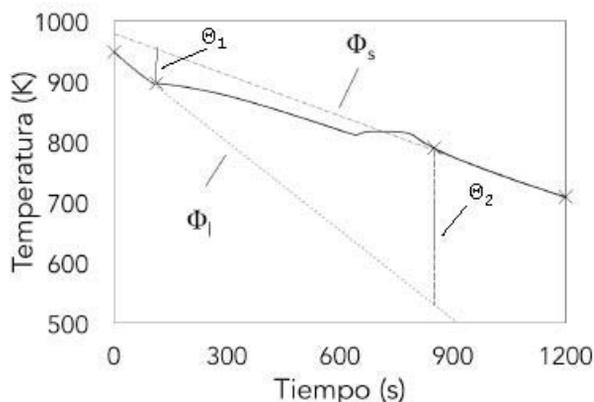


Figura 1.4 Diagrama de la curva de enfriamiento y parámetros característicos.

Si la diferencia entre Φ_1 y Φ_s es relevante, es decir que no se superpongan las líneas, se calculan dos temperaturas base, ecuación (1.26) y (1.27).

$$T_{b1} = \Phi_1 \xi_{\alpha}(t_{fs} - t) + (\Phi_s - \Phi_1) \xi_{\alpha}(t - t_{fs}) \quad (1.26)$$

$$T_{b2} = \Phi_1 \xi_{\alpha}(t_{fs} - t) + (\Phi_s - \Phi_2) \xi_{\alpha}(t - t_{fs}) \quad (1.27)$$

Para obtener un temperatura base que incluya la parte líquida y sólida se utiliza la ecuación (1.28), al igual que la ecuación (1.29).

$$T_b = T_{b1}f + T_{b2}(1-f) \quad (1.28)$$

$$f = \frac{T - (T_b f + T_{b2}(1-f))}{\Phi_1 f + \Phi_2(1-f)} \quad (1.29)$$

Realizando los cálculos correspondientes se obtiene la T_b , de manera gráfica se observa en la Figura 1.5.

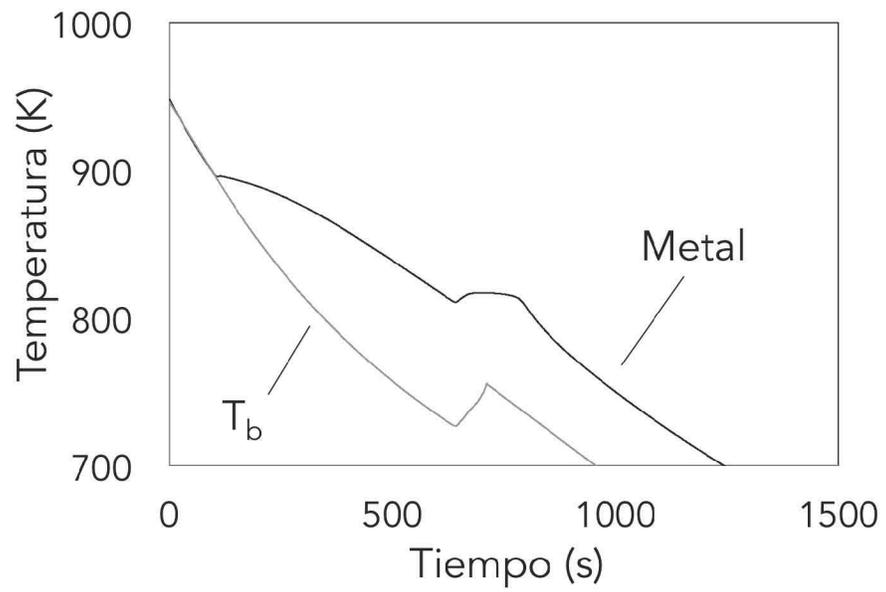


Figura 1.5 Curva de enfriamiento y temperatura base.

Para el cálculo de la evolución de la fracción sólida se utiliza la ecuación (1.29).

Hipótesis

A partir del procesamiento de curvas de enfriamiento de aleaciones hipo eutécticas de Al-Cu, es posible extraer información cuantitativa sobre las cantidades relativas de microconstituyentes presentes así como obtener las entalpías de fusión correspondientes, implementado un método nuevo y considerando la masa y la capacidad calorífica del molde.

Objetivos

- Implementar dos nuevos métodos CA-CCA y validar su capacidad para predecir calores latentes de fusión, procesando numéricamente curvas de enfriamiento de Plomo, Estaño y Zinc de pureza comercial.
- Aplicar los métodos propuestos al procesamiento numérico de curvas de enfriamiento de aleaciones hipoeutécticas Al-Cu y establecer su capacidad para determinar las entalpías de fusión, comparando los valores obtenidos con los reportados en la literatura.
- Establecer la capacidad de los diversos métodos analizados en este trabajo para determinar las cantidades relativas de microconstituyentes, comparando las predicciones de los métodos bajo estudio utilizando como referencia las determinaciones en las probetas experimentales mediante metalografía óptica cuantitativa.
- Comparar los resultados para la obtención de entalpías de fusión y cantidades relativas de microconstituyentes de los métodos propuestos, con los métodos reportados con anterioridad, así como con los valores de referencia reportados en la literatura para los calores latentes de fusión y las determinaciones experimentales mediante metalografía óptica cuantitativa para la cuantificación de microconstituyentes.

Metas

- Realizar la experimentación para obtener las curvas de enfriamiento de las aleaciones bajo estudio.
- Obtener el coeficiente de enfriamiento del sistema operante a partir del procesamiento numérico de una curva de enfriamiento.

- Aplicar los métodos propuestos a metales puros (Pb, Sn y Zn) para obtener los calores latentes de fusión con el propósito de validar los nuevos métodos implementados en este trabajo.
- Obtener, aplicando los métodos propuestos (CEN y SCEN), las entalpías de fusión de la aleación bajo estudio colada en un molde de metal con características conocidas y las cantidades relativas de los microconstituyentes presentes.
- Realizar las metalografías de las muestras para cuantificar los microconstituyentes mediante un software especializado.

Capítulo 2

Metodología

Balance global de energía CEN

El origen de este método es la necesidad de incluir la masa y la capacidad calorífica del molde en el balance global de energía que describe al enfriamiento y solidificación de una muestra en un molde metálico porque analizando los métodos propuestos con anterioridad no cubren este aspecto y aunque algunos autores muestran la problemática de no contar con ciertas características específicas del molde siguen sin tomarlo en cuenta. En este capítulo se explican los métodos propuestos.

Para este método primero es necesario seleccionar el inicio y fin de solidificación de la muestra, para lograr este objetivo se obtiene la primera derivada con el programa Table Curve®, el primer cambio brusco de pendiente se determina como el inicio de solidificación, el segundo cambio brusco de pendiente como el final de la fase primaria (este valor sirve para la cuantificación de los microconstituyentes) y para identificar el fin de la solidificación, es necesario generar una línea recta continua que comience en la parte final del gráfico, cuando esta cruza con la última línea vertical es el fin de la solidificación, como se observa en la **Figura 2.1**.

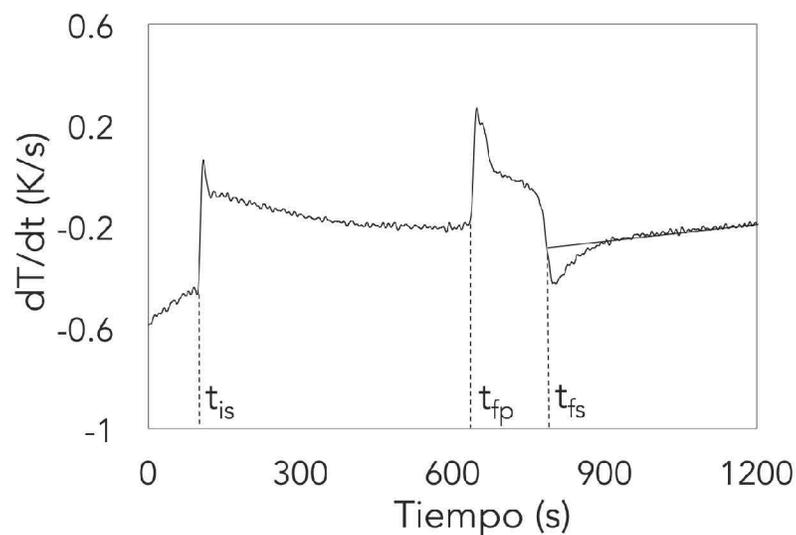


Figura 2.1 Primera derivada de la curva de enfriamiento Al14Cu.

El procedimiento para este método empieza con un balance de energía ecuación (2.1) para cuando no hay transformación de fase, asumiendo comportamiento Newtoniano.

$$m_{\text{met}}C_{p_{\text{met}}}\frac{dT}{dt}_{\text{met}} + m_{\text{mol}}C_{p_{\text{mol}}}\frac{dT}{dt}_{\text{mol}} = -Cf(T_{\text{met}} - T_0) \quad (2.1)$$

Se utiliza un coeficiente de enfriamiento del sistema que engloba el inverso de la resistencia térmica global y todas las resistencias térmicas que actúan en el proceso de transferencia de calor de la muestra con el entorno, al igual que el área de la muestra y aunque el modelo de experimentación favorece a que el calor se libere de forma radial y el área de interés sea la pared del molde, se incluyó el área en el coeficiente de enfriamiento para reducir el error causado por medición o por el arrastre de decimales.

Despejando el término del coeficiente de enfriamiento de la ecuación (2.1) se obtiene la ecuación (2.2):

$$Cf = - \frac{(m_{\text{met}}C_{p_{\text{met}}}dT_{\text{met}})+(m_{\text{mol}}C_{p_{\text{mol}}}dT_{\text{mol}})}{(T_{\text{met}}-T_0)(dt)} \quad (2.2)$$

Para calcular el Cf se toman las secciones de la parte líquida y sólida de la curva de enfriamiento, es decir, se suprime la zona de solidificación. Estos datos se procesan numéricamente para realizar una correlación de la forma $y = a + bx^3$, **Figura 2.2** y el resultado es el Cf en función de la temperatura.

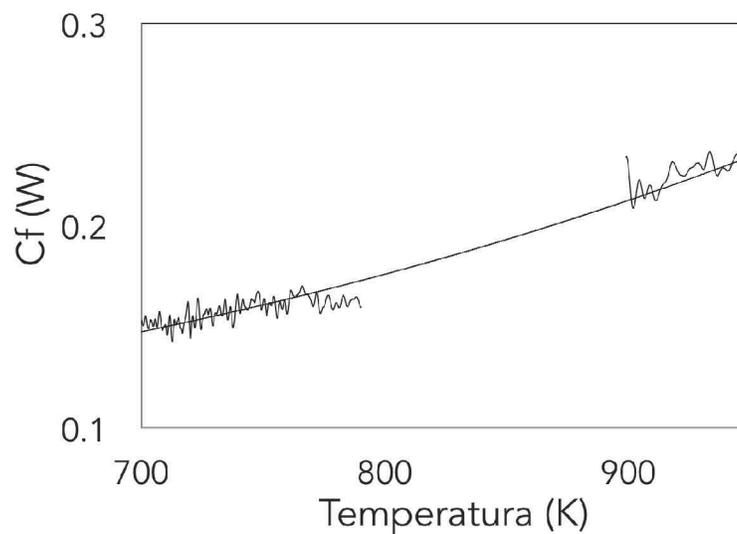


Figura 2.2 Correlación para obtener el coeficiente de enfriamiento en función del tiempo.

Durante la solidificación, el balance de energía se describe en la ecuación (2.3).

$$m_{\text{met}}C_{p_{\text{met}}}\frac{dT}{dt_{\text{met}}} + m_{\text{mol}}C_{p_{\text{mol}}}\frac{dT}{dt_{\text{mol}}} = -Cf(T_{\text{met}} - T_0) + m_{\text{met}}H_{\text{fus}}\frac{dF_s}{dt} \quad (2.3)$$

El calor latente instantáneo se calcula utilizando las siguientes ecuaciones con el Cf obtenido de las correlaciones anteriores para cada paso de tiempo, ecuación (2.4).

$$Q_{\text{Linst}} = -Cf(T_{\text{met}} - T_0)dt - m_{\text{met}}C_{p_{\text{met}}}dT_{\text{met}} - m_{\text{mol}}C_{p_{\text{mol}}}dT_{\text{mol}} = -m_{\text{met}}H_{\text{fus}}dF_s \quad (2.4)$$

Con los datos de calor se puede obtener una relación directa con la entalpía de fusión, ecuación (2.5).

$$H_{\text{fus}} = \frac{Q_{\text{tot}}}{m_{\text{met}}} = \frac{1}{m_{\text{met}}} \sum_{t=\text{fin}}^{t=\text{ini}} Q_{\text{Linst}} \quad (2.5)$$

El método de CEN también nos permite obtener información sobre la evolución de la fracción sólida f_s . Utilizando las ecuaciones (1.9) y (1.10) se obtiene la evolución de la fracción sólida, ecuación (2.6).

$$f_s = \frac{\sum_{t=\text{fin}}^{t=\text{ini}} Q_{\text{Linst}}}{Q_{\text{tot}}} \quad (2.6)$$

Con esta información es posible conocer la cantidad de microconstituyentes presentes en la muestra, localizando en la curva el inicio de la formación de la fase primaria y el término de esta, localizando el porcentaje de fracción sólida presente en esta zona.

Balance global de energía simplificado SCEN

Este método es una versión simplificada del anterior, esto porque es complicado obtener el registro de la temperatura del molde de manera correcta experimentalmente, debido a que el molde es sólido.

El comportamiento del molde y del metal al enfriarse son similares, por lo que se propone la siguiente ecuación (2.7):

$$\frac{dT}{dt_{\text{met}}} = \frac{dT}{dt_{\text{mol}}} \quad (2.7)$$

$$(m_{\text{met}}C_{p_{\text{met}}} + m_{\text{mol}}C_{p_{\text{mol}}}) \frac{dT}{dt} = -Cf(T_{\text{met}} - T_0) \quad (2.8)$$

Por lo tanto, el coeficiente de enfriamiento sería la siguiente ecuación (2.9)

$$Cf = - \frac{(m_{\text{met}}C_{p_{\text{met}}} + m_{\text{mol}}C_{p_{\text{mol}}}) \frac{dT}{dt}}{(T_{\text{met}} - T_0)} \quad (2.9)$$

El calor latente instantáneo liberado por la muestra se encuentra representado en la ecuación (2.10)

$$Q_{\text{Linst}} = -Cf(T_{\text{met}} - T_0)dt - m_{\text{met}}C_{p_{\text{met}}}dT_{\text{met}} - m_{\text{mol}}C_{p_{\text{mol}}}dT_{\text{met}} = -m_{\text{met}}H_{\text{fus}}dF_s \quad (2.10)$$

Para obtener el valor de entalpía de fusión y fracción sólida se utilizan las ecuaciones (2.5) y (2.6), previamente utilizadas para el método CEN.

El cálculo aproximado para el cp de las aleaciones y el promedio se encuentran en los **Anexos 2 y 3** de este trabajo.

Capítulo 3

Desarrollo experimental

En este capítulo se explica la metodología de la experimentación que se llevó a cabo para este estudio. Primero se eligieron los metales puros, de bajo costo y fácil acceso, que se muestran en la **Tabla 3.1**, para el análisis de los métodos propuestos y se seleccionaron las aleaciones que son una muestra representativa cubriendo la zona hipoeutéctica, **Figura 3.1**.

Tabla 3.1 Selección de metales puros.

Experimento	Metal
1	Pb
2	Sn
3	Zn

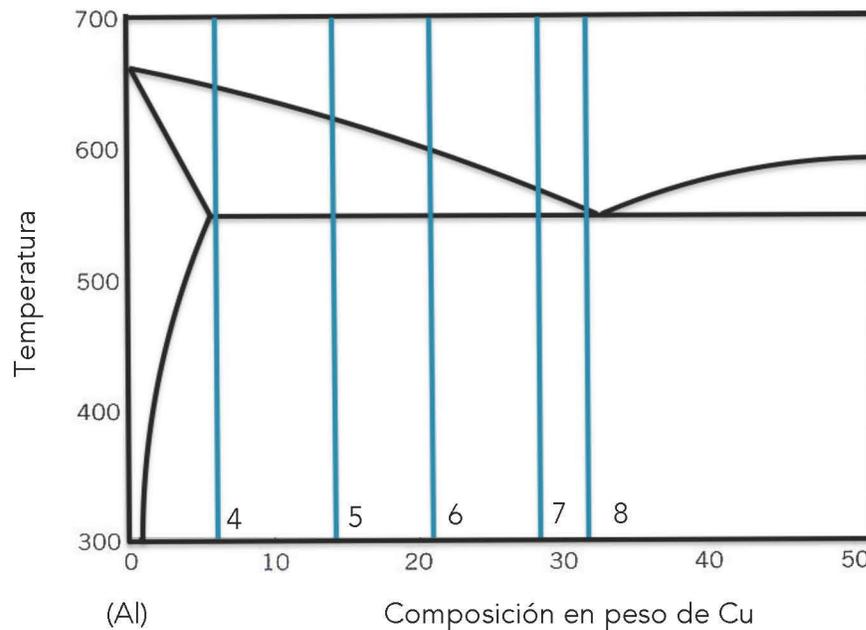


Figura 3.1 Zona hipoeutéctica del diagrama de fase Al-Cu indicando la composición de los experimentos.

Se fundieron los metales propuestos para los experimentos, para las aleaciones de aluminio se adicionó la cantidad de cobre seleccionada en la **Figura 3.1**, previamente se realizaron los

cálculos necesarios para obtener el porcentaje de cobre deseado y se realizó un análisis químico preliminar en un espectrómetro de emisión de chispa para comprobar la composición química de cada aleación; en la **Tabla 3.2** se muestran los elementos de interés de cada experimento, la información completa se encuentra en el **Anexo 1**.

Tabla 3.2 Porcentaje en peso de los elementos presentes en aleaciones base Aluminio experimental.

Experimento	Cu	Fe	Si	Mn	Mg	Ti
	%	%	%	%	%	%
4	6.025	0.254	0.110	0.0057	0.0011	0.038
5	14.40	0.240	0.061	0.0056	<0.0010	0.027
6	20.87	0.223	0.057	0.0053	<0.0010	0.025
7	28.32	0.251	0.074	0.0057	<0.0010	0.030
8	32.39	0.244	0.064	0.0055	<0.0010	0.028

Los valores correspondientes a las propiedades termofísicas de los metales puros se encuentran ampliamente reportados en la literatura [18] y se presentan en la **Tabla 3.3**.

Tabla 3.3 Datos termofísicos usados durante los cálculos de los metales puros, subíndice s y l indican sólido y líquido, respectivamente.

Metal	C_{p_s}	C_{p_l}	ρ
	$J/(kgK)^{-1}$	$J/(kgK)^{-1}$	Kg/m^3
Pb	113.687+0.047T	156.496-0.015T	11300
Sn	181.867+0.153T	292.186-0.0775T	7300
Zn	342.374+0.154T	479.963	7140

Para el caso de las aleaciones algunos de los valores necesarios se encuentran reportados en la literatura por lo que para encontrar los valores adecuados de la capacidad calorífica se utilizó la regla de las mezclas explicada a detalle en el **Anexo 2**. Se compararon los valores de las aleaciones reportadas con los resultados obtenidos **Tabla 3.4** y coinciden de manera satisfactoria [18][19].

Tabla 3.4 Datos termofísicos usadas durante los cálculos de las aleaciones, subíndice l y s indican líquido y sólido, respectivamente.

Aleación	C_{p_s} $J/(kgK)^{-1}$	C_{p_l} $J/(kgK)^{-1}$	ρ Kg/m^3
Al6Cu	$741.386+0.437T$	1137.44	$(2.4618+((-0.0003)(T-916.3385)))1000$
Al14Cu	$708.512+0.408T$	1082.67	$(2.6217+((-0.0004)(T-888.8274)))1000$
Al21Cu	$679.746+0.382T$	1034.74	$(2.7453+((-0.0004)(T-867.5741)))1000$
Al28Cu	$650.981+0.357T$	986.81	$(2.8837+((-0.0004)(T-843.7718)))1000$
Al32Cu	$634.544+0.342T$	959.42	$(2.9675+((-0.0004)(T-829.3708)))1000$

El diseño experimental para obtener las curvas de enfriamiento consiste en una computadora conectada a un adquirente de datos (NI 9213) y este por medio de termopares registra por triplicado las curvas de enfriamiento de cada experimento, como se observa en la **Figura 3.2**.

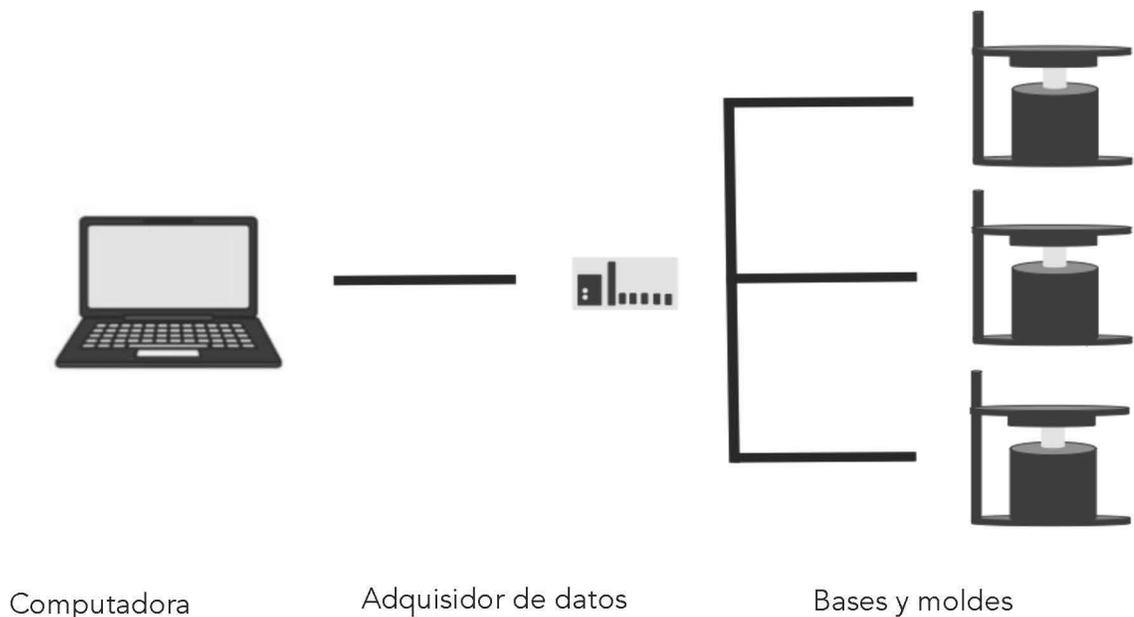


Figura 3.2 Representación gráfica de la experimentación para obtener las curvas de enfriamiento.

Los metales de interés se fundieron en un horno eléctrico obteniendo un baño del metal líquido a una temperatura por arriba de su punto de fusión. Los moldes utilizados fueron de acero inoxidable 316, como se observa en la **Figura 3.3** y **Tabla 3.5**, previamente recubiertos con nitrato de boro, estos se precalentaron para evitar un choque térmico al introducir el metal líquido.

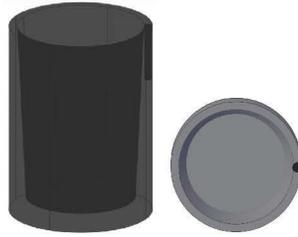


Figura 3.3 Representación gráfica del molde utilizado en la parte experimental.

Tabla 3.5 Dimensiones del molde utilizado en la parte experimental.

Partes del molde	Dimensiones
	<i>cm</i>
Diámetro interno superior	3.0
Diámetro interno inferior	2.6
Diámetro externo	3.8
Diámetro para el termopar del molde	0.24
Profundidad del cilindro para el termopar del molde	1.0
Altura externa	5.4
Altura interna	5.0
Espesor de la base	0.4

Para cada experimento se vertió el metal fundido en un molde metálico, este se colocó en un base metálica con tapa, ambas recubiertas con fibra de vidrio, favoreciendo que la energía térmica se disipe por las paredes del molde en lugar de las tapas, **Figura 3.2**. Se colocaron dos termopares, simultáneamente, por muestra tipo K, el primero en el centro del molde y el segundo en la pared lateral del molde. Se realizaron los experimentos con los diferentes metales de la **Tabla 3.1** y las diferentes aleaciones de la **Tabla 3.2**, efectuándose por triplicado para comprobar la reproducibilidad del experimento.

Se pesó cada una de las probetas obtenidas durante el experimento y estas se muestran en el **Anexo 3**.

Se les realizó un corte de manera transversal a las muestra de las aleaciones en la intersección donde se encontraba la punta de los termopares. Se hizo el tratamiento de desbaste con distintas lijas en la zona circular obtenida, se pulió la zona de interés con pasta de diamante combinada con aceite y por último se les realizó un ataque químico con ácido nítrico diluido con agua. Se capturaron las superficies de las diferentes muestras con una cámara conectada

al microscopio óptico, las figuras se muestran en el **Anexo 7**. Con las imágenes tomadas se contabilizó el número de microconstituyentes con el software AxioVision®.

Cada uno de los métodos mencionados anteriormente recibe un tratamiento distinto, el cual se explica de manera detallada en el Capítulo 1 y 2, el tratamiento de datos se realizó de igual manera para todos los experimentos.

Capítulo 4

Resultados y discusión

En este capítulo se muestran los resultados más relevantes después de realizar la experimentación descrita en el capítulo anterior. Primero se presentan las curvas típicas de enfriamiento, la selección de los tiempos característicos, los resultados de los métodos propuestos para la obtención de calor latente así como la comparación de estos con los métodos reportados en el capítulo 1 y por último la cuantificación de microconstituyentes por los diversos métodos.

En la **Figura 4.1** se muestran las curvas de enfriamiento obtenidas eligiendo una muestra para cada experimento.

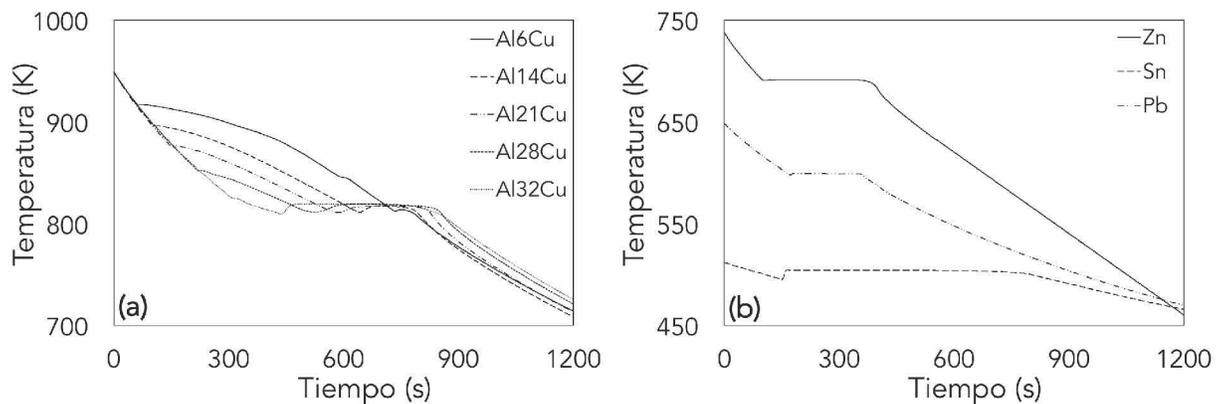


Figura 4.1 Comparación de las curvas de enfriamiento (a) aleaciones de aluminio y (b) metales puros.

En la **Figura 4.1(a)** se observan las curvas de enfriamiento de las cinco aleaciones seleccionadas para esta investigación. En general, todas las curvas presentan un comportamiento típico para una aleación, es decir, se observan 4 secciones importantes.

La primera sección es el enfriamiento del líquido, la cual es la primera pendiente negativa, al observar esta zona en la **Figura 4.1(a)** se observa un traslape de las curvas en esta área, indicando que todas las aleaciones tienen una velocidad de enfriamiento similar y constante. La segunda sección es donde empieza la solidificación y se forma la fase primaria, esta es la sección intermedia representada con una línea curva, el fin de esta sección no es variable porque es donde empieza la formación del eutéctico y esta tiene una temperatura definida

para todas las aleaciones. En cambio el comienzo de esta sección depende de la cantidad de fase α presente en cada aleación, en este estudio empieza la aleación Al6Cu (mayor cantidad de α) porque requiere mayor tiempo para tener su fase primaria formada y la última en empezar es la aleación Al32Cu porque esta conformada en su mayoría por eutéctico.

La tercera sección es cuando se forma la fase eutéctica, esta es representada por una meseta a temperatura aproximadamente constante (para las aleaciones Al-Cu se encuentra alrededor de los 820K), la longitud de la meseta varía dependiendo de la composición, es decir, a mayor cantidad de eutéctico se tiene una meseta más larga porque se requiere mayor tiempo para la formación de todo el eutéctico, por lo tanto la aleación Al6Cu tiene la meseta más corta y a la inversa con la aleación Al32Cu.

La cuarta y última sección es cuando termina la solidificación y ocurre el enfriamiento del sólido, la cual se representa con una pendiente similar a la de la primera sección y aunque siguen la misma tendencia en la velocidad de enfriamiento no empiezan a solidificar al mismo tiempo por lo que se observa un desfase de esta zona.

En la **Figura 4.1(b)** se aprecian las curvas de los metales puros, estas presentan solo tres secciones (primera, tercera y cuarta) debido a que no hay formación de una fase primaria y en la tercera sección no hay formación de eutéctico sino del metal en cuestión. Al ser metales de diferente naturaleza presentan parámetros de solidificación distintos.

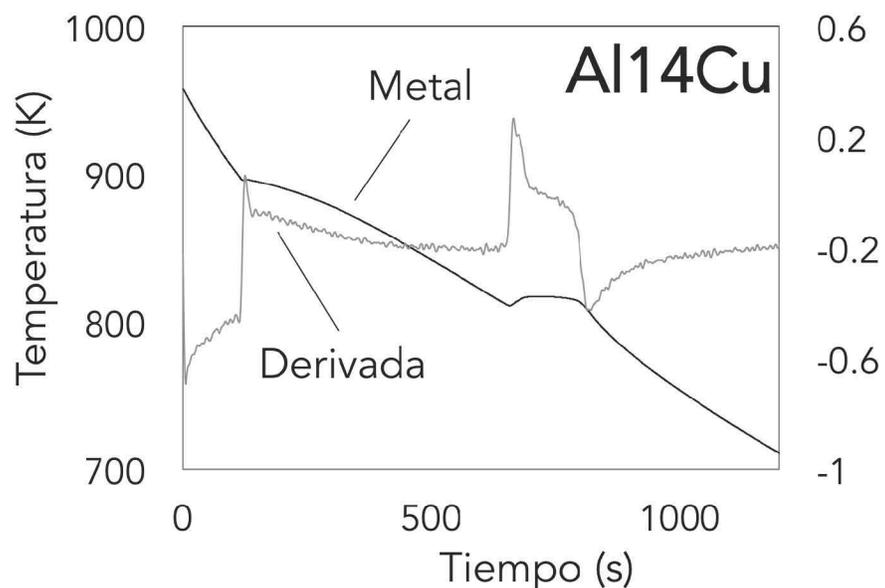


Figura 4.2 Curva de enfriamiento y primera derivada de la curva de enfriamiento de la aleación Al14Cu.

Mencionamos que el inicio de la solidificación es cuando comienza la segunda sección y el fin de la solidificación es cuando comienza la cuarta sección pero para poder identificar con mayor exactitud, es necesario obtener la representación gráfica de la primera derivada.

En la **Figura 4.2** es posible observar como coinciden los cambios de pendiente de la curva de enfriamiento con los de la primera derivada.

Aislando la primera derivada, **Figura 4.3**, se puede ubicar cada tiempo como se describe a continuación. Los metales puros no tienen formación de fase primaria, por lo tanto su derivada, después del primer cambio abrupto de pendiente, se mantiene relativamente constante hasta la solidificación.

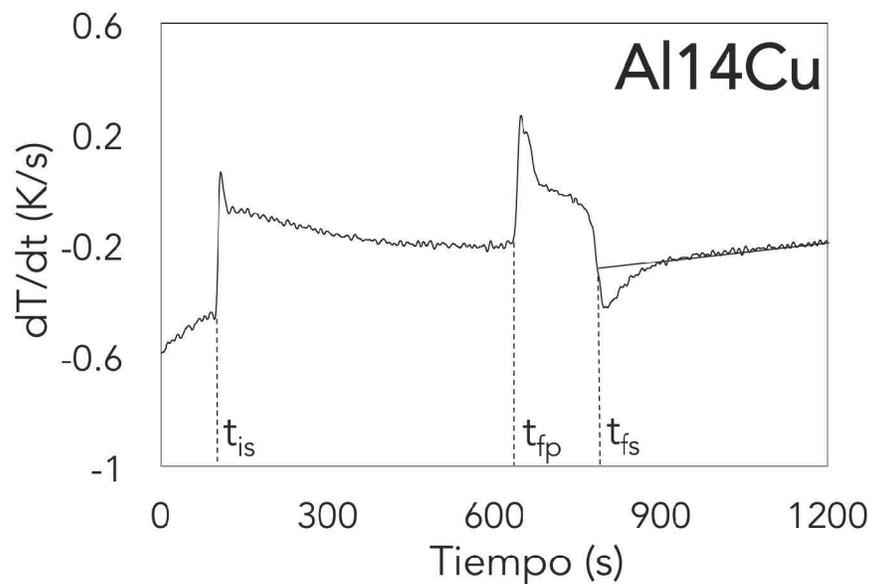


Figura 4.3 Primera derivada de la curva de enfriamiento y determinación gráfica del tiempo de inicio y fin de solidificación, así como el tiempo de fin de formación de la fase primaria.

El tiempo de inicio de solidificación se identifica en el lugar donde se da el primer cambio brusco de pendiente. El siguiente tiempo de interés es el fin de la formación de la fase primaria que se encuentra cuando ocurre el segundo cambio brusco de pendiente. Por último se encuentra el tiempo de fin de solidificación, para identificarlo se utiliza una recta continua de la última sección de la derivada (cuarta sección de la curva original) y el punto donde cruza con la última línea vertical es el tiempo cuando termina la solidificación, toda esta información se encuentra gráficamente en la **Figura 4.3**.

Además de obtener la temperatura y tiempo de cada uno de los experimentos, el adquisidor de datos también registró los valores para crear las curvas de enfriamiento de los moldes en

donde se llevo a cabo la experimentación, a través de un termopar colocado en el molde, estos datos son de gran interés para el primer método propuesto porque se busca incluir el molde en el balance global de energía.

En la Figura 4.4 se muestra la curva de enfriamiento de la aleación Al14Cu muestra 3 y la del molde utilizado en esa prueba.

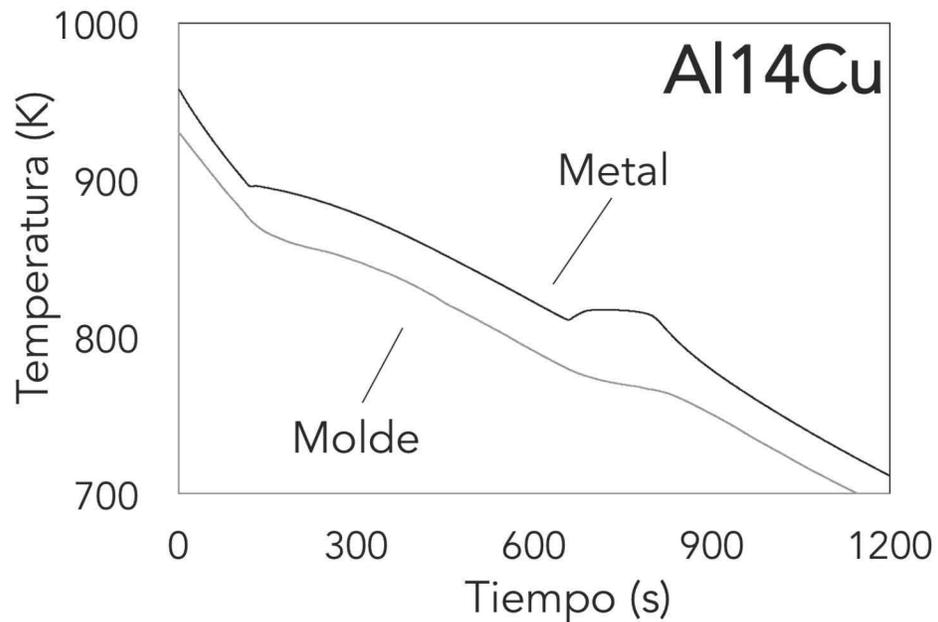


Figura 4.4 Curvas de enfriamiento del metal y el molde de la aleación Al14Cu.

En esta figura se observa como la curva del molde presenta una tendencia similar por debajo de la del metal pero sin tener marcados los cambios de fase, por lo tanto, las secciones 1 y 4 son las que presentan la tendencia más parecida a la del metal.

Con los datos registrados de las curvas de enfriamiento de todos los experimentos, se realizó la metodología indicada en el capítulo 2 para desarrollar los métodos propuestos CEN y SCEN.

Cuantificación de los microconstituyentes experimentalmente

Para las aleaciones se tomaron fotografías de las metalografías y con la ayuda del software AxioVision® se cuantificaron los microconstituyentes presentes.

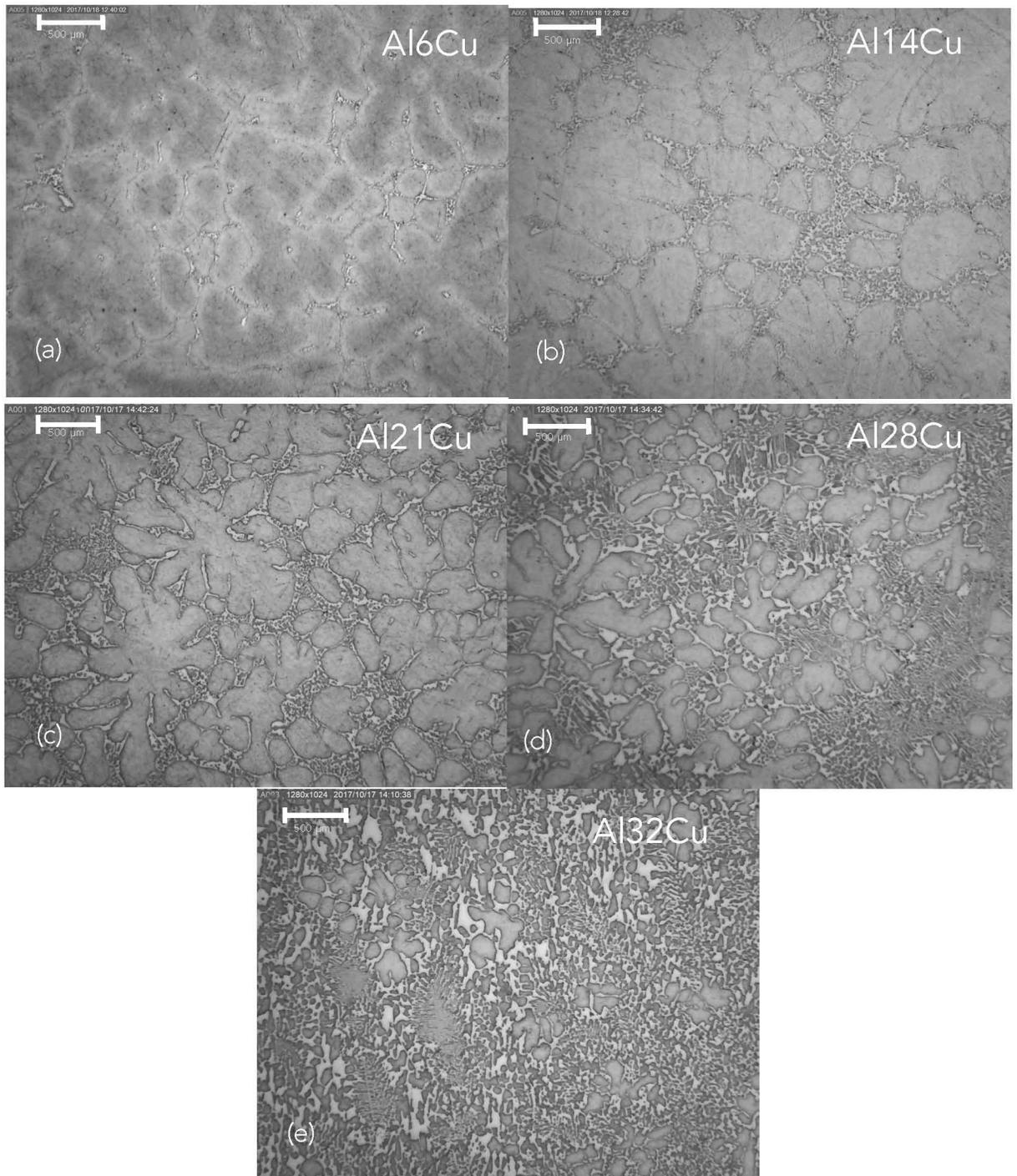


Figura 4.5 Metalografías de la aleaciones Al-Cu atacadas con ácido nítrico diluido, 50X.

En la **Figura 4.5** se presentan fotografías tomadas con ayuda del microscopio óptico de las diferentes aleaciones hipo eutécticas de Al-Cu con diferentes cantidades de Cobre, se observa como aumenta la cantidad de eutéctico cuando es mayor la cantidad de Cobre.

Para obtener la cantidad de fase primaria experimental se utilizaron las imágenes de la **Figura 4.5** y se contabilizaron con el programa AxioVision®, en la **Figura 4.6** se muestran dos metalografías con la fase primaria seleccionada en azul marino y la fase eutéctica en azul aqua.

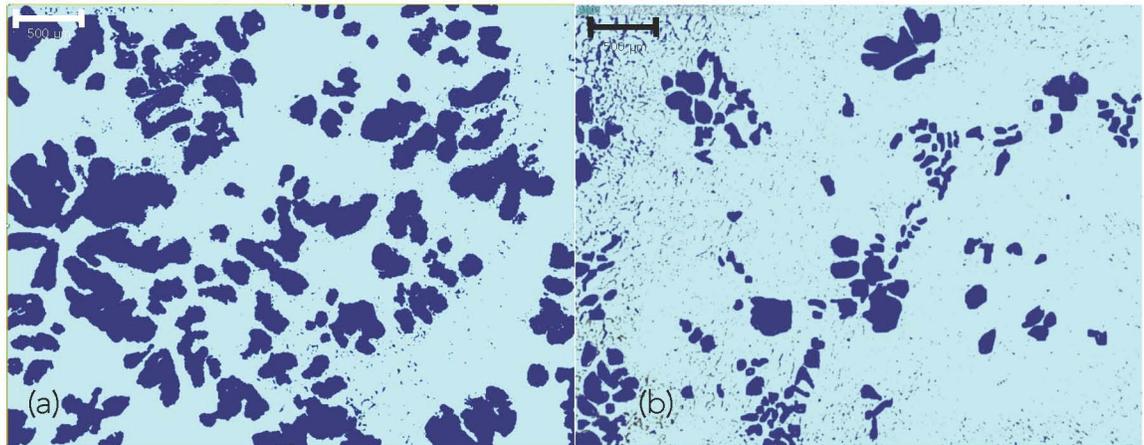


Figura 4.6 Metalografías de la aleaciones Al-Cu en el programa AxioVision® (a) Al28Cu y (b) Al32Cu.

El programa AxioVision® genera un documento donde indica el porcentaje en área de cada fase con respecto al total de dicha imagen, suponiendo que el volumen está representando con el área de la imagen se utiliza la densidad, **Tabla 3.4**, para obtener el porcentaje en masa de cada muestra.

Calor latente de fusión por los métodos CEN y SCEN

A continuación se presentan los resultados obtenidos de calor latente de los metales puros y de las aleaciones por los métodos propuestos. El Zinc solo presenta dos muestras en los resultados porque durante la experimentación no se registraron de manera adecuada los datos de la muestra 1.

Tabla 4.1 Calor latente de fusión de los metales puros obtenido por los método propuestos.

	Plomo		Estaño		Zinc	
	CEN	SCEN	CEN	SCEN	CEN	SCEN
	$J kg^{-1}$					
Referencia [19]	23227±605		59579±1058		111378±1920	
Muestra 1	20425.8	25587.5	55746.2	57214.7	-	-
Muestra 2	21933.8	24062.2	58114.6	56554.6	120157.3	109840.8
Muestra 3	23003.3	25535.5	59747.8	59931.9	114400.9	127185.9
Promedio Experimental	21787.7	25061.7	57869.5	57900.4	117279.1	118513.4
Error Porcentual (%)	6.18	7.92	2.85	2.82	5.30	6.41

Para los metales puros los métodos propuestos presentan buenos resultados, en la **Tabla 4.1** es posible notar como ambos métodos tienen un error porcentual menor al 8% comparado con los valores reportados en la literatura. El método CEN presenta un porcentaje de error comparado con el SCEN pero la diferencia es mínima, es decir, el método simplificado se considera una buena aproximación.

Los resultados de calor latente para las aleaciones utilizando el método CEN y SCEN respectivamente, se presentan en la **Tabla 4.2** y la **Tabla 4.3**.

Tabla 4.2 Calor latente de fusión de las aleaciones obtenido por el método CEN.

	Al6Cu	Al14Cu	Al21Cu	Al28Cu	Al32Cu
	$J kg^{-1}$				
Referencia [19]	380698	374962	364924	364924	362056
Muestra 1	390603.2	339358.2	348537.5	329210.8	326531.1
Muestra 2	386430.7	349203.1	343464.0	368721.7	362057.5
Muestra 3	423762.2	380302.9	380332.3	358169.8	341393.1
Promedio Experimental	400265.4	356288.0	357444.6	352034.1	343327.2
Error Porcentual (%)	5.14	4.98	3.57	3.53	5.17

Los resultados del cálculo de calor latente para las aleaciones por el método CEN son acertados, presentando un error porcentual menor al 6% cuando con comparados con los valores de referencia.

Tabla 4.3 Calor latente de fusión de las aleaciones obtenido por el método SCEN.

	Al6Cu	Al14Cu	Al21Cu	Al28Cu	Al32Cu
	$J\ kg^{-1}$				
Referencia [19]	380698	374962	364924	364924	362056
Muestra 1	390603.2	455938.8	460635.2	428616.4	356033.0
Muestra 2	386430.7	495302.6	456648.5	416647.8	377177.5
Muestra 3	423762.2	473345.7	434380.6	415930.4	375567.1
Promedio Experimental	400265.4	474862.4	450554.8	420398.2	369592.6
Error Porcentual (%)	38.90	26.64	21.55	15.20	2.08

En la **Tabla 4.3** se tienen los resultados de calor latente de fusión de las aleaciones para el método propuesto simplificado SCEN y se observa que el error porcentual es menor al 39% y se observa una tendencia a disminuir el error porcentual a medida que la aleación contiene mayor porcentaje de cobre, analizando las curvas, los resultados sugieren que cuando el porcentaje de cobre es mayor, también lo es la primera sección de la curva de enfriamiento, es decir la zona del enfriamiento del líquido, lo cual puede favorecer a que la temperatura del metal líquido y la del molde se estabilicen y la diferencia entre ambas se reduzca, logrando que la suposición inicial sea más cercana a la realidad, es decir, que la derivada del metal y el molde sean iguales para fines de cálculo, ecuación (2.7). En la **Figura 4.7(a)** se observa como la primera derivada del metal y del molde siguen la misma tendencia y en la **Figura 4.7(b)** se encuentran distantes las derivadas.

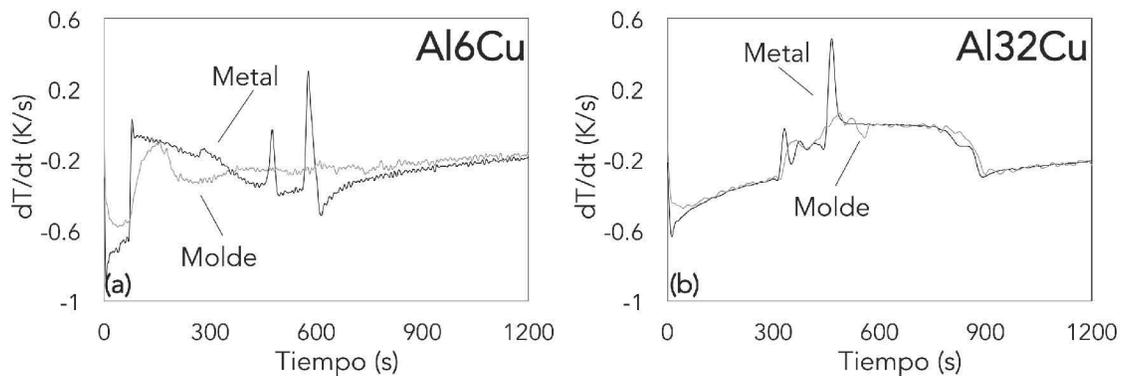


Figura 4.7 Primera derivada de la curva de enfriamiento del metal y del molde (a) Al6Cu muestra 2 y (b) Al32Cu muestra 1.

En la **Figura 4.8** se muestran de nuevo las aleaciones que tienen mayor contraste, presentando el calor liberado por el método CEN y SCEN.

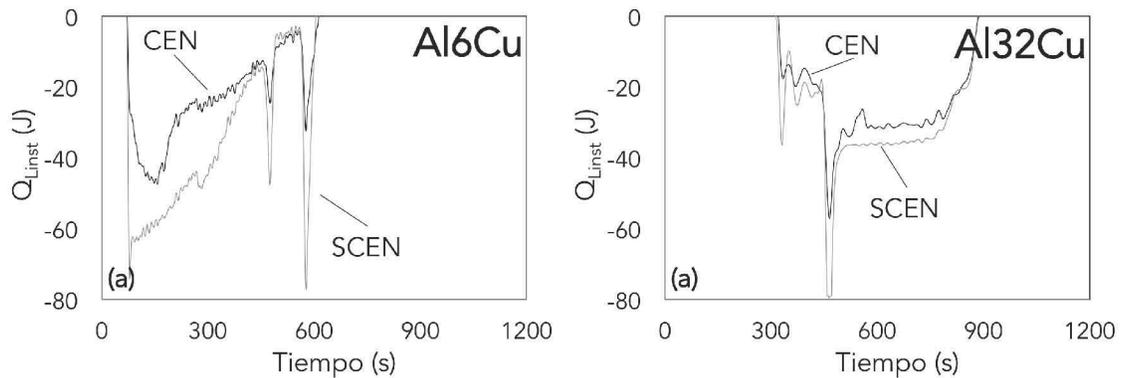


Figura 4.8 Calor liberado por el método CEN y SCEN (a) Al_6Cu muestra 2 y (b) $Al_{32}Cu$ muestra 1.

En la **Figura 4.8(a)** se observa que los métodos presentan diferencias considerables en la aleación con menor porcentaje de cobre. En el caso contrario, **Figura 4.8(b)**, presentan una tendencia similar el calor liberado por el CEN y el SCEN, no afectando la suposición para el método simplificado.

Cuantificación de los microconstituyentes por los métodos CEN y SCEN

La cuantificación de microconstituyentes para las diversas aleaciones se realiza ubicando el tiempo cuando ocurre cambio de fase en cada curva de enfriamiento y con esa información se encuentra la fracción sólida correspondiente. Los resultados obtenidos por los métodos CEN y SCEN se presentan de la **Tabla 4.4 a la 4.8**.

Tabla 4.4 Porcentaje de fase primaria por diferentes métodos de la aleación Al_6Cu .

Muestra	CEN	SCEN	Experimental
	%	%	%
1	92.26	92.37	92.53
2	93.55	92.19	91.84
3	93.38	93.12	92.93
Promedio	93.06	92.56	92.43±0.51
Error porcentual	0.68	0.14	-

Tabla 4.5 Porcentaje de fase primaria por diferentes métodos de la aleación Al14Cu.

Muestra	CEN	SCEN	Experimental
	%	%	%
1	72.20	72.91	73.49
2	73.70	74.05	74.00
3	73.29	73.92	73.47
Promedio	73.06	73.63	73.65±0.28
Error porcentual	0.80	0.03	-

Tabla 4.6 Porcentaje de fase primaria por diferentes métodos de la aleación Al21Cu.

Muestra	CEN	SCEN	Experimental
	%	%	%
1	54.3	53.54	54.36
2	54.04	55.16	54.37
3	55.73	55.92	53.14
Promedio	54.69	54.87	53.96±0.66
Error porcentual	1.36	1.70	-

Tabla 4.7 Porcentaje de fase primaria por diferentes métodos de la aleación Al28Cu.

Muestra	CEN	SCEN	Experimental
	%	%	%
1	34.80	33.32	34.26
2	34.01	34.41	34.78
3	33.60	32.31	34.42
Promedio	34.14	33.35	34.49±0.25
Error porcentual	1.02	3.31	-

Tabla 4.8 Porcentaje de fase primaria por diferentes métodos de la aleación Al32Cu.

Muestra	CEN	SCEN	Experimental
	%	%	%
1	13.17	14.49	13.82
2	14.19	13.49	12.49
3	12.74	12.53	12.62
Promedio	13.37	13.50	12.98±0.68
Error porcentual	2.98	4.03	-

En los resultados reportados en las tablas se puede observar que el error máximo comparado con el valor obtenido por la cuantificación en las metalografías es de 2.98% para el CEN y 4.03% para el SCEN. En términos generales, ambos métodos dan una buena aproximación a la realidad.

Valores de calor latente de fusión obtenidos por diferentes métodos

Se realizó el tratamiento de datos para los diferentes métodos (explicado detalladamente en el Capítulo 1) y se reportan los resultados en las siguiente tablas para los metales puros. En las **Tablas 4.9, 4.10 y 4.11** se presentan los resultados obtenidos del calor latente de fusión de los metales puros seleccionados (Pb, Sn y Zn).

Tabla 4.9 Calor latente de fusión obtenido por diferentes métodos de Plomo.

Muestra	NBL	EBN	DBL	CEN	SCEN	Valor de referencia [18]
	$J kg^{-1}$					
1	8088.4	8137.2	6751.1	20425.8	25587.5	
2	7625.6	7513.8	6331.5	21933.8	24062.2	
3	19454.9	16930.5	7354.5	23003.3	25535.5	
Promedio	11723.0	10860.5	6812.4	21787.7	25061.7	23227±605

Tabla 4.10 Calor latente de fusión obtenido por diferentes métodos de Estaño.

Muestra	NBL	EBN	DBL	CEN	SCEN	Valor de referencia [18]
	$J kg^{-1}$					
1	20092.0	20556.6	17822.1	55746.2	57214.7	
2	21842.0	23617.4	18200.9	58114.6	56554.6	
3	20399.1	30318.6	18473.6	59747.8	59931.9	
Promedio	20777.7	24830.8	18165.5	57869.5	57900.4	59579±1058

Tabla 4.11 Calor latente de fusión obtenido por diferentes métodos de Zinc.

Muestra	NBL	EBN	DBL	CEN	SCEN	Valor de referencia [18]
	$J kg^{-1}$					
1	43844.3	76478.9	79144.2	120157.3	109840.8	
2	67531.5	70952.4	52807.9	114400.9	127185.9	
Promedio	55687.9	73715.6	65976.0	117279.1	118513.4	111378±1920

En la **Figura 4.9** se presenta gráficamente lo representado en las tablas anteriores (**Tabla 4.9, 4.10 y 4.11**) donde se observa que los métodos propuestos se encuentran cerca del rango de los valores reportados a diferencia de los otros métodos, que muestran valores muy alejados del valor de referencia.

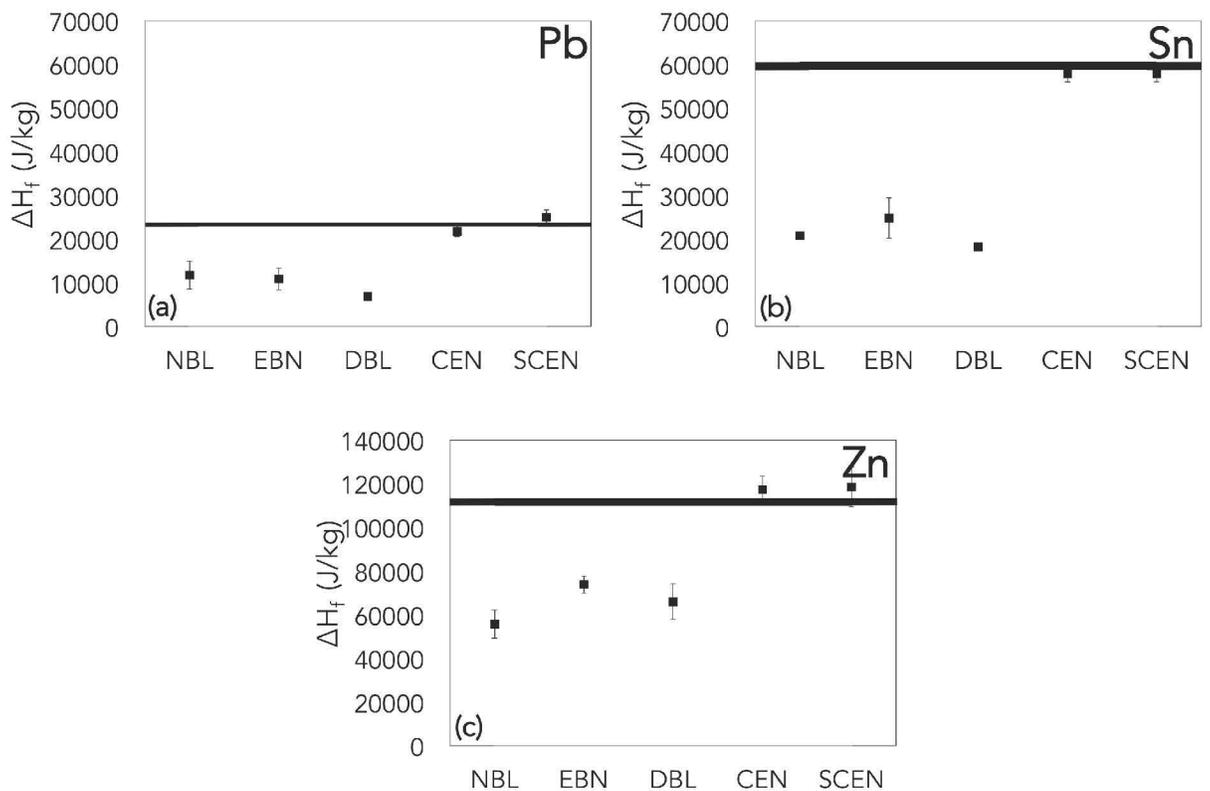


Figura 4.9 Resultados del H_{fus} del (a) Pb, (b) Sn y (c) Zn.

En la **Tabla 4.12** se presenta el error porcentual comparando los resultados obtenidos con los valores de referencia correspondientes a cada metal reportado en la literatura, donde de manera cuantitativa se pueden comparar los resultados obtenidos.

Tabla 4.12 Error porcentual de la entalpia liberada comparada con el valor de referencia reportado de los metales puros.

Metal	NBL	EBN	DBL	CEN	SCEN
<i>Error Porcentual (%)</i>					
Pb	49.52	53.23	70.66	6.18	7.92
Sn	65.12	58.31	69.50	2.85	2.82
Zn	50.00	33.81	40.75	5.30	6.41

En la **Tabla 4.12** se observa que los métodos propuestos en la literatura (NBL, EBN y DBL) presentan un error porcentual alto, arriba del 33%, en cambio, en los métodos propuestos el error no supera el 8% para el cálculo del calor latente de fusión.

Los resultados mostrados en la **Figura 4.9** y la **Tabla 4.12** sugieren que los métodos propuestos en este trabajo presentan un mejor desempeño para determinar la entalpia de fusión de los metales puros con un error porcentual menor al que se presenta empleando el resto de los métodos considerados en este trabajo.

Los resultados del calor latente de fusión para las aleaciones por los diferentes métodos se reportan en las **Tablas 4.13-4.17**, donde se mencionan los métodos NBL, EBN y DBL, así como los métodos propuestos (CEN y SCEN).

Tabla 4.13 Calor latente de fusión obtenido por diferentes métodos de la aleación Al6Cu.

Muestra	NBL	EBN	DBL	CEN	SCEN	Valor de referencia [19]
	$J kg^{-1}$					
1	158023.2	170918.6	196276.2	390603.2	522554.4	
2	145064.9	162107.5	191515.3	386430.7	521831.3	
3	154923.2	191548.7	203482.7	423762.2	541928.1	
Promedio	152670.5	174858.3	197091.4	400265.4	528771.3	380698

Tabla 4.14 Calor latente de fusión obtenido por diferentes métodos de la aleación Al14Cu.

Muestra	NBL	EBN	DBL	CEN	SCEN	Valor de referencia [19]
	$J kg^{-1}$					
1	228044.7	213986.7	177424.9	339358.2	455938.8	
2	257406.0	251761.1	192448.1	349203.1	495302.6	
3	226620.3	192194.4	184976.9	380302.9	473345.7	
Promedio	237357.0	219314.1	184950.0	356288.0	474862.4	374962

Tabla 4.15 Calor latente de fusión obtenido por diferentes métodos de la aleación Al21Cu.

Muestra	NBL	EBN	DBL	CEN	SCEN	Valor de referencia [19]
	$J kg^{-1}$					
1	156398.6	234832.9	184605.3	348537.5	460635.2	
2	171426.7	211492.5	178328.0	343464.0	456648.5	
3	173741.5	214442.3	188194.9	380332.3	434380.6	
Promedio	167188.9	220255.9	183709.4	357444.6	450554.8	370660

Tabla 4.16 Calor latente de fusión obtenido por diferentes métodos de la aleación Al28Cu.

Muestra	NBL	EBN	DBL	CEN	SCEN	Valor de referencia [19]
	$J kg^{-1}$					
1	204227.8	199529.0	165074.9	329210.8	428616.4	
2	215165.9	194925.0	168145.7	368721.7	416647.8	
3	235761.4	216307.7	164933.4	358169.8	415930.4	
Promedio	218385.0	203587.3	166051.3	352034.1	420398.2	364924

Tabla 4.17 Calor latente de fusión obtenido por diferentes métodos de la aleación Al32Cu.

Muestra	NBL	EBN	DBL	CEN	SCEN	Valor de referencia [19]
	Jkg^{-1}	$J kg^{-1}$				
1	164289.8	155510.5	147573.1	326531.1	356033.0	
2	195497.0	192795.3	180700.1	362057.5	377177.5	
3	186960.6	180034.7	160646.4	341393.1	375567.1	
Promedio	182249.1	176113.5	162973.2	343327.2	369592.6	362056

En la **Figura 4.10** se observa de manera gráfica lo reportado en las tablas de resultados y al igual que los resultados de los metales puros, los métodos propuestos aplicados a las diferentes aleaciones hipo eutécticas de Al-Cu, se encuentran en un rango cercano a los valores de referencia a diferencia de los otros métodos , que muestran valores muy alejados del valor de referencia.

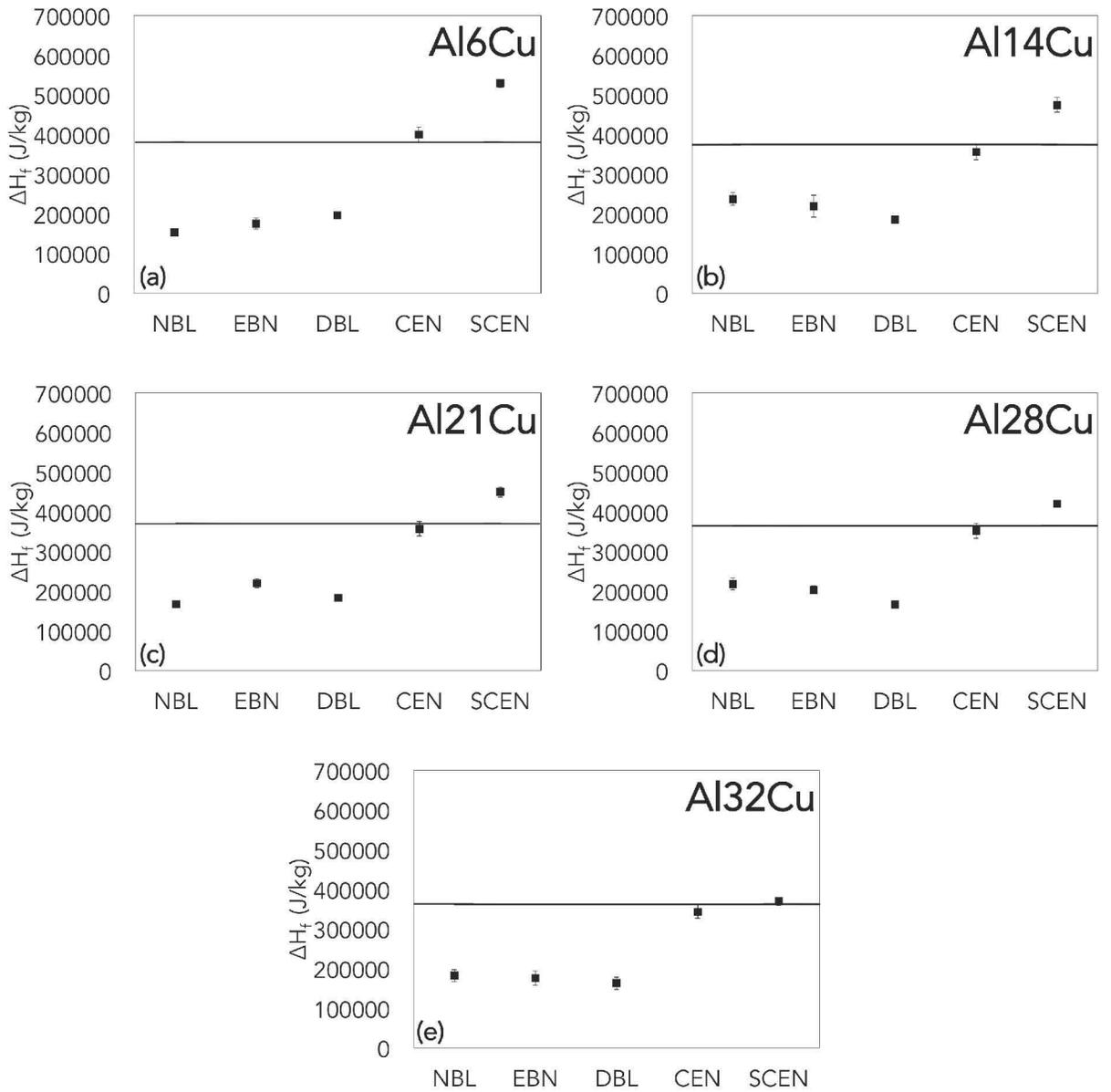


Figura 4.10 Resultados del H_{fus} de la aleación (a) Al₆Cu, (b) Al₁₄Cu, (c) Al₂₁Cu, (d) Al₂₈Cu y (e) Al₃₂Cu. La línea continua es el valor de referencia.

En la **Tabla 4.18** se presentan los porcentajes de error obtenidos por los diferentes métodos, en los cuales se observa que el método CEN presenta muy buenos resultados ya que el valor máximo de error es de 5.17% comparado con los valores de los métodos comúnmente utilizados que presentan un error mínimo de 28.58%. En el caso del SCEN que presenta un error máximo de 38.9% que disminuye al aumentar la cantidad de cobre, es una buena

aproximación a la realidad comparado con los otros métodos y con un desarrollo experimental sencillo.

Tabla 4.18 Error porcentual de la entalpia liberada comparada con el valor de referencia reportado de las aleaciones Al-Cu.

Metal	NBL	EBN	DBL	CEN	SCEN
<i>Error Porcentual (%)</i>					
Al6Cu	59.90	54.07	48.23	5.14	38.90
Al14Cu	36.70	41.51	50.68	4.98	26.64
Al21Cu	54.89	40.58	50.44	3.57	21.55
Al28Cu	40.16	44.21	54.50	3.53	15.20
Al32Cu	49.66	51.36	54.99	5.17	2.08

Los resultados mostrados en la **Figura 4.10** y la **Tabla 4.18** sugieren que los métodos propuestos en este trabajo presentan un mejor desempeño para determinar la entalpia de fusión de las aleaciones Al-Cu con un error porcentual menor al que se presenta en los resultados obtenidos en el resto de los métodos considerados en este trabajo. También se puede observar que el método CEN es el más cercano al valor reportado para la mayoría de las aleaciones y el método simplificado presenta un mayor error para las aleaciones con bajo contenido de cobre y este error va disminuyendo conforme se incrementa el contenido de cobre, lo que sugiere que conforme aumenta el contenido de cobre se van cumpliendo las condiciones térmicas asumidas por el método simplificado, es decir, las velocidades de enfriamiento son cada vez más parecidas entre el metal y el molde.

Evolución de la fracción sólida

También se realizaron los cálculos necesarios para obtener la evolución de la fracción sólida representado gráficamente por los diferentes métodos en la **Figura 4.11**.

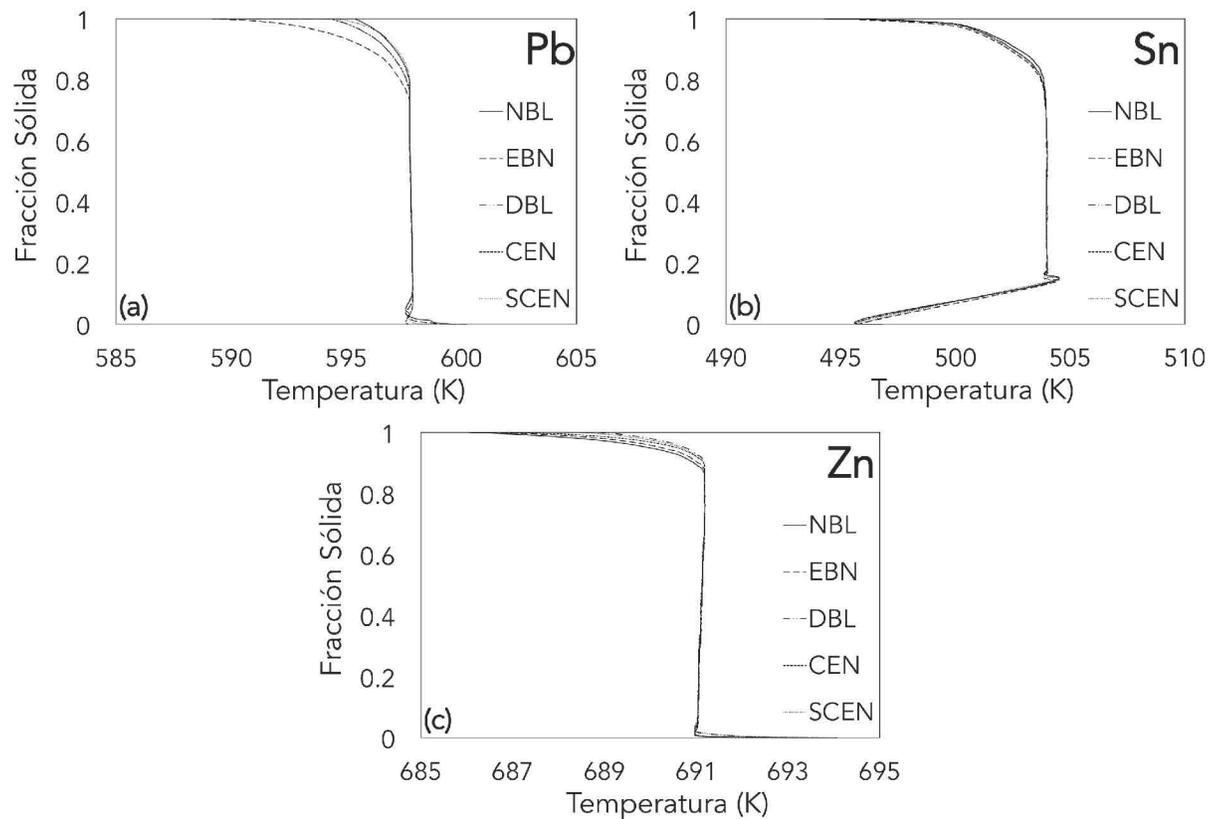


Figura 4.11 Evolución de la fracción sólida con respecto a la temperatura (a) Pb, (b) Sn y (c) Zn.

En la **Figura 4.11** se observa la evolución de la fracción sólida típica de los metales puros, donde a medida que avanza la temperatura comienza a disminuir la fracción sólida y al alcanzar la temperatura de fusión del metal la fracción sólida se reduce a drásticamente. En la parte inferior de todas las gráficas se observa que disminuye un poco la temperatura y después vuelve a aumentar, esto es debido al subenfriamiento que ocurre durante la solidificación.

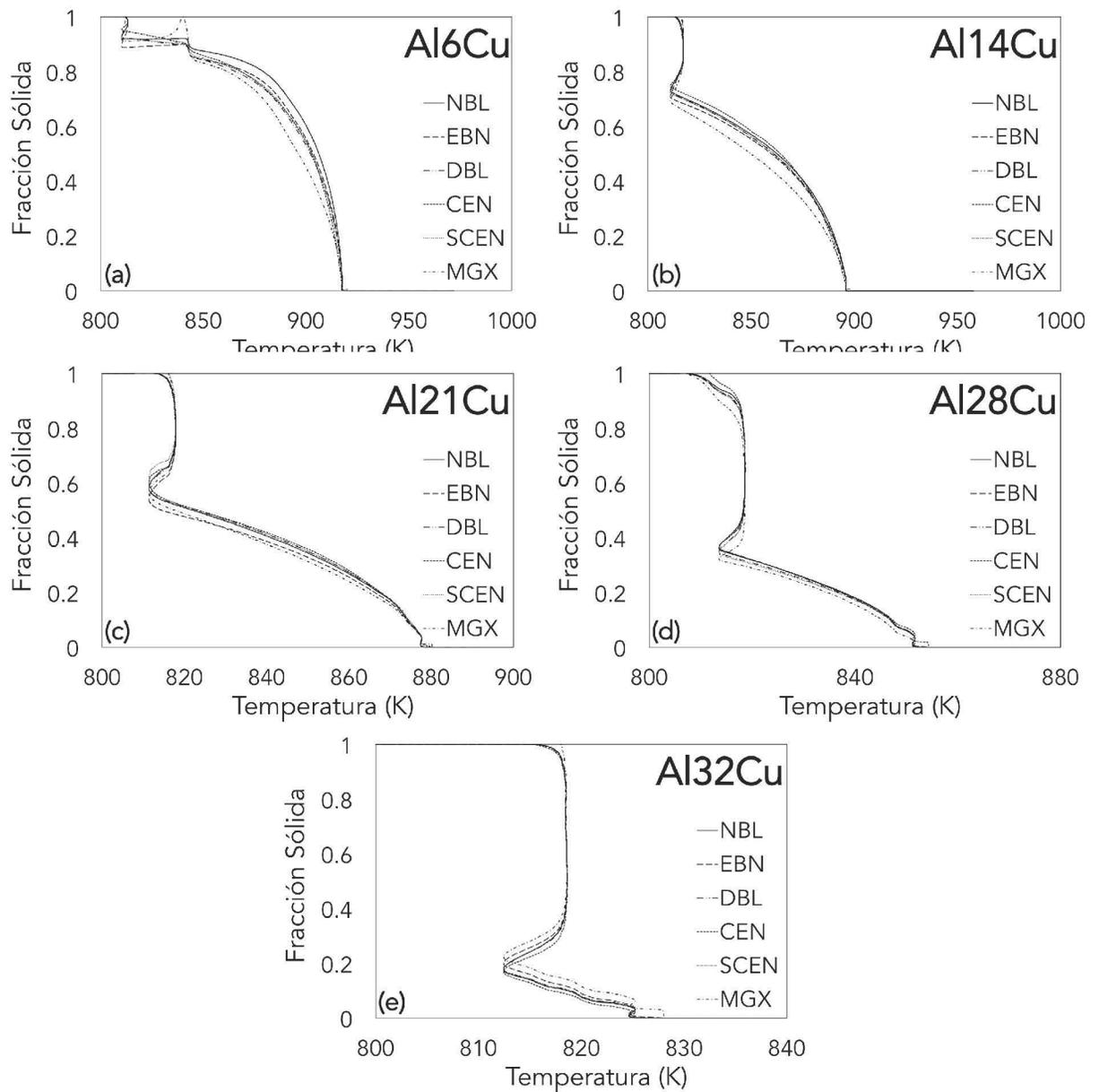


Figura 4.12 Evolución de la fracción sólida con respecto a la temperatura de la aleación (a) Al6Cu, (b) Al14Cu, (c) Al21Cu, (d) Al28Cu y (e) Al32Cu.

En la **Figura 4.12** se presenta la evolución de la fracción sólida en las aleaciones, en donde se observa que cuando la temperatura empieza a aumentar, la fracción sólida disminuye, cuando se llega a la temperatura del eutéctico se observa que la fracción sólida disminuye drásticamente (dependiendo de la cantidad de eutéctico de la muestra) y después se reduce paulatinamente cuando aumenta la temperatura. El método que menos sigue la tendencia

general es el MGX porque este método asume que la sección líquida y sólida de las curvas de enfriamiento es totalmente recta y paralelas entre sí, las curvas experimentales presentan curvatura y no son paralelas, por lo que solo se consideró este método para el cálculo de la evolución de la fracción sólida y la cuantificación de microconstituyentes. Los métodos restantes presentan una tendencia similar al aumento de la fracción sólida, en la Figura 4.8 se puede identificar en ambas gráficas, la formación de la fase primaria y con el cambio de pendiente la formación de la fase eutéctica. Esto sugiere que los métodos propuestos y los reportados presentan una buena respuesta al calcular la evolución de la fracción sólida.

Cuantificación de los microconstituyentes obtenidos por diferentes métodos

La cuantificación de microconstituyentes para las diversas aleaciones se realizó ubicando el tiempo cuando ocurre cambio de fase en cada curva de enfriamiento y con esa información se encontró la fracción sólida correspondiente. Los resultados se presentan de la **Tabla 4.14** a la **4.17** y de manera gráfica en la Figura 4.10.

Tabla 4.19 Porcentaje de fase primaria por diferentes métodos de la aleación Al6Cu.

Muestra	NBL	EBN	DBL	CEN	SCEN	MGX	Experimental
	$J kg^{-1}$						
1	90.89	91.27	93.3	92.26	92.37	89.97	92.53
2	90.06	91.35	94.08	93.55	92.19	90.91	91.84
3	91.19	92.61	92.94	93.38	93.12	91.39	92.93
Promedio	90.71	91.74	93.44	93.06	92.56	90.76	92.43±0.51

Tabla 4.20 Porcentaje de fase primaria por diferentes métodos de la aleación Al14Cu.

Muestra	NBL	EBN	DBL	CEN	SCEN	MGX	Experimental
	$J kg^{-1}$						
1	71.90	74.01	72.23	72.20	72.91	68.20	73.49
2	73.80	74.98	73.55	73.70	74.05	70.01	74.00
3	72.78	73.82	72.35	73.29	73.92	68.67	73.47
Promedio	72.83	74.27	72.71	73.06	73.63	68.96	73.65±0.28

Tabla 4.21 Porcentaje de fase primaria por diferentes métodos de la aleación Al21Cu.

Muestra	NBL	EBN	DBL	CEN	SCEN	MGX	Experimental
	$J kg^{-1}$						
1	51.25	53.58	55.28	54.3	53.54	52.68	54.36
2	53.31	53.38	55.63	54.04	55.16	54.02	54.37
3	52.74	52.02	56.58	55.73	55.92	52.83	53.14
Promedio	52.43	52.99	55.83	54.69	54.87	53.18	53.96±0.66

Tabla 4.22 Porcentaje de fase primaria por diferentes métodos de la aleación Al28Cu.

Muestra	NBL	EBN	DBL	CEN	SCEN	MGX	Experimental
	$J kg^{-1}$						
1	33.40	35.25	33.76	34.80	33.32	34.61	34.26
2	32.46	35.96	34.77	34.01	34.41	36.09	34.78
3	34.93	34.51	32.59	33.60	32.31	34.28	34.42
Promedio	33.60	35.24	33.71	34.14	33.35	34.99	34.49±0.25

Tabla 4.23 Porcentaje de fase primaria por diferentes métodos de la aleación Al32Cu.

Muestra	NBL	EBN	DBL	CEN	SCEN	MGX	Experimental
	$J kg^{-1}$						
1	11.60	12.83	12.99	13.17	14.49	16.59	13.82
2	10.32	10.87	14.38	14.19	13.49	15.72	12.49
3	12.24	12.37	13.57	12.74	12.53	14.53	12.62
Promedio	11.39	12.02	13.65	13.37	13.50	15.61	12.98±0.68

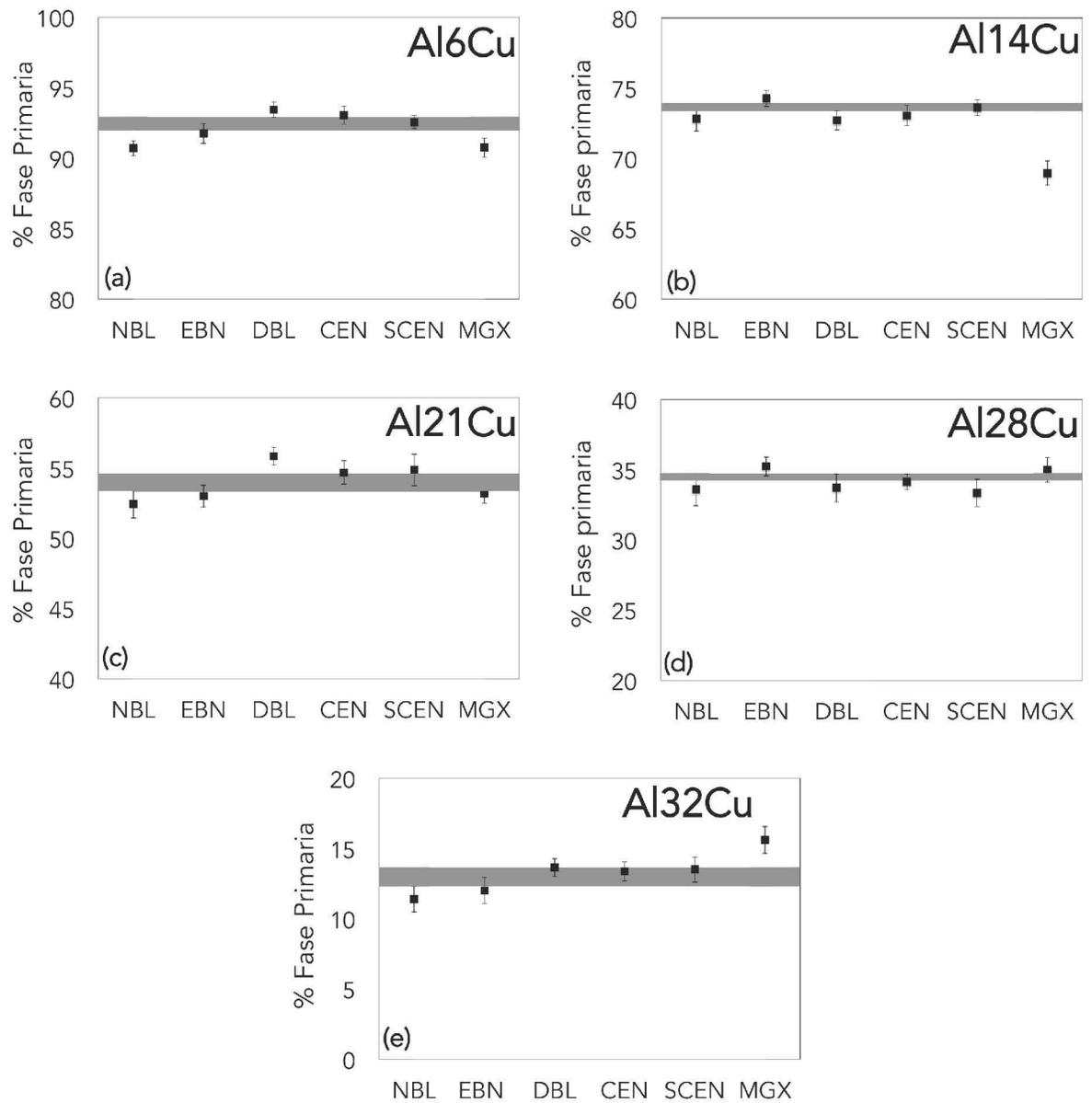


Figura 4.13 Representación gráfica del porcentaje de fase primaria por diferentes métodos de las aleaciones (a) Al₆Cu, (b) Al₁₄Cu, (c) Al₂₁Cu, (d) Al₂₈Cu y (e) Al₃₂Cu.

Se puede observar que los métodos MGX y NBL son los que presentan resultados no tan favorables pero en general todos los métodos se encuentran en un rango aceptable en la cuantificación de microconstituyentes.

Tabla 4.24 Error porcentual del cálculo de porcentaje de fase primaria comparada con el valor experimental obtenido en la cuantificación de los microconstituyentes en las metalografías de las aleaciones Al-Cu.

Metal	NBL	EBN	DBL	CEN	SCEN	MGX
<i>Error Porcentual (%)</i>						
Al6Cu	1.86	0.75	1.09	0.68	0.14	1.81
Al14Cu	1.12	0.84	1.28	0.80	0.03	6.37
Al21Cu	2.82	1.78	3.47	1.36	1.70	1.44
Al28Cu	2.58	2.18	2.27	1.02	3.31	1.46
Al32Cu	12.28	7.37	5.13	2.98	4.03	20.29

La **Tabla 4.24** reafirma lo observado en la **Figura 4.13**: el método MGX presenta un error del 20.29% en la aleación Al32Cu y el método NBL tienen un error máximo de 12.28% en la misma aleación, siendo esta la aleación con mayor porcentaje de error. En las otras aleaciones todos los métodos se encuentran en un rango corto de porcentaje de error sugiriendo que todos los métodos presentados son confiables para la cuantificación de microconstituyentes.

Conclusiones

- El método CEN presenta buenos resultados en la predicción de las entalpías de fusión comparado con los valores reportados en la literatura para los metales puros y para las aleaciones.
- El método propuesto simplificado (SCEN) se considera una buena aproximación para los metales Pb, Sn y Zn de pureza comercial pero para las aleaciones presenta un error considerable aunque sigue siendo una buena aproximación a la realidad comparado con los otros métodos (NTA, EBN y DBL), además tiene un desarrollo experimental sencillo.
- Los métodos propuestos (CEN y SCEN) determinan acertadamente las cantidades relativas de microconstituyentes presentes en las aleaciones hipoeutécticas Al-Cu comparados con las determinaciones en las probetas experimentales mediante metalografía óptica cuantitativa, es decir, ambos métodos dan una buena aproximación a la realidad.
- Los métodos propuestos en este trabajo (CEN y SCEN) presentan un mejor desempeño para determinar la entalpia de fusión de los metales puros y de las aleaciones Al-Cu con un error porcentual menor al que se presenta en los resultados obtenidos en el resto de los métodos considerados (NTA, EBN y DBL) y para la cuantificación de microconstituyentes, los resultados de todos los métodos reportados con anterioridad son confiables.

Sugerencias

- Realizar el modelo de experimentación utilizado en este proyecto con diferentes aleaciones para probar el alcance de los métodos propuestos.
- Probar los métodos propuestos en la zona hipereutéctica de las aleaciones Al-Cu.

Lista de símbolos

Símbolo	Descripción	Unidades
m_{met}	Masa del metal	kg
m_{mol}	Masa del molde	kg
C_p	Capacidad calorífica	$\text{J kg}^{-1} \text{K}^{-1}$
$C_{p_{\text{aleación}}}$	Capacidad calorífica de una aleación	$\text{J kg}^{-1} \text{K}^{-1}$
\bar{C}_p	Capacidad calorífica promedio	$\text{J kg}^{-1} \text{K}^{-1}$
C_{p_s}	Capacidad calorífica del metal sólido	$\text{J kg}^{-1} \text{K}^{-1}$
C_{p_l}	Capacidad calorífica del metal líquido	$\text{J kg}^{-1} \text{K}^{-1}$
h_g	Coefficiente global de transferencia de calor	$\text{W m}^{-2} \text{K}^{-1}$
T	Temperatura en cada instante	K
T_0	Temperatura del medio	K
T_{is}	Temperatura de inicio de la solidificación	K
T_{fs}	Temperatura final de la solidificación	K
T_{b1}	Temperatura base 1 para el método MGX	K
T_{b2}	Temperatura base 2 para el método MGX	K
T_b	Temperatura base para el método MGX	K
A	Área de transferencia de calor	m^2
A_{tot}	Área total	m^2
$\frac{dT}{dt}$	Primera derivada de la curva de enfriamiento con respecto al tiempo	K s^{-1}
$\frac{df_s}{dt}$	Derivada de la fracción sólida con respecto al tiempo	s^{-1}
t	Tiempo	s
t_{is}	Tiempo de inicio de la solidificación	s
t_{fp}	Tiempo de fin de la fracción primaria	s
t_{fs}	Tiempo final de la solidificación	s
Δt	Intervalo de tiempo	s
C	Constante de nucleación	m^{-3}
B	Constante de nucleación	$\text{s}^2 \text{m}^{-3} \text{K}^{-2}$
C_l	Constante positiva que representa el calor latente isotérmico de la transformación de líquido a sólido	J K W^{-1}
g_s y g_l	Variables en función de la temperatura	J W^{-1}
H_{fus}	Entalpía de fusión	J kg^{-1}
ZN	Curva cero de Newton	K s^{-1}

DBL	Línea base del método DBL	$K s^{-1}$
f_s	Fracción sólida	-
f_l	Fracción líquida	-
Q_{tot}	Flujo de calor total	W
ξ	Delta de Dirac	-
α	Constante para el método MGX	-
Φ_l	Historia térmica de la parte líquida	K
Φ_s	Historia térmica de la parte sólida	K
θ_1	Parámetro característico para el método MGX	-
θ_2	Parámetro característico para el método MGX	-

Índice de Figuras

Figura 1.1 Primera derivada y curva cero de Newton	13
Figura 1.2 Regresión lineal para obtener el parámetro (a) g_L y (b) g_s .	15
Figura 1.3 Primera derivada y DBL.	17
Figura 1.4 Diagrama de la curva de enfriamiento y parámetros característicos.	18
Figura 1.5 Curva de enfriamiento y temperatura base.	19
Figura 2.1 Primera derivada de la curva de enfriamiento Al14Cu.	22
Figura 2.2 Correlación para obtener el coeficiente de enfriamiento en función del tiempo.	23
Figura 3.1 Zona hipoeutéctica del diagrama de fase Al-Cu indicando la composición de los experimentos.	26
Figura 3.2 Representación gráfica de la experimentación para obtener las curvas de enfriamiento.	28
Figura 3.3 Representación gráfica del molde utilizado en la parte experimental.	29
Figura 4.1 Comparación de las curvas de enfriamiento (a) aleaciones de aluminio y (b) metales puros.	31
Figura 4.2 Curva de enfriamiento y primera derivada de la curva de enfriamiento de la aleación Al14Cu.	32

Figura 4.3 Primera derivada de la curva de enfriamiento y determinación gráfica del tiempo de inicio y fin de solidificación, así como el tiempo de fin de formación de la fase primaria.	33
Figura 4.4 Curvas de enfriamiento del metal y el molde de la aleación Al14Cu.	34
Figura 4.5 Metalografías de la aleaciones Al-Cu atacadas con ácido nítrico diluido, 50X.	35
Figura 4.6 Metalografías de la aleaciones Al-Cu en el programa AxioVision® (a) Al28Cu y (b)Al32Cu.	36
Figura 4.7 Primera derivada de la curva de enfriamiento del metal y del molde (a) Al6Cu muestra 2 y (b) Al32Cu muestra 1.	38
Figura 4.8 Calor liberado por el método CEN y SCEN (a) Al6Cu muestra 2 y (b) Al32Cu muestra 1.	39
Figura 4.9 Resultados del H_{fus} del (a) Pb, (b) Sn y (c) Zn.	42
Figura 4.10 Resultados del H_{fus} de la aleación (a) Al6Cu, (b) Al14Cu, (c) Al21Cu, (d) Al28Cu y (e) Al32Cu. La línea continua es el valor de referencia.	46
Figura 4.11 Evolución de la fracción sólida con respecto a la temperatura (a) Pb, (b) Sn y (c) Zn.	48
Figura 4.12 Evolución de la fracción sólida con respecto a la temperatura de la aleación (a) Al6Cu, (b) Al14Cu, (c) Al21Cu, (d) Al28Cu y (e) Al32Cu.	49
Figura 4.13 Representación gráfica del porcentaje de fase primaria por diferentes métodos de las aleaciones (a) Al6Cu, (b) Al14Cu, (c) Al21Cu, (d) Al28Cu y (e) Al32Cu.	52
Figura A1 Curvas de enfriamiento del metal y el molde de Plomo, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.	73
Figura A2 Curvas de enfriamiento del metal y el molde de Estaño, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.	74
Figura A3 Curvas de enfriamiento del metal y el molde de Zinc, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.	74
Figura A4 Primera derivada de la curva de enfriamiento y determinación gráfica de diversas secciones en el tiempo de Plomo, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.	74

Figura A5 Primera derivada de la curva de enfriamiento y determinación gráfica de diversas secciones en el tiempo de Estaño, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.	74
Figura A6 Primera derivada de la curva de enfriamiento y determinación gráfica de diversas secciones en el tiempo de Zinc, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.	75
Figura A7 Primera derivada de la curva de enfriamiento del metal y del molde de Plomo, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.	75
Figura A8 Primera derivada de la curva de enfriamiento del metal y del molde de Estaño, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.	75
Figura A9 Primera derivada de la curva de enfriamiento del metal y del molde de Zinc, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.	75
Figura A10 Regresión lineal para obtener el parámetro g_l de Plomo, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.	76
Figura A11 Regresión lineal para obtener el parámetro g_l de Estaño, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.	76
Figura A12 Regresión lineal para obtener el parámetro g_l de Zinc, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.	76
Figura A13 Regresión lineal para obtener el parámetro g_s de Plomo, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.	76
Figura A14 Regresión lineal para obtener el parámetro g_s de Plomo, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.	77
Figura A15 Regresión lineal para obtener el parámetro g_s de Zinc, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.	77
Figura A16 Primera derivada y líneas base con el método de NBL y DBL de Plomo, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.	77
Figura A17 Primera derivada y líneas base con el método de NBL y DBL de Estaño, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.	77
Figura A18 Primera derivada y líneas base con el método de NBL y DBL de Zinc, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.	78
Figura A19 Correlación para obtener el coeficiente global de transferencia de calor por el área de Plomo, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.	78

Figura A20 Correlación para obtener el coeficiente global de transferencia de calor por el área de Estaño, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.	78
Figura A21 Correlación para obtener el coeficiente global de transferencia de calor por el área de Zinc, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.	78
Figura A22 Calor liberado por el método CEN y SCEN de Plomo, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.	79
Figura A23 Calor liberado por el método CEN y SCEN de Estaño, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.	79
Figura A24 Calor liberado por el método CEN y SCEN de Zinc, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.	79
Figura A25 Evolución de la fracción sólida con respecto al tiempo de Plomo, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.	79
Figura A26 Evolución de la fracción sólida con respecto al tiempo de Estaño, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.	80
Figura A27 Evolución de la fracción sólida con respecto al tiempo de Zinc, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.	80
Figura A28 Evolución de la fracción sólida con respecto a la temperatura de Plomo, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.	80
Figura A29 Evolución de la fracción sólida con respecto a la temperatura de Estaño, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.	80
Figura A30 Evolución de la fracción sólida con respecto a la temperatura de Zinc, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.	81
Figura A31 Curvas de enfriamiento del metal y el molde de la aleación Al6Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.	81
Figura A32 Curvas de enfriamiento del metal y el molde de la aleación Al14Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.	81
Figura A33 Curvas de enfriamiento del metal y el molde de la aleación Al21Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.	81
Figura A34 Curvas de enfriamiento del metal y el molde de la aleación Al28Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.	82
Figura A35 Curvas de enfriamiento del metal y el molde de la aleación Al32Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.	82

Figura A36 Primera derivada de la curva de enfriamiento y determinación gráfica de diversas secciones en el tiempo de la aleación Al6Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.	82
Figura A37 Primera derivada de la curva de enfriamiento y determinación gráfica de diversas secciones en el tiempo de la aleación Al14Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.	82
Figura A38 Primera derivada de la curva de enfriamiento y determinación gráfica de diversas secciones en el tiempo de la aleación Al21Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.	83
Figura A39 Primera derivada de la curva de enfriamiento y determinación gráfica de diversas secciones en el tiempo de la aleación Al28Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.	83
Figura A40 Primera derivada de la curva de enfriamiento y determinación gráfica de diversas secciones en el tiempo de la aleación Al32Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.	83
Figura A41 Primera derivada de la curva de enfriamiento del metal y del molde de la aleación Al6Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.	83
Figura A42 Primera derivada de la curva de enfriamiento del metal y del molde de la aleación Al14Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.	84
Figura A43 Primera derivada de la curva de enfriamiento del metal y del molde de la aleación Al21Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.	84
Figura A44 Primera derivada de la curva de enfriamiento del metal y del molde de la aleación Al28Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.	84
Figura A45 Primera derivada de la curva de enfriamiento del metal y del molde de la aleación Al32Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.	84
Figura A46 Regresión lineal para obtener el parámetro g_1 de la aleación Al6Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.	85
Figura A47 Regresión lineal para obtener el parámetro g_1 de la aleación Al14Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.	85
Figura A48 Regresión lineal para obtener el parámetro g_1 de la aleación Al21Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.	85
Figura A49 Regresión lineal para obtener el parámetro g_1 de la aleación Al28Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.	85
Figura A50 Regresión lineal para obtener el parámetro g_1 de la aleación Al32Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.	86

Figura A51 Regresión lineal para obtener el parámetro g_s de la aleación Al6Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.	86
Figura A52 Regresión lineal para obtener el parámetro g_s de la aleación Al14Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.	86
Figura A53 Regresión lineal para obtener el parámetro g_s de la aleación Al21Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.	86
Figura A54 Regresión lineal para obtener el parámetro g_s de la aleación Al28Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.	87
Figura A55 Regresión lineal para obtener el parámetro g_s de la aleación Al32Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.	87
Figura A56 Primera derivada y líneas base con el método de NBL y DBL de la aleación Al6Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.	87
Figura A57 Primera derivada y líneas base con el método de NBL y DBL de la aleación Al14Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.	87
Figura A58 Primera derivada y líneas base con el método de NBL y DBL de la aleación Al21Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.	88
Figura A59 Primera derivada y líneas base con el método de NBL y DBL de la aleación Al28Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.	88
Figura A60 Primera derivada y líneas base con el método de NBL y DBL de la aleación Al32Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.	88
Figura A61 Diagrama de la curva de enfriamiento y parámetros característicos de la aleación Al6Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.	88
Figura A62 Diagrama de la curva de enfriamiento y parámetros característicos de la aleación Al14Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.	89
Figura A63 Diagrama de la curva de enfriamiento y parámetros característicos de la aleación Al21Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.	89
Figura A64 Diagrama de la curva de enfriamiento y parámetros característicos de la aleación Al28Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.	89
Figura A65 Diagrama de la curva de enfriamiento y parámetros característicos de la aleación Al32Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.	89
Figura A66 Curva de enfriamiento y temperatura base de la aleación Al6Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.	90
Figura A67 Curva de enfriamiento y temperatura base de la aleación Al14Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.	90

Figura A68 Curva de enfriamiento y temperatura base de la aleación Al21Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.	90
Figura A69 Curva de enfriamiento y temperatura base de la aleación Al28Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.	90
Figura A70 Curva de enfriamiento y temperatura base de la aleación Al32Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.	91
Figura A71 Correlación para obtener el coeficiente global de transferencia de calor por el área de la aleación Al6Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.	91
Figura A72 Correlación para obtener el coeficiente global de transferencia de calor por el área de la aleación Al14Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.	91
Figura A73 Correlación para obtener el coeficiente global de transferencia de calor por el área de la aleación Al21Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.	91
Figura A74 Correlación para obtener el coeficiente global de transferencia de calor por el área de la aleación Al28Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.	92
Figura A75 Correlación para obtener el coeficiente global de transferencia de calor por el área de la aleación Al32Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.	92
Figura A76 Calor liberado por el método CEN y SCEN de la aleación Al6Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.	92
Figura A77 Calor liberado por el método CEN y SCEN de la aleación Al14Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.	92
Figura A78 Calor liberado por el método CEN y SCEN de la aleación Al21Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.	93
Figura A79 Calor liberado por el método CEN y SCEN de la aleación Al28Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.	93
Figura A80 Calor liberado por el método CEN y SCEN de la aleación Al32Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.	93
Figura A81 Evolución de la fracción sólida con respecto al tiempo de la aleación Al6Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.	93
Figura A82 Evolución de la fracción sólida con respecto al tiempo de la aleación Al14Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.	94

Figura A83 Evolución de la fracción sólida con respecto al tiempo de la aleación Al21Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.	94
Figura A84 Evolución de la fracción sólida con respecto al tiempo de la aleación Al28Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.	94
Figura A85 Evolución de la fracción sólida con respecto al tiempo de la aleación Al32Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.	94
Figura A86 Evolución de la fracción sólida con respecto a la temperatura de la aleación Al6Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.	95
Figura A87 Evolución de la fracción sólida con respecto a la temperatura de la aleación Al14Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.	95
Figura A88 Evolución de la fracción sólida con respecto a la temperatura de la aleación Al21Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.	95
Figura A89 Evolución de la fracción sólida con respecto a la temperatura de la aleación Al28Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.	95
Figura A90 Evolución de la fracción sólida con respecto a la temperatura de la aleación Al32Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.	96
Figura A91 Metalografía de las aleaciones Al6Cu atacadas con ácido nítrico diluido, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.	96
Figura A92 Metalografía de las aleaciones Al14Cu atacadas con ácido nítrico diluido, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.	96
Figura A93 Metalografía de las aleaciones Al21Cu atacadas con ácido nítrico diluido, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.	97
Figura A94 Metalografía de las aleaciones Al28Cu atacadas con ácido nítrico diluido, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.	97
Figura A95 Metalografía de las aleaciones Al32Cu atacadas con ácido nítrico diluido, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.	97

Índice de Tablas

Tabla 3.1 Selección de metales puros.	26
Tabla 3.2 Porcentaje en peso de los elementos presentes en aleaciones base Aluminio experimental.	27

Tabla 3.3 Datos termofísicos usados durante los cálculos de los metales puros, subíndice s y l indican sólido y líquido, respectivamente.	27
Tabla 3.4 Datos termofísicos usadas durante los cálculos de las aleaciones, subíndice l y s indican líquido y sólido, respectivamente.	28
Tabla 3.5 Dimensiones del molde utilizado en la parte experimental.	29
Tabla 4.1 Calor latente de fusión de los metales puros obtenido por los método propuestos.	37
Tabla 4.2 Calor latente de fusión de las aleaciones obtenido por el método CEN.	37
Tabla 4.3 Calor latente de fusión de las aleaciones obtenido por el método SCEN.	38
Tabla 4.4 Porcentaje de fase primaria por diferentes métodos de la aleación Al6Cu.	39
Tabla 4.5 Porcentaje de fase primaria por diferentes métodos de la aleación Al14Cu.	40
Tabla 4.6 Porcentaje de fase primaria por diferentes métodos de la aleación Al21Cu.	40
Tabla 4.7 Porcentaje de fase primaria por diferentes métodos de la aleación Al28Cu.	40
Tabla 4.8 Porcentaje de fase primaria por diferentes métodos de la aleación Al32Cu.	40
Tabla 4.9 Calor latente de fusión obtenido por diferentes métodos de Plomo.	41
Tabla 4.10 Calor latente de fusión obtenido por diferentes métodos de Estaño.	41
Tabla 4.11 Calor latente de fusión obtenido por diferentes métodos de Zinc.	42
Tabla 4.12 Error porcentual de la entalpia liberada comparada con el valor de referencia reportado de los metales puros.	43
Tabla 4.13 Calor latente de fusión obtenido por diferentes métodos de la aleación Al6Cu.	43
Tabla 4.14 Calor latente de fusión obtenido por diferentes métodos de la aleación Al14Cu.	44
Tabla 4.15 Calor latente de fusión obtenido por diferentes métodos de la aleación Al21Cu.	44

Tabla 4.16 Calor latente de fusión obtenido por diferentes métodos de la aleación Al28Cu.	44
Tabla 4.17 Calor latente de fusión obtenido por diferentes métodos de la aleación Al32Cu.	45
Tabla 4.18 Error porcentual de la entalpia liberada comparada con el valor de referencia reportado de las aleaciones Al-Cu.	47
Tabla 4.19 Porcentaje de fase primaria por diferentes métodos de la aleación Al6Cu.	50
Tabla 4.20 Porcentaje de fase primaria por diferentes métodos de la aleación Al14Cu.	50
Tabla 4.21 Porcentaje de fase primaria por diferentes métodos de la aleación Al21Cu.	51
Tabla 4.22 Porcentaje de fase primaria por diferentes métodos de la aleación Al28Cu.	51
Tabla 4.23 Porcentaje de fase primaria por diferentes métodos de la aleación Al32Cu.	51
Tabla 4.24 Error porcentual del cálculo de porcentaje de fase primaria comparada con el valor experimental obtenido en la cuantificación de los microconstituyentes en las metalografías de las aleaciones Al-Cu.	53
Tabla A1 Promedio del porcentaje en peso experimental de todos los elementos presentes en aleaciones base Aluminio.	71
Tabla A2 Pesos experimentales de las muestras y moldes metálicos.	72
Tabla A3 Resultados de la correlaciones de Cf en función de la temperatura.	73

Referencias

1. Frás, E., Kapturkiewicz, W., Burbielko, A. & Lopez, H. (1993) A New Concept in Thermal Analysis of Castings. 505-511.
2. González, C., Campillo, B., Castro, M., Herrera, M. & Juárez, J. (2000), On the local microstructural characteristics observed in sand cast Al-Si alloys. Materials Science and Engineering, 149-159.
3. Barlow, J. & Stefanescu, M. (1997) Computer-Aided Cooling Curve Analysis Revisited. 349-354.

4. Stefanescu, M., Martínez, F. & Chen, I. (1983) Solidification Behavior of Hypoeutectic and Eutectic Compacted Graphite Cast Irons. Chilling Tendency and Eutectic Cells. 205-216.
5. Stefanescu, M. & Chen, I. (1984) Computer-Aided Differential Thermal Analysis of Spheroidal and Compacted Graphite Cast Irons. 947-964.
6. Stefanescu, M., Chen, I., Kanetkar, C. & Kaddah, N. (1988) Latent Heat Method for Eutectic Solidification. 860-868.
7. Upadhyaya, K., Stefanescu, M., Lieu, K. & Yeager, D., (1989) Computer-aided Cooling Curve Analysis: Principles and Applications in Metal Casting. 61-66.
8. Stefanescu, M., Upadhyaya, K. & Bandyopadhyay, D. (1990) Heat Transfer-Solidification Kinetics Modeling of Solidification of Casting. Metallurgical Transactions A, 21, 997-1005.
9. Frost, J. & Stefanescu, M. (1992) Melt Quality Assessment of SGIron Through Computer-Aided Cooling Curve Analysis. 189-200.
10. Gibbs, J., & Mendez, P. (2008) Solid fraction measurement using equation-based cooling curve analysis. Scripta Materialia, 58, 699-702.
11. Marchwica, P., Sokolowski, J. & Kierkus W. (2011) Fraction solid evolution characteristics of AlSiCu alloys - dynamic baseline approach. Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering, 47, 115-136.
12. Xu, J., Liu, F., Xu, X. & Chen, Y. (2011) Determination of Solid Fraction from Cooling Curve. Metallurgical and Materials Transactions A, 43, 1268-1276.
13. Erbaş, K. (2016) Analytically Solved Solid Fraction Model for the Newtonian Thermal Analysis of Casting, Metall and Mat Trans A, 47A, 3026-3030.
14. Mostafapoor, S., Malekan, M. & Emamy, M. (2017) Thermal analysis study on the grain refinement of Al-15Zn-2.5Mg-2.5Cu alloy. J Therm Anal Calorim, 127, 1941-1952.
15. Tang, P., Hu, Z., Zhao, Y. & Huang, Q. (2017) Investigation on the solidification course of Al-Si Alloys by using Numerical Newtonian Thermal Analysis method. Mater. Res. Express 4, 1-9.
16. Emadi, D., Whiting, L., Djurdjevic, M., Kierkus, W. & Sokolowski, J. (2004). Comparison of newtonian and fourier thermal analysis techniques for calculation of latent heat and solid fraction of aluminum alloys. MJoM, 91-106.
17. Baez, J., González, C., Chavez, M., Castro, M. & Juárez, J. (2004) Fourier thermal analysis of the solidification kinetics in A356/SiC_p cast composites. Journal of Materials Processing Technology, 531-536.

18. Kubaschewski, O. & Alcock, C. (1983) Metallurgical Thermochemistry. Pergamon Press. 5ta edición.
19. Rocha, L., Siqueira, A. & García A. (2003) Heat Flow Parameters during Solidification of Sn-Pb and Al-Cu Alloys. Metallurgical and Materials Transactions, 995-1006.
20. Fras, E., Kapturkiewicz, W., Burbielko, A. & Lopez, H. (1997) Numerical Simulation and Fourier Thermal Analysis of Solidification Kinetics in High-Carbon Fe-C Alloys. Metall and Mat Trans B, 28B, 115-122.
21. Hu, J. & Pan, E. (1998) Determination of latent heat and changes in solid fraction during solidification of Al-Si alloys by the CA-CCA method. International Journal of Cast Metals Research, 307-319.
22. Yingping, Z. & Jiang, Y. (1998) A simple method, the T-history method, of determining the heat of fusion, specific heat and thermal conductivity of phase change materials. 201-205.
23. Boettinger, W. & Kattner, U. (2002). On DTA Curves for the Melting and Freezing of Alloys. Metall and Mat Trans A, 33A, 1779-1794.
24. Marín, J., Zalba, B., Cabeza, L. & Mehling, H. (2003) Determination of enthalpy-temperature curves of phase change materials with the temperature-history method: improvement to temperature dependent properties. 184-189.
25. Diószegi, A. & Hattel, J. (2004) Inverse thermal analysis method to study solidification in cast iron. International Journal of Cast Metals Research, 17, 311-318.
26. Kaufman, J. (2004) Aluminum Alloy Castings: Properties, Processes, and Applications. AFS y ASM, 40-41.
27. Aleksandrov, V. & Postnikov, V. (2005) Mathematical construction of the cooling curve characterizing crystallization from a supercooled melt. Journal of Engineering Physics and Thermophysic, 78, 1113-1118.
28. Cruz, H., González, C., Juárez, A., Herrera, M. & Juárez, J. (2006) Quantification of the microconstituents formed during solidification by the Newton thermal analysis method. Journal of Materials Processing Technology, 128-134.
29. Peck, J., Kim, J., Kang, C. & Hong, H. (2006). A study of accurate latent heat measurement for a PCM with a low melting temperature using T-history method. International Journal of Refrigeration, 29, 1225-1232.
30. Vijayaram, T., Sulaiman, S., Hamouda, A. & Ahmad, M. (2006). Numerical simulation of casting solidification in permanent metallic molds. Journal of Materials Processing Technology, 178, 29-33.

31. Lozaiga, A., Sertucha, J. & Suárez, R. (2008) Influencia de los tratamientos realizados con diferentes ferroaleaciones de magnesio en la evolución de la calidad metalúrgica y los procesos de solidificación de las fundiciones esferoidales. 432-446.
32. Nafisi, S., Emadi, D. & Ghomashchi, R. (2008) Semi solid metal processing: The fraction solid dilemma. *Materials Science and Engineering A*, 507, 87-92.
33. Guo, Z., Saunders, N., Schillé, J. & Miodownik, A. (2009) Material properties for process simulation. *Materials Science and Engineering A*, 499, 7-13.
34. Fornaro, O. & Palacio, H. (2009). Study of dilute Al–Cu solidification by cooling curve analysis. *J Mater Sci*, 44, 4342-4347.
35. Rettenmayr, M. (2009). Solidification and melting processes – one of the fundamental asymmetries in nature. *Trans IIM*, 62, 265-268.
36. Fernández-Calvo, A., Niklas, A. & Lacaze, J. (2010). Comparison of Thermal Analysis and Differential Thermal Analysis for Evaluating Solid Fraction Evolution during Solidification of Al-Si Alloys. *Materials Science Forum*, 649, 493–498.
37. Gibbs, J., Kaufman, M., Hackenberg, R. & Mendez, P. (2010) Cooling Curve Analysis to Determine Phase Fractions in Solid-State Precipitation Reactions. *Metall and Mat Trans A*, 41A, 2216-2223.
38. Mahfoud, M., Prasada Rao, A. & Emadi, D. (2010). The role of thermal analysis in detecting impurity levels during aluminum recycling. *J Therm Anal Calorim*, 100, 847–851.
39. Malekan, M. & Shabestari, S. (2010). Computer-aided cooling curve thermal analysis used to predict the quality of aluminum alloys. *J Therm Anal Calorim*, 103, 453–458.
40. Djurdjevic, M., Odanovic, Z. & Talijan, N. (2011) Characterization of the Solidification Path of AlSi5Cu(1-4 wt.%) Alloys Using Cooling Curve Analysis. *Aluminum: Shaping and Forming*, 63, 51-57.
41. Carlson, K. & Beckermann, C. (2012) Determination of solid fraction–temperature relation and latent heat using full scale casting experiments: application to corrosion resistant steels and nickel based alloys. *International Journal of Cast Metals Research*, 25, 75-92.
42. Djurdjevic, M. B., Huber, G. & Odanovic, Z. (2012) Synergy between thermal analysis and simulation. *J Therm Anal Calorim*, 111, 1365–1373.
43. Djurdjevic, M., Sokolowski, J. & Odanovic, Z. (2012) Determination of dendrite coherency point characteristics using first derivative curve versus temperature. *J Therm Anal Calorim*, 109, 875–882.

44. Farahany, S., Ourdjini, A. & Idris, M. (2012). The usage of computer-aided cooling curve thermal analysis to optimise eutectic refiner and modifier in Al-Si alloys. *J Therm Anal Calorim*, 105–111.
45. Xu, J., Liu, F., Zhang, D. & Gong, M. (2012) Simple approach for description of undercooled solidification. *Materials Science and Technology*, 28, 274-281.
46. Xu, J., Liu, F., Zhang, D. & Zhang, K. (2012) Comparison of baseline method and DSC measurement for determining phase fractions. *Materials Science and Technology*, 28, 1420–1425.
47. Jafari, H., Idris, M., Ourdjini, A. & Farahany, S. (2013) In-situ Melting and Solidification Assessment of AZ91D Granules by Computer-Aided Thermal Analysis during Investment Casting Process. *Materials and Design*.
48. Xu, J., Liu, F., Xu, X. & Dang, B. (2013). Undercooled solidification of Ni-3.3 wt-%B alloy and cooling curve description, *Materials Science and Technology*, 29, 36-42.
49. Parks, G., Faucett, A., Fox, C., Smith, J. & Cotts, E. (2014) The Nucleation of Sn in Undercooled Melts: The Effect of Metal Impurities. *JOM*, 66, 2311-2319.
50. Diószegi, A., Diaconu, V. & Furlakidis, V. (2015) Prediction of volume fraction of primary austenite at solidification of lamellar graphite cast iron using thermal analyses. *J Therm Anal Calorim*, 124, 215–225.
51. Erbaş, K. (2015) A new baseline for the Newtonian thermal analysis of casting: two-capacitive system baseline. *J Therm Anal Calorim*, 119, 183–189.
52. Gibbs, J., Schlacher, C., Kamyabi-Gol, A. Mayr, P. & Mendez, P. (2015) Cooling Curve Analysis as an Alternative to Dilatometry in Continuous Cooling Transformations. *Metall and Mat Trans A*.
53. Haghdadi, N., Phillion, A. & Maijer, D. (2015) Microstructure Characterization and Thermal Analysis of Aluminum Alloy B206 During Solidification. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 46, 2073–2081.
54. Kamyabi-Gol, A. & Mendez, P. (2015) The Evolution of the Fraction of Individual Phases During a Simultaneous Multiphase Transformation from Time–Temperature Data. *Metall and Mat Trans A*, 46A, 622–638.
55. Stefanescu, D. (2015) Thermal Analysis-Theory and Applications in Metalcasting. *International Journal of Metalcasting*, 9, 1-22.
56. Sudheer, R., & Prabhu, K. (2016). A Computer Aided Cooling Curve Analysis method to study phase change materials for thermal energy storage applications. *Materials & Design*, 95, 198–203.

57. Wang, K., Li, W., Du, J., Yang, L. & Tang, P. (2016) Thermal analysis of in-situ $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{SiO}_{2(p)}/\text{Al}$ composites fabricated by stir casting process. *Thermochimica Acta*, 641, 29–38.
58. Jafari, H., Khalilnezhad, M. & Farahany, S. (2017) Computer-aided cooling curve thermal analysis and microstructural evolution of Mg–5Zn–xY cast alloys. *J Therm Anal Calorim*, 130, 1429–1437.
59. Vijayan, V. & Prabhu, K. (2017) The effect of Sr modification on thermal diffusivity of Al–8Si alloy. *International Journal of Cast Metals Research*, 31, 80–86.
60. Yavari, F. & Shabestari, S. (2017) Effect of cooling rate and Al content on solidification characteristics of AZ magnesium alloys using cooling curve thermal analysis. *J Therm Anal Calorim*, 129, 655–662.
61. González, C., Villeda, A. & Argáez, M. (2018) Cooling Curve Analysis Method using a Simplified Energy Balance. *KnE Engineering*, 3, 383–392.

Anexo 1 Análisis químicos completos de cada experimento

Tabla A1 Promedio del porcentaje en peso experimental de todos los elementos presentes en aleaciones base Aluminio.

Experimento	Cu	Fe	Si	Mn	Mg	Ti	Cr	Ni	Zn	Pb
	%	%	%	%	%	%	%	%	%	%
1	6.025	0.254	0.110	0.0057	0.0011	0.038	0.0012	0.010	0.018	0.0018
2	14.40	0.240	0.061	0.0056	<0.0010	0.027	<0.0010	0.0037	0.012	0.0021
3	20.87	0.223	0.057	0.0053	<0.0010	0.025	<0.0010	0.0032	0.012	0.0030
4	28.32	0.251	0.074	0.0057	<0.0010	0.030	<0.0010	0.0043	0.014	0.0015
5	32.39	0.244	0.064	0.0055	<0.0010	0.028	<0.0010	0.0042	0.012	0.0019

Anexo 2 Cálculo aproximado de cp para aleaciones

En la literatura se encuentran reportados los valores de la capacidad calorífica de metales puros [1] pero en el caso de aleaciones es difícil encontrar valores acertados, por eso se optó por utilizar la regla de las mezclas aplicado al cp, ecuación (A1). Los resultados obtenidos presentan datos congruentes con lo esperado, conociendo los datos para los metales puros.

$$Cp_{Aleación} = (Cp_{Met1} * \%Masa_{Met1}) + (Cp_{Met2} * \%Masa_{Met2}) \quad (A1)$$

La ecuación (A1) se puede aplicar para la parte sólida y la parte líquida de cada aleación.

Anexo 3 Cálculo promedio de cp

En los diferentes métodos es necesario conocer el cp promedio de la muestra, para determinar este valor, se utiliza el promedio simple calculado con el cp de la temperatura de inicio de solidificación y el cp calculado con la temperatura de fin de solidificación, ecuación (A2).

$$\overline{Cp} = \frac{Cp_{T_{is}} + Cp_{T_{fs}}}{2} \quad (A2)$$

Anexo 4 Pesos experimentales

Tabla A2 Pesos experimentales de las muestras y moldes metálicos.

Pb			Sn	
Muestra	Metal	Molde	Metal	Molde
	<i>g</i>	<i>g</i>	<i>g</i>	<i>g</i>
1	325.0	243.1	214.8	241.0
2	325.9	242.9	223.9	239.1
3	332.0	237.6	212.5	242.6
Zn			Al6Cu	
Muestra	Metal	Molde	Metal	Molde
	<i>g</i>	<i>g</i>	<i>g</i>	<i>g</i>
1	203.3	243.1	75.7	244.1
2	209.3	241.3	74.0	243.9
3	205.0	234.6	78.3	242.5
Al14Cu			Al21Cu	
Muestra	Metal	Molde	Metal	Molde
	<i>g</i>	<i>g</i>	<i>g</i>	<i>g</i>
1	81.2	238.2	85.4	242.9
2	85.6	233.2	85.5	241.6
3	82.9	243.0	90.1	237.7
Al28Cu			Al32Cu	
Muestra	Metal	Molde	Metal	Molde
	<i>g</i>	<i>g</i>	<i>g</i>	<i>g</i>
1	86.2	241.6	100.5	238.1
2	93.0	243.3	97.3	242.9
3	91.0	243.1	99.7	233.1

Anexo 5 Resultados de las correlaciones para los métodos CEN y SCEN

Tabla A3 Resultados de las correlaciones de Cf en función de la temperatura.

Muestra	Cf(T) (W) en función de la temperatura (K)
Al6Cu	$0.051475995+1.6151162e^{-10}T^3$
	$0.060029544+1.7589445e^{-10}T^3$
	$0.031405672+1.7782574e^{-10}T^3$
Al14Cu	$0.050772983+1.3972342e^{-10}T^3$
	$0.055374755+1.7733687e^{-10}T^3$
	$0.039806498+1.6830683e^{-10}T^3$
Al21Cu	$0.049105879+1.6079123e^{-10}T^3$
	$0.072125155+1.6404309e^{-10}T^3$
	$0.040249737+1.6336264e^{-10}T^3$
Al28Cu	$0.054743435+1.2152373e^{-10}T^3$
	$0.061674032+2.0116513e^{-10}T^3$
	$0.059909707+1.3466238e^{-10}T^3$
Al32Cu	$0.065281643+1.3678142e^{-10}T^3$
	$0.10122136+9.3393616e^{-11}T^3$
	$0.06737676+1.2485035e^{-10}T^3$

Anexo 6 Resultados completos de los experimentos

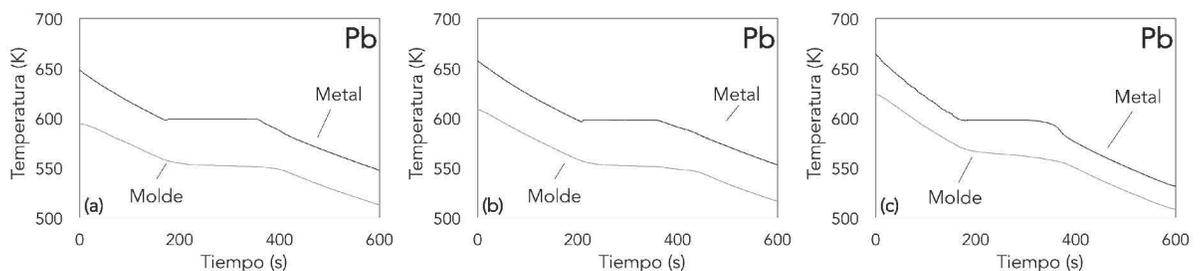


Figura A1 Curvas de enfriamiento del metal y el molde de Plomo, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.

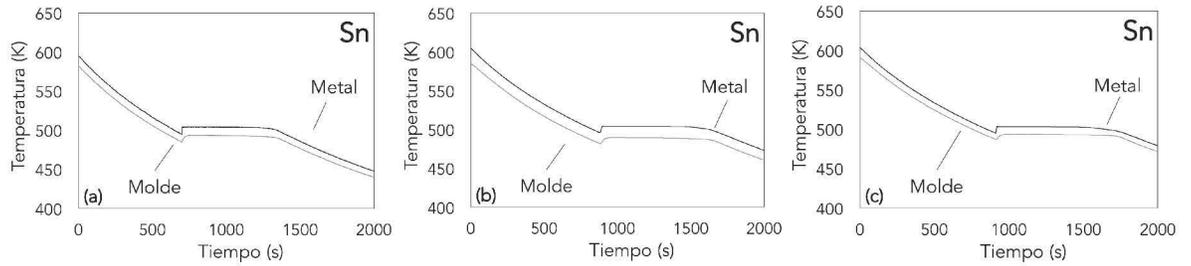


Figura A2 Curvas de enfriamiento del metal y el molde de Estaño, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.

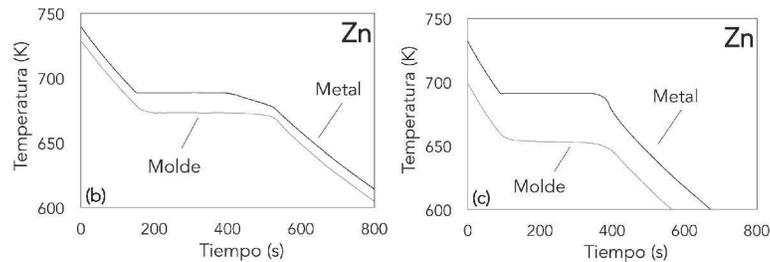


Figura A3 Curvas de enfriamiento del metal y el molde de Zinc, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.

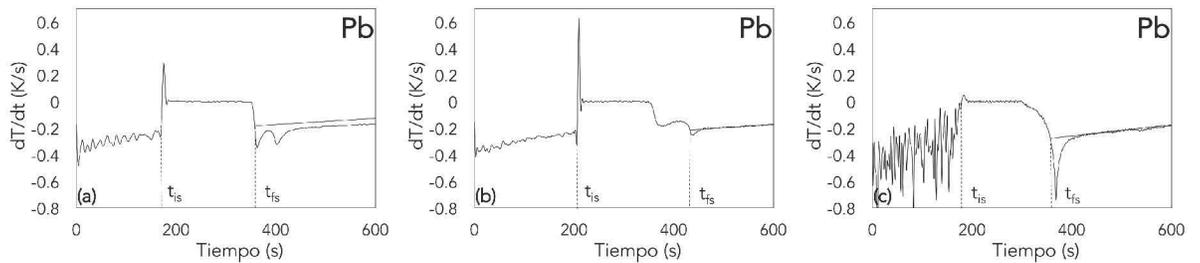


Figura A4 Primera derivada de la curva de enfriamiento y determinación gráfica de diversas secciones en el tiempo de Plomo, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.

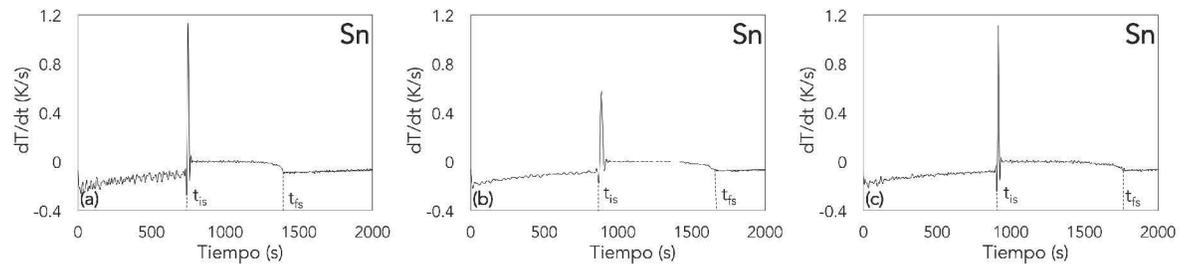


Figura A5 Primera derivada de la curva de enfriamiento y determinación gráfica de diversas secciones en el tiempo de Estaño, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.

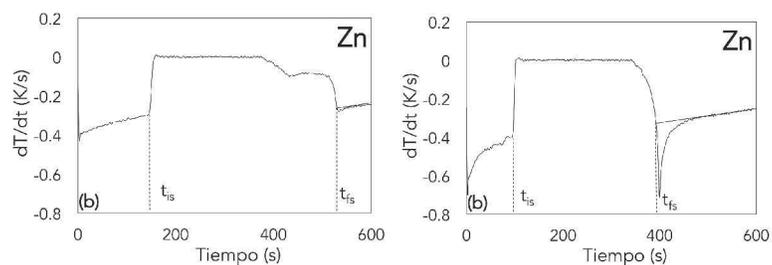


Figura A6 Primera derivada de la curva de enfriamiento y determinación gráfica de diversas secciones en el tiempo de Zinc, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.

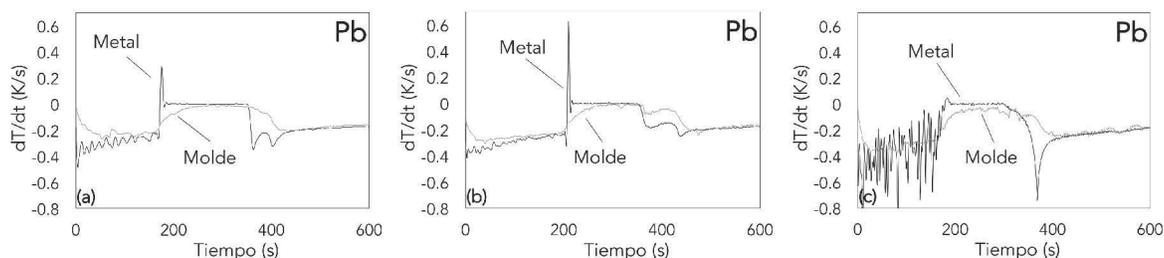


Figura A7 Primera derivada de la curva de enfriamiento del metal y del molde de Plomo, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.

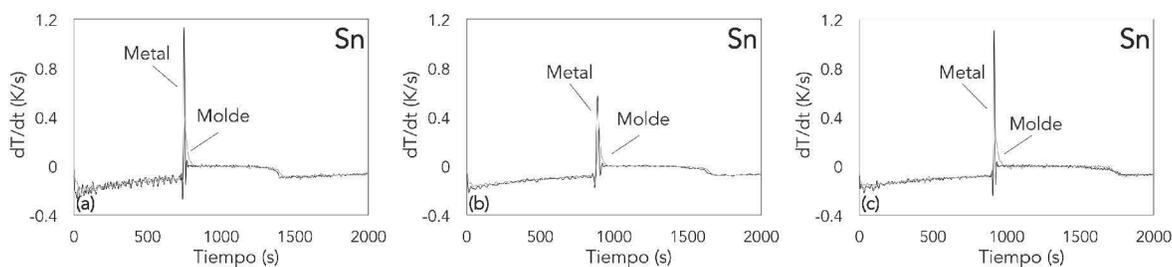


Figura A8 Primera derivada de la curva de enfriamiento del metal y del molde de Estaño, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.

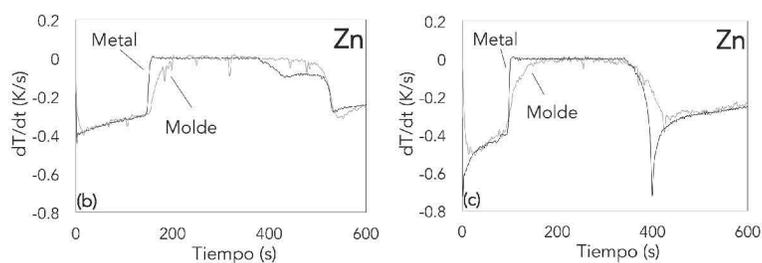


Figura A9 Primera derivada de la curva de enfriamiento del metal y del molde de Zinc, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.

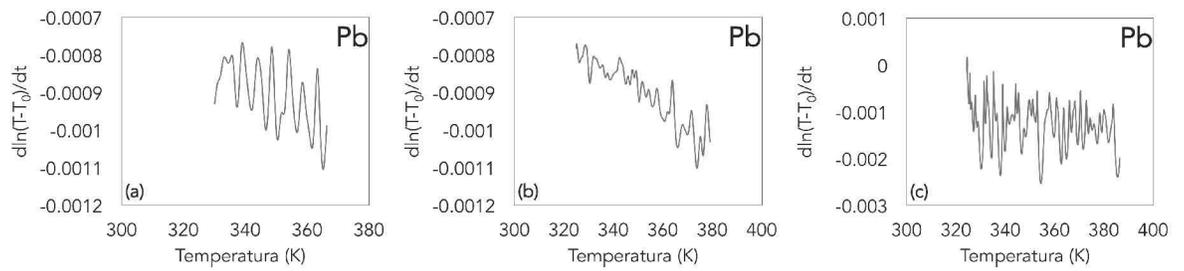


Figura A10 Regresión lineal para obtener el parámetro g_l de Plomo, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.

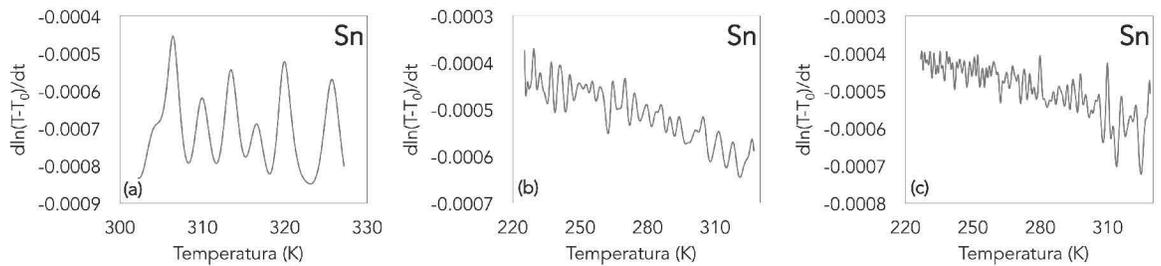


Figura A11 Regresión lineal para obtener el parámetro g_l de Estaño, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.

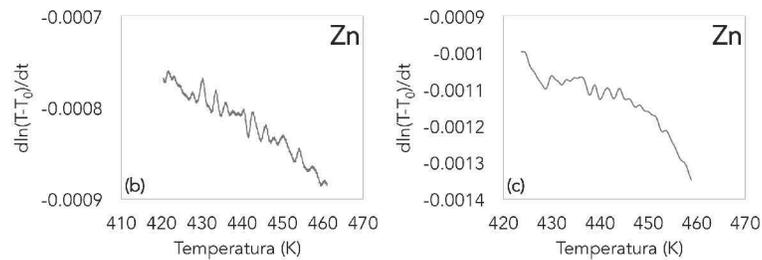


Figura A12 Regresión lineal para obtener el parámetro g_l de Zinc, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.

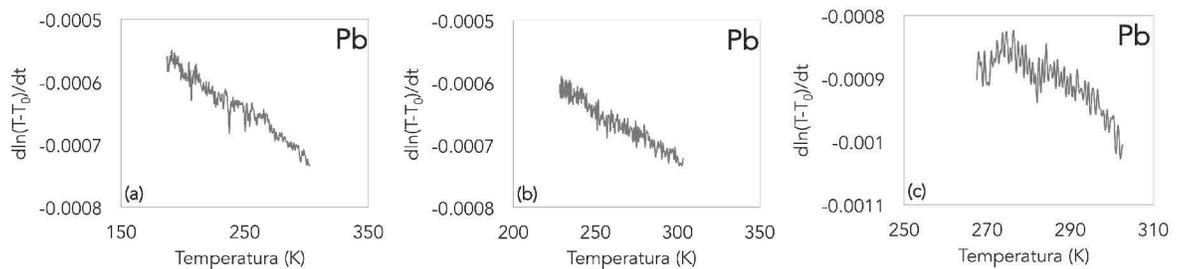


Figura A13 Regresión lineal para obtener el parámetro g_s de Plomo, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.

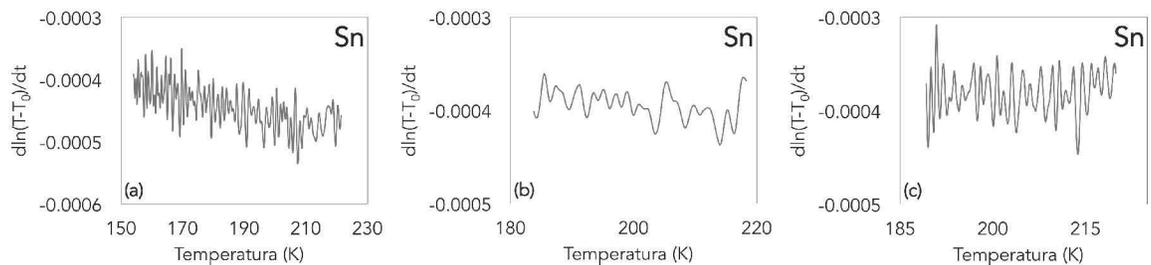


Figura A14 Regresión lineal para obtener el parámetro g_s de Plomo, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.

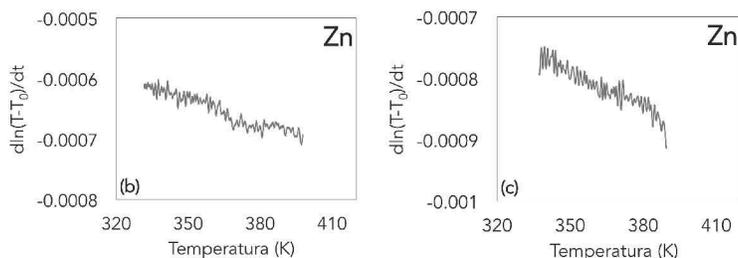


Figura A15 Regresión lineal para obtener el parámetro g_s de Zinc, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.

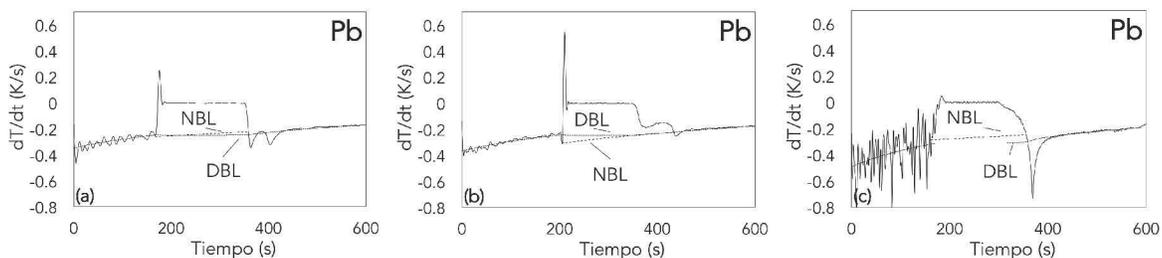


Figura A16 Primera derivada y líneas base con el método de NBL y DBL de Plomo, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.

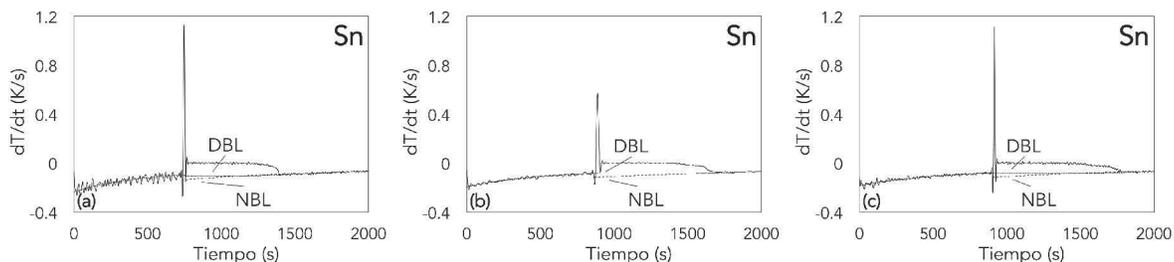


Figura A17 Primera derivada y líneas base con el método de NBL y DBL de Estaño, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.

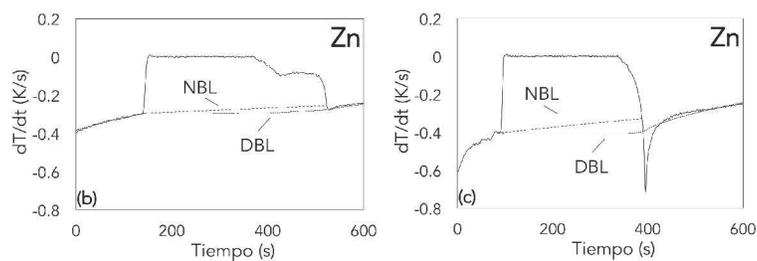


Figura A18 Primera derivada y líneas base con el método de NBL y DBL de Zinc, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.

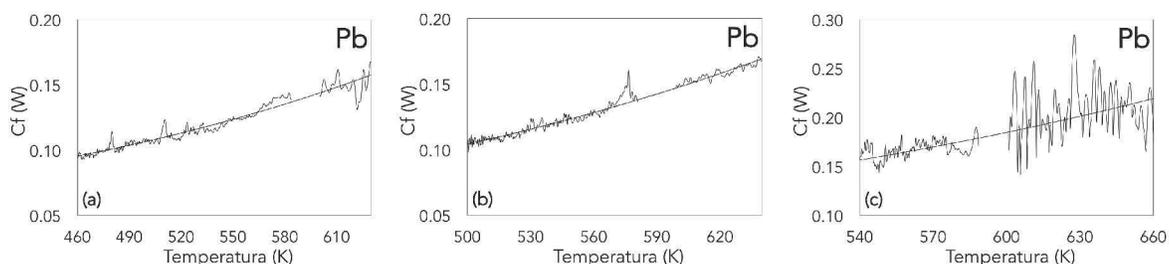


Figura A19 Correlación para obtener el coeficiente global de transferencia de calor por el área de Plomo, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.

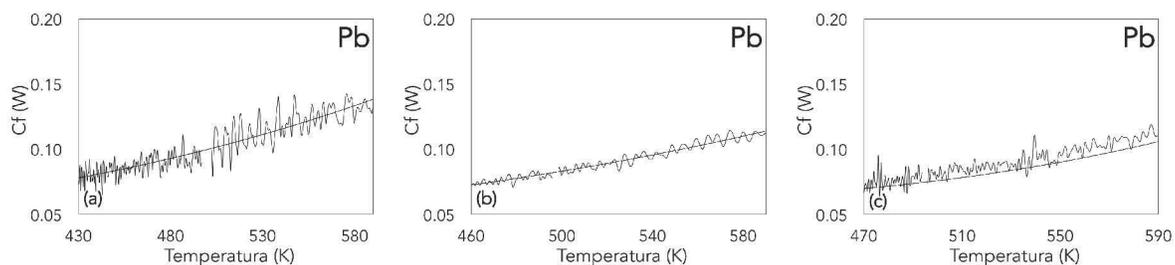


Figura A20 Correlación para obtener el coeficiente global de transferencia de calor por el área de Estaño, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.

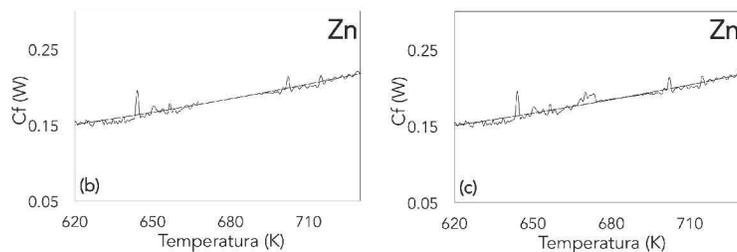


Figura A21 Correlación para obtener el coeficiente global de transferencia de calor por el área de Zinc, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.

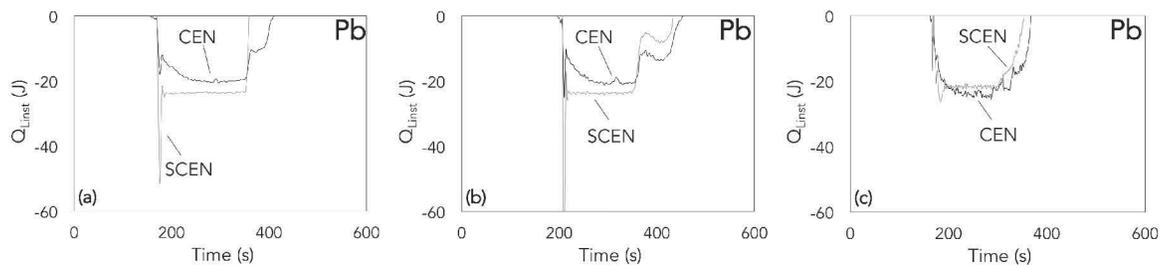


Figura A22 Calor liberado por el método CEN y SCEN de Plomo, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.

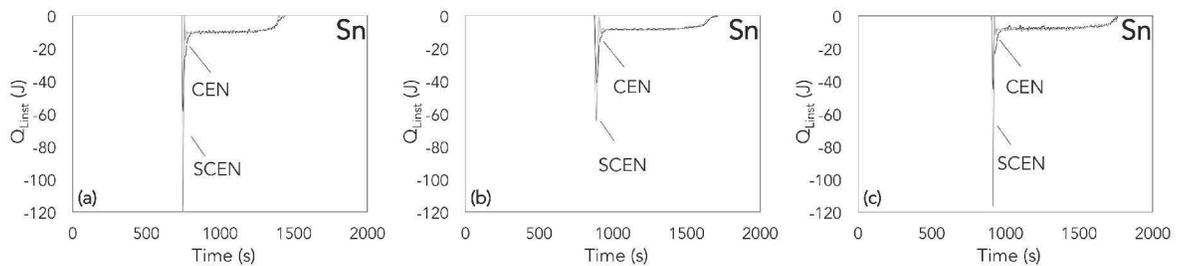


Figura A23 Calor liberado por el método CEN y SCEN de Estaño, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.

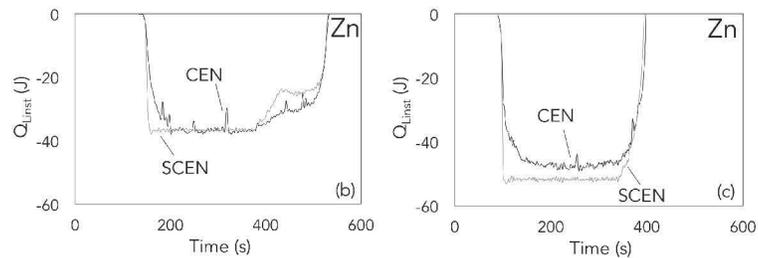


Figura A24 Calor liberado por el método CEN y SCEN de Zinc, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.

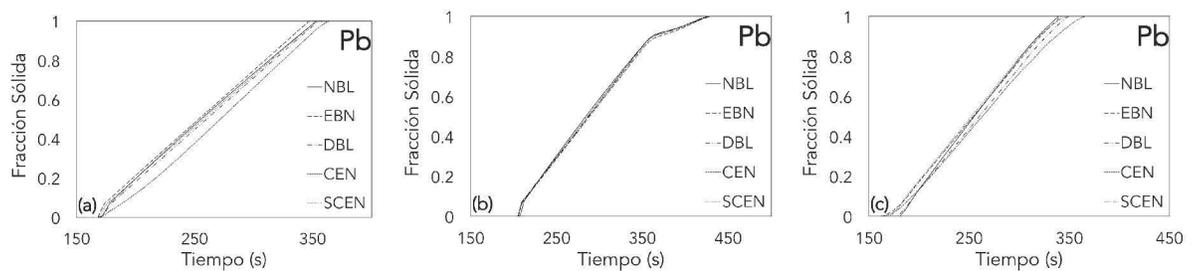


Figura A25 Evolución de la fracción sólida con respecto al tiempo de Plomo, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.

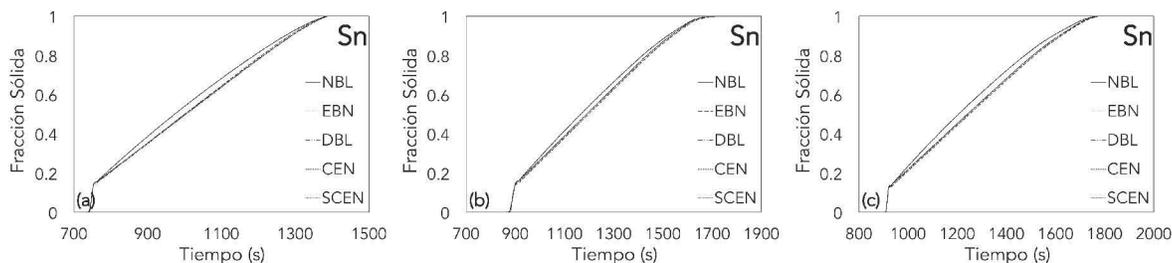


Figura A26 Evolución de la fracción sólida con respecto al tiempo de Estaño, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.

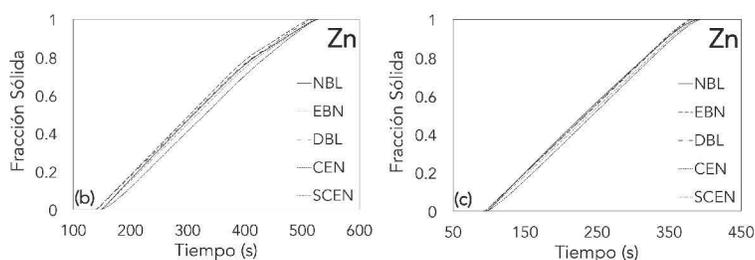


Figura A27 Evolución de la fracción sólida con respecto al tiempo de Zinc, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.

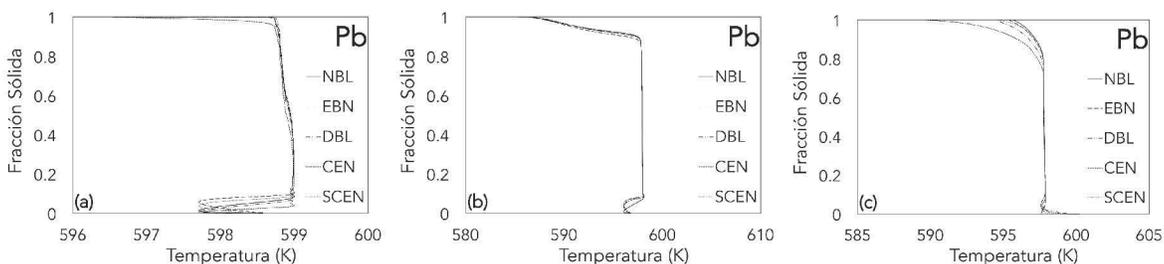


Figura A28 Evolución de la fracción sólida con respecto a la temperatura de Plomo, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.

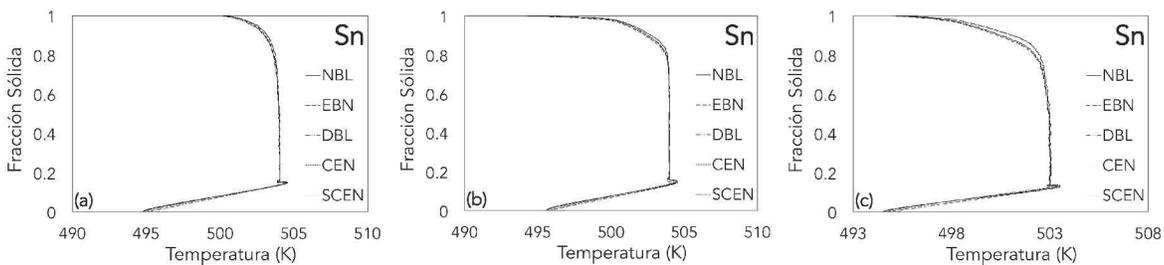


Figura A29 Evolución de la fracción sólida con respecto a la temperatura de Estaño, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.

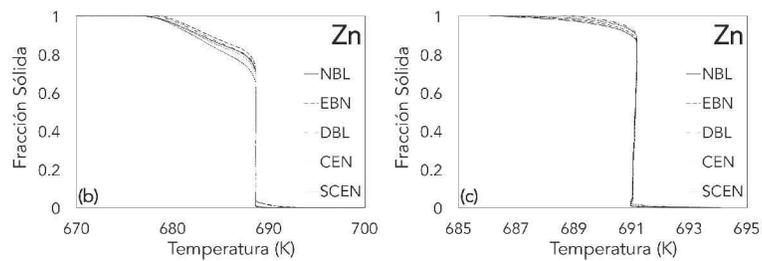


Figura A30 Evolución de la fracción sólida con respecto a la temperatura de Zinc, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.

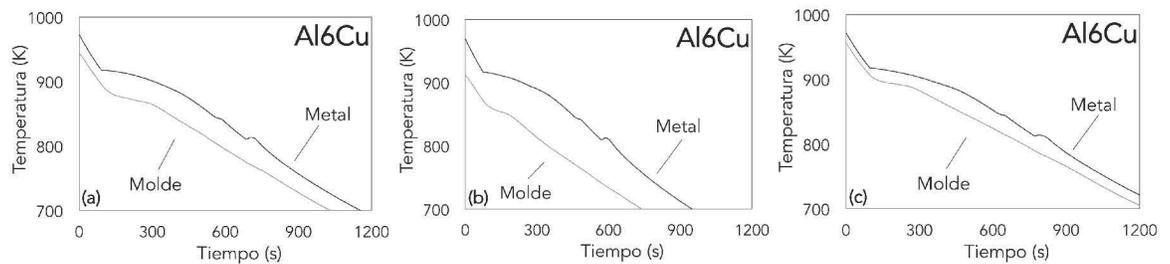


Figura A31 Curvas de enfriamiento del metal y el molde de la aleación Al6Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.

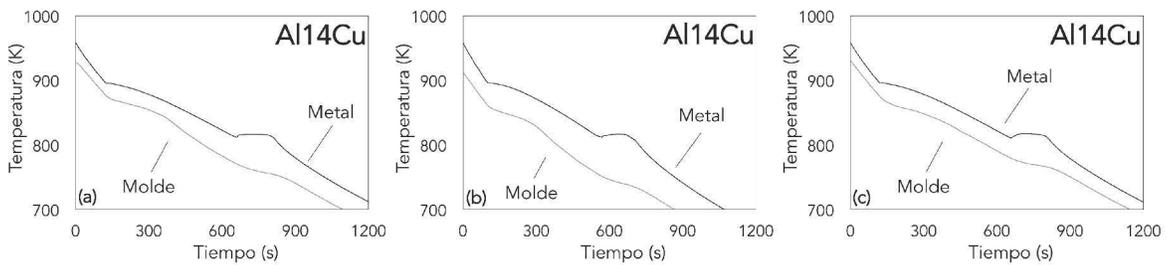


Figura A32 Curvas de enfriamiento del metal y el molde de la aleación Al14Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.

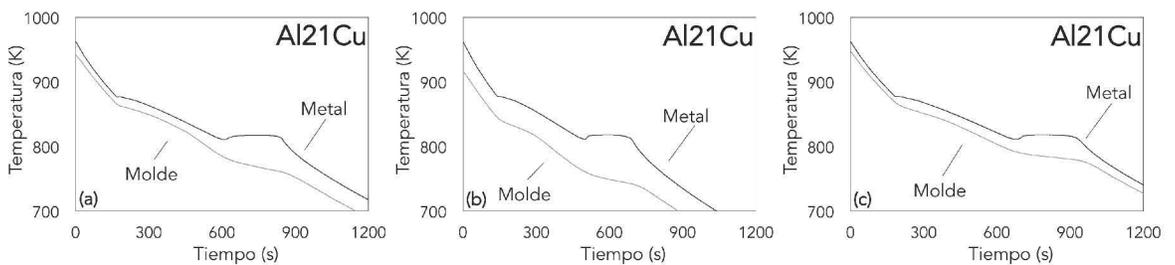


Figura A33 Curvas de enfriamiento del metal y el molde de la aleación Al21Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.

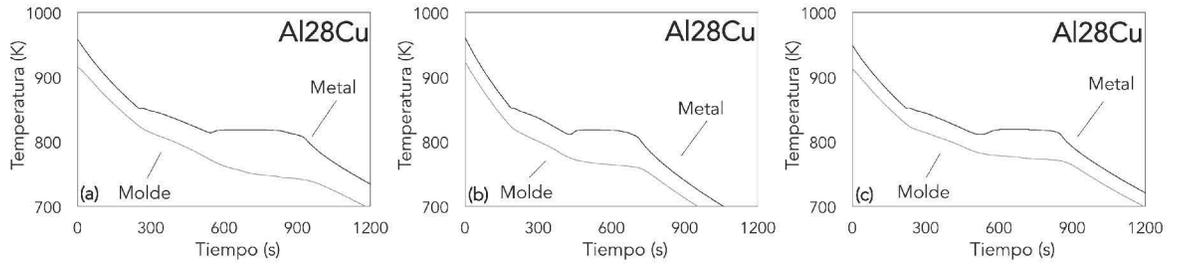


Figura A34 Curvas de enfriamiento del metal y el molde de la aleación Al28Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.

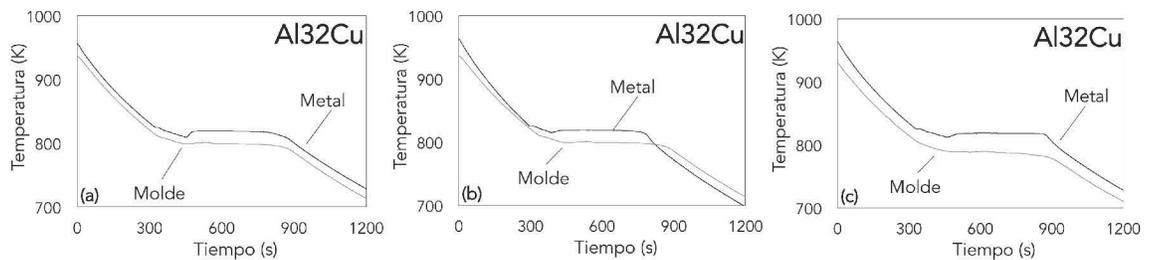


Figura A35 Curvas de enfriamiento del metal y el molde de la aleación Al32Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.

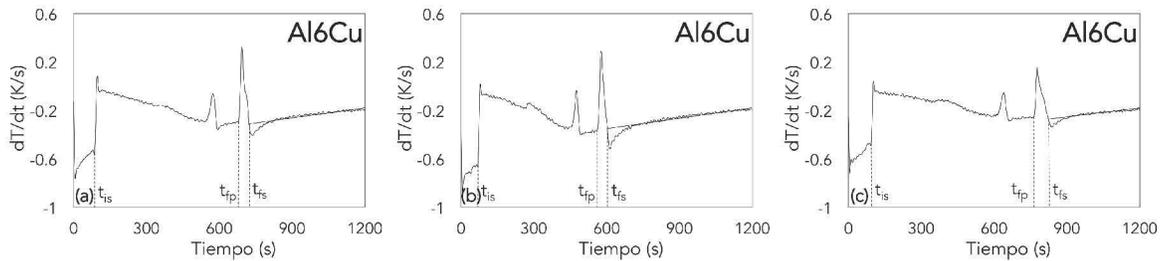


Figura A36 Primera derivada de la curva de enfriamiento y determinación gráfica de diversas secciones en el tiempo de la aleación Al6Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.

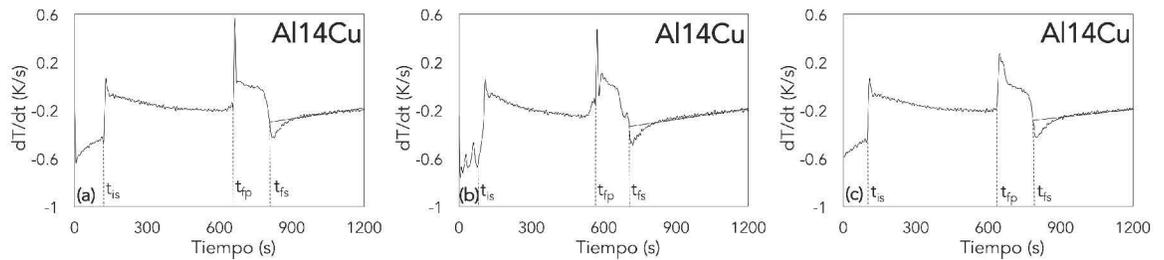


Figura A37 Primera derivada de la curva de enfriamiento y determinación gráfica de diversas secciones en el tiempo de la aleación Al14Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.

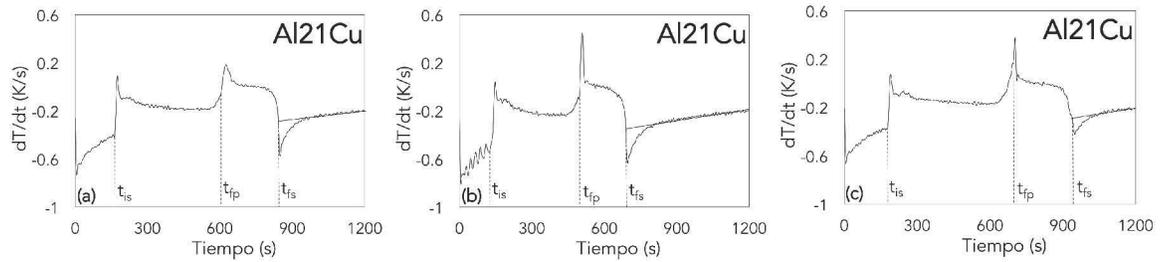


Figura A38 Primera derivada de la curva de enfriamiento y determinación gráfica de diversas secciones en el tiempo de la aleación Al21Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.

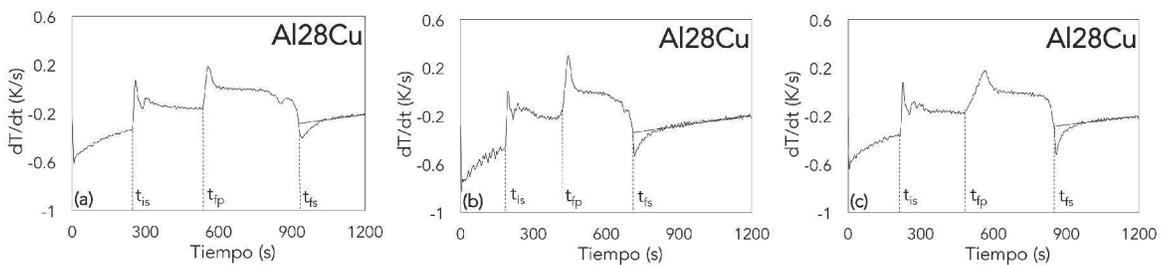


Figura A39 Primera derivada de la curva de enfriamiento y determinación gráfica de diversas secciones en el tiempo de la aleación Al28Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.

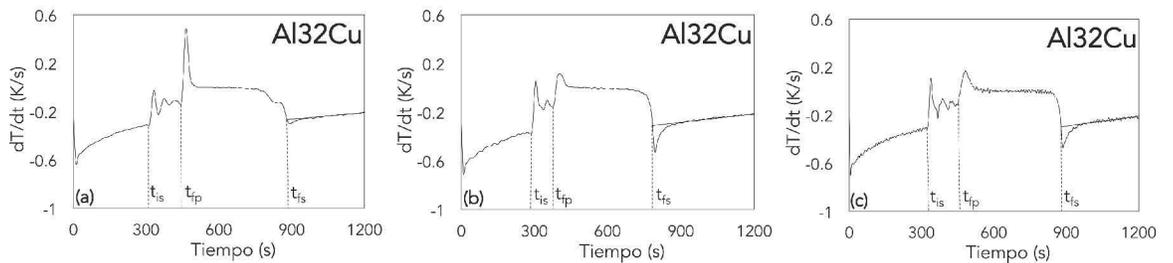


Figura A40 Primera derivada de la curva de enfriamiento y determinación gráfica de diversas secciones en el tiempo de la aleación Al32Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.

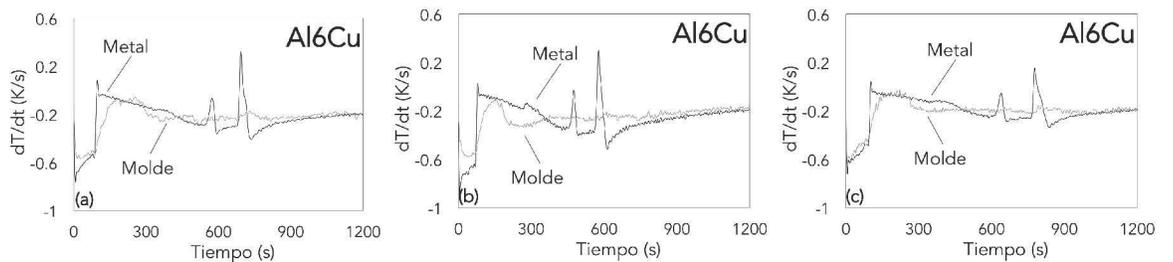


Figura A41 Primera derivada de la curva de enfriamiento del metal y del molde de la aleación Al6Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.

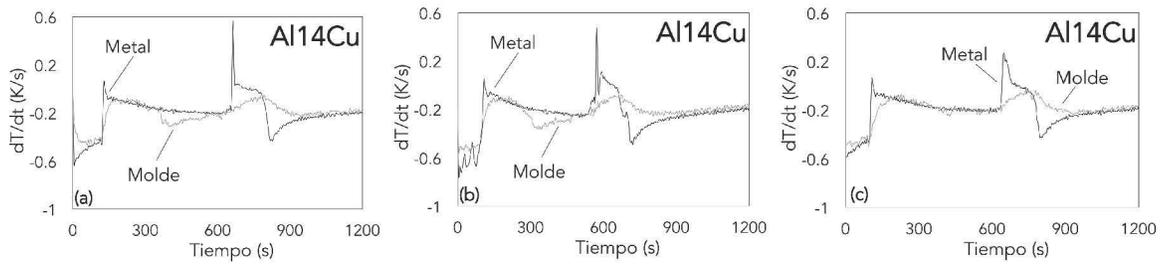


Figura A42 Primera derivada de la curva de enfriamiento del metal y del molde de la aleación Al14Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.

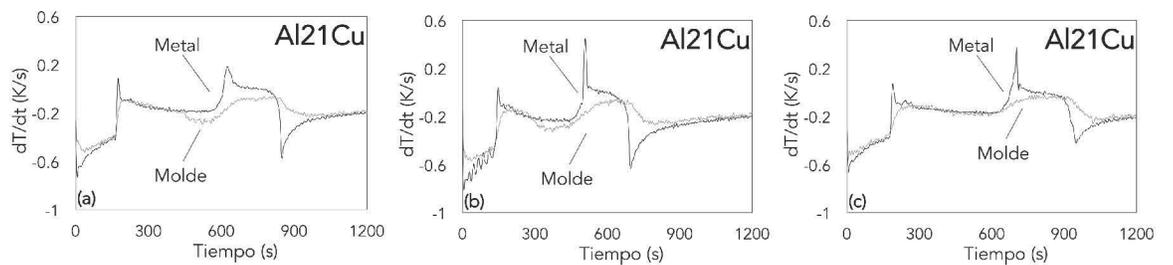


Figura A43 Primera derivada de la curva de enfriamiento del metal y del molde de la aleación Al21Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.

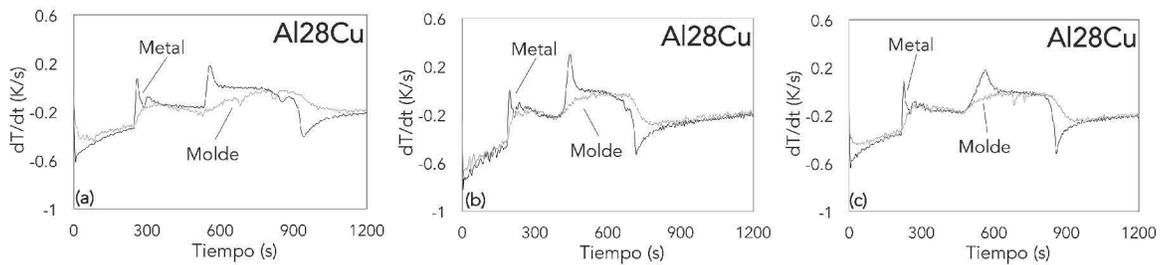


Figura A44 Primera derivada de la curva de enfriamiento del metal y del molde de la aleación Al28Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.

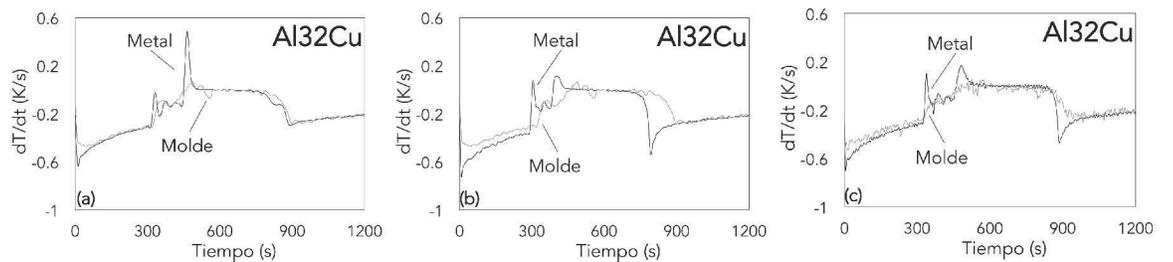


Figura A45 Primera derivada de la curva de enfriamiento del metal y del molde de la aleación Al32Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.

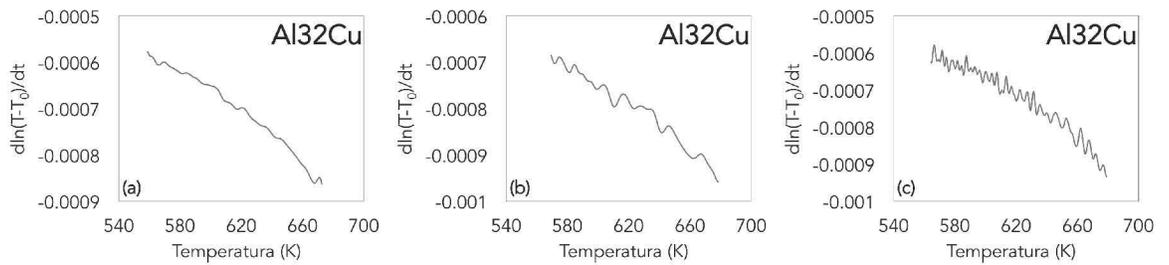


Figura A50 Regresión lineal para obtener el parámetro g_l de la aleación Al32Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.

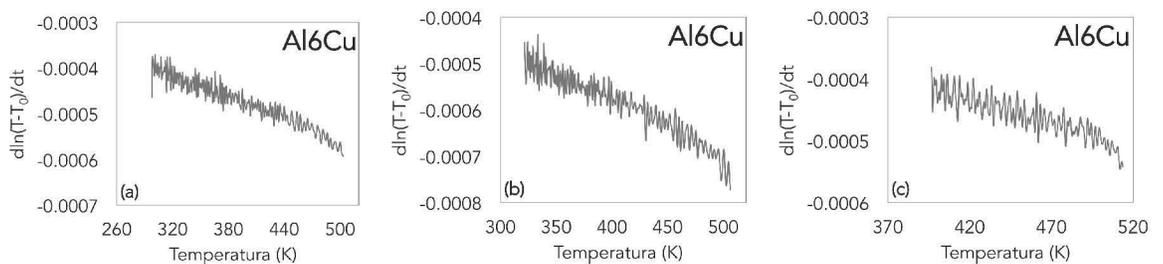


Figura A51 Regresión lineal para obtener el parámetro g_s de la aleación Al6Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.

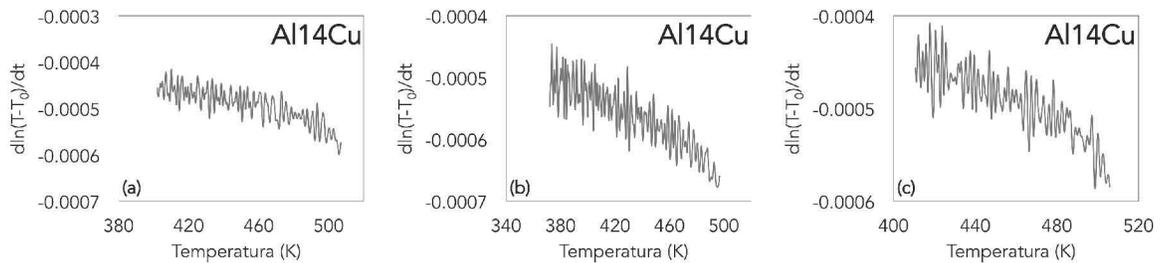


Figura A52 Regresión lineal para obtener el parámetro g_s de la aleación Al14Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.

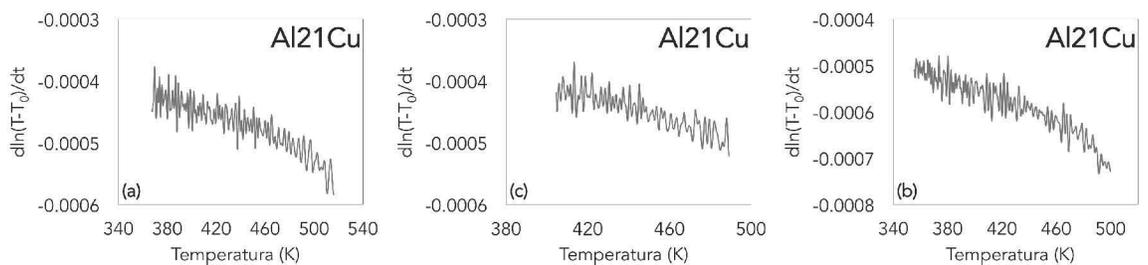


Figura A53 Regresión lineal para obtener el parámetro g_s de la aleación Al21Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.

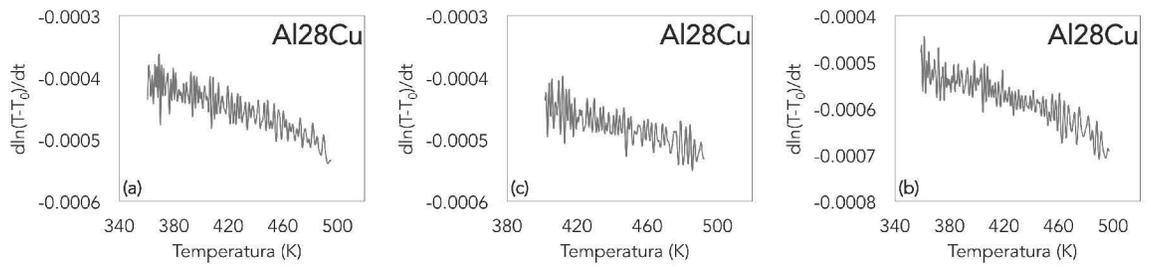


Figura A54 Regresión lineal para obtener el parámetro g_s de la aleación Al28Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.

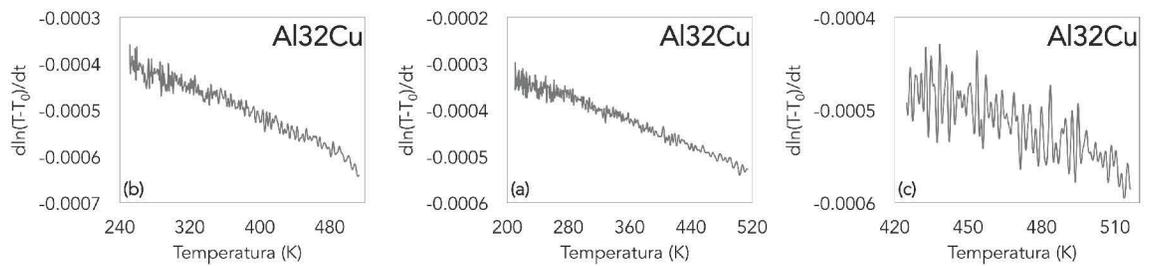


Figura A55 Regresión lineal para obtener el parámetro g_s de la aleación Al32Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.

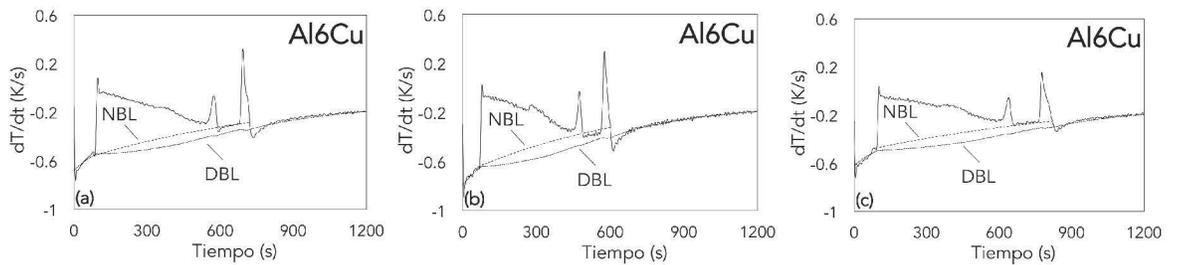


Figura A56 Primera derivada y líneas base con el método de NBL y DBL de la aleación Al6Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.

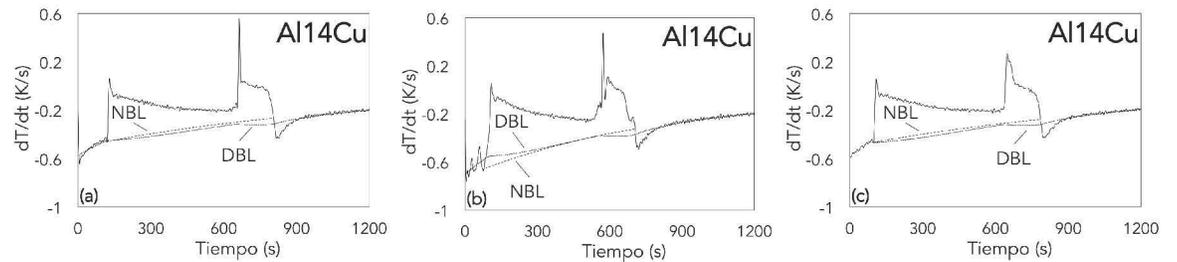


Figura A57 Primera derivada y líneas base con el método de NBL y DBL de la aleación Al14Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.

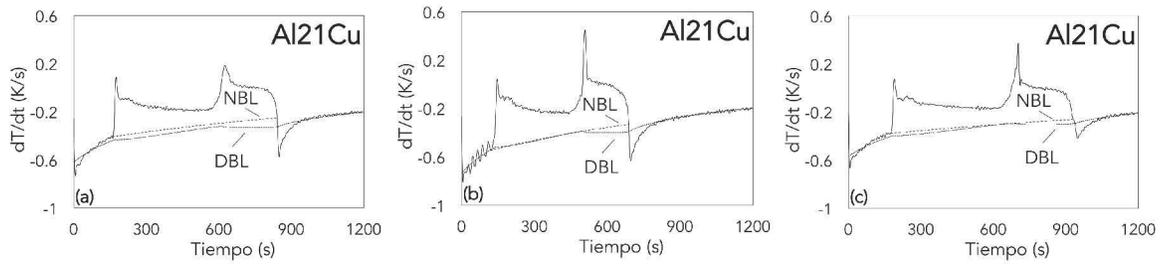


Figura A58 Primera derivada y líneas base con el método de NBL y DBL de la aleación Al21Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.

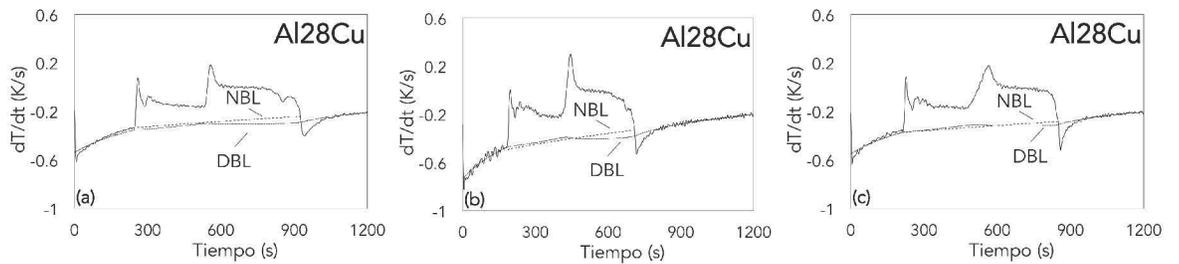


Figura A59 Primera derivada y líneas base con el método de NBL y DBL de la aleación Al28Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.

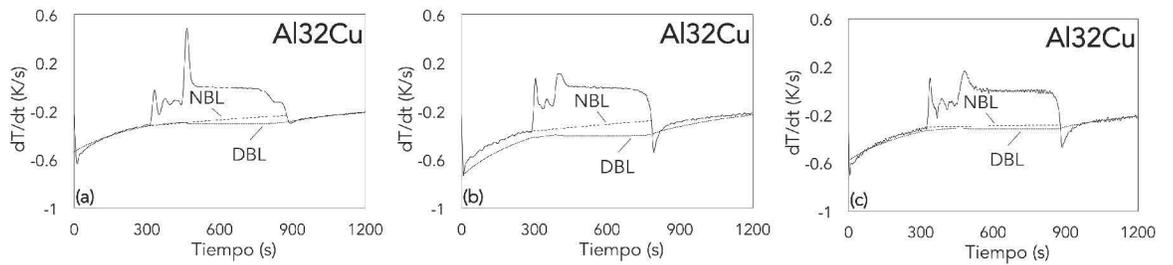


Figura A60 Primera derivada y líneas base con el método de NBL y DBL de la aleación Al32Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.

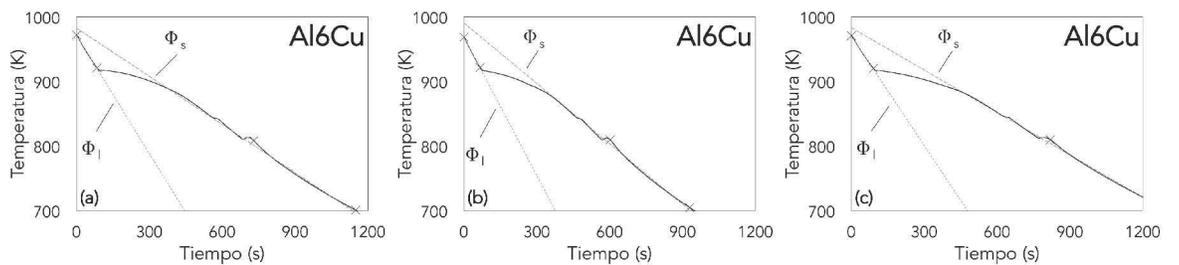


Figura A61 Diagrama de la curva de enfriamiento y parámetros característicos de la aleación Al6Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.

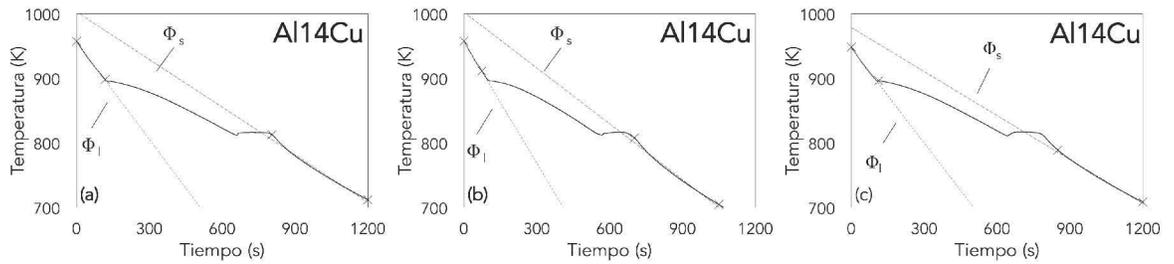


Figura A62 Diagrama de la curva de enfriamiento y parámetros característicos de la aleación Al14Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.

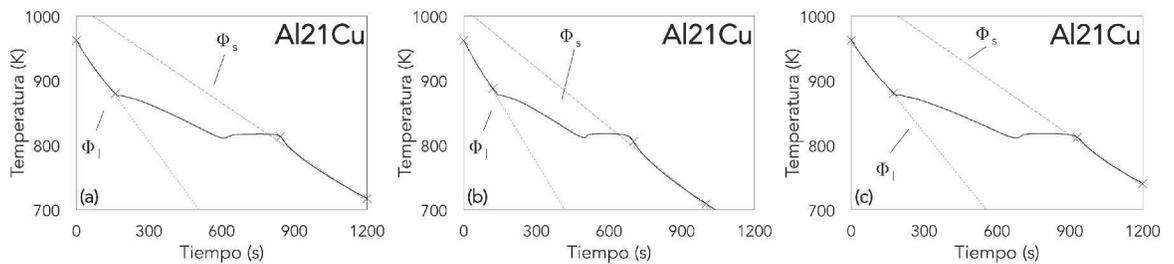


Figura A63 Diagrama de la curva de enfriamiento y parámetros característicos de la aleación Al21Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.

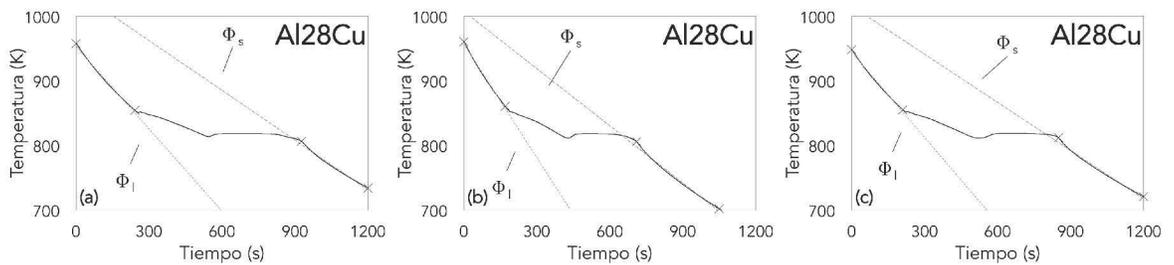


Figura A64 Diagrama de la curva de enfriamiento y parámetros característicos de la aleación Al28Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.

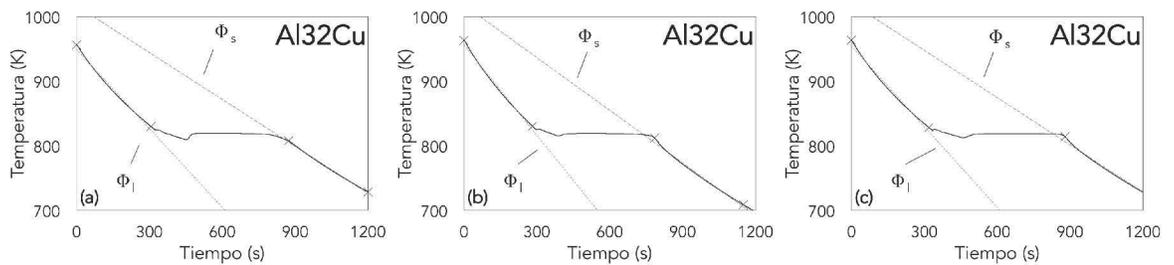


Figura A65 Diagrama de la curva de enfriamiento y parámetros característicos de la aleación Al32Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.

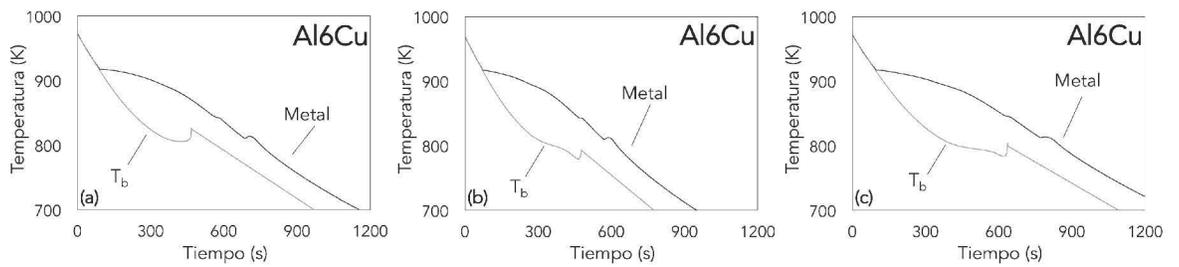


Figura A66 Curva de enfriamiento y temperatura base de la aleación Al6Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.

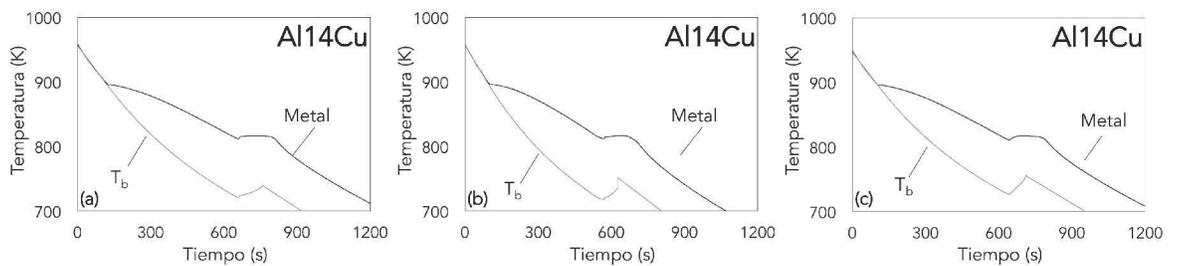


Figura A67 Curva de enfriamiento y temperatura base de la aleación Al14Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.

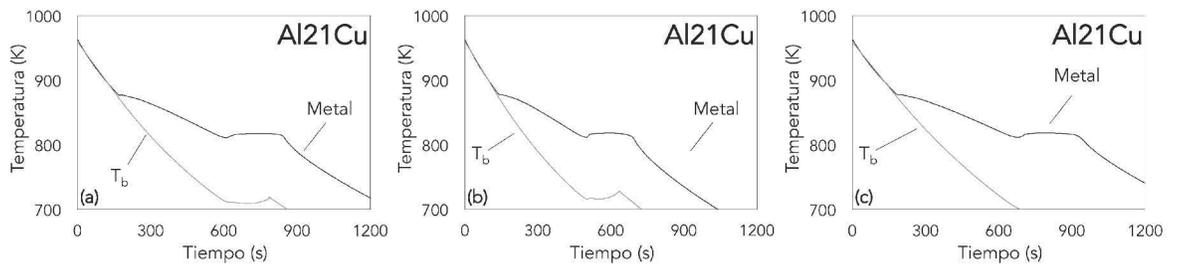


Figura A68 Curva de enfriamiento y temperatura base de la aleación Al21Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.

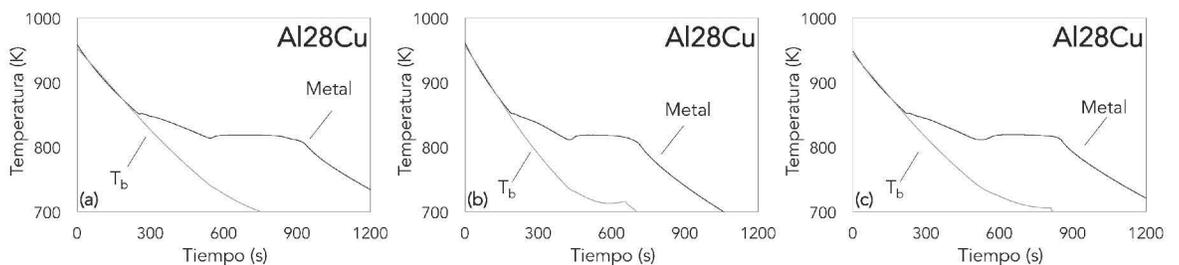


Figura A69 Curva de enfriamiento y temperatura base de la aleación Al28Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.

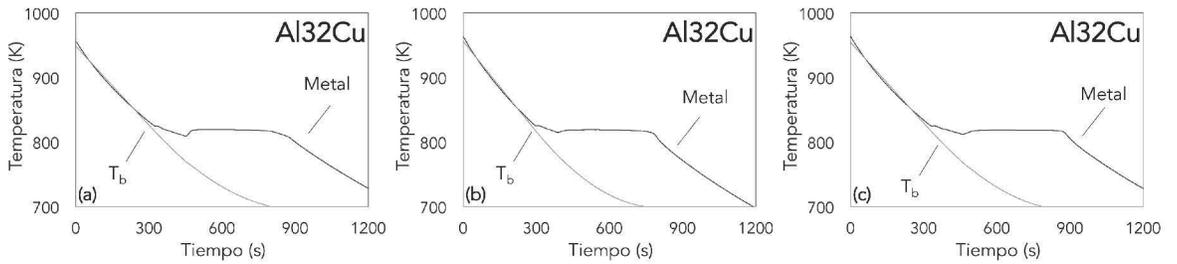


Figura A70 Curva de enfriamiento y temperatura base de la aleación Al32Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.

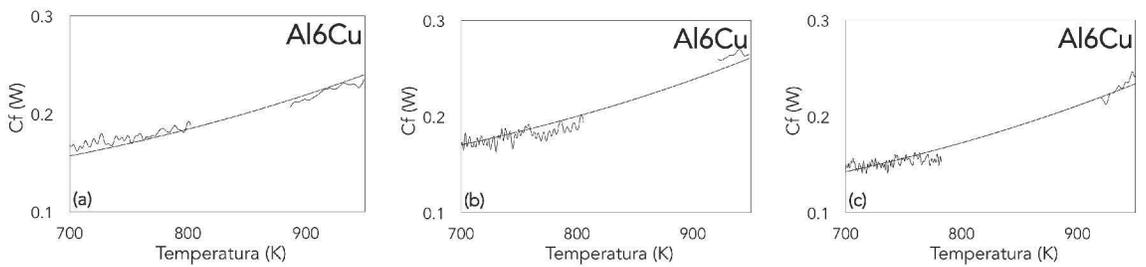


Figura A71 Correlación para obtener el coeficiente global de transferencia de calor por el área de la aleación Al6Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.

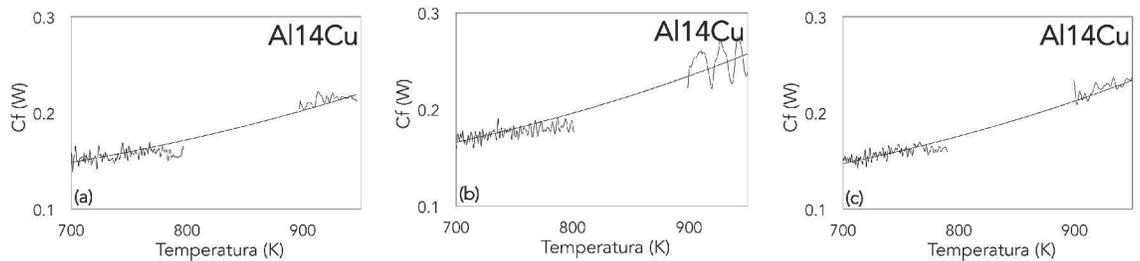


Figura A72 Correlación para obtener el coeficiente global de transferencia de calor por el área de la aleación Al14Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.

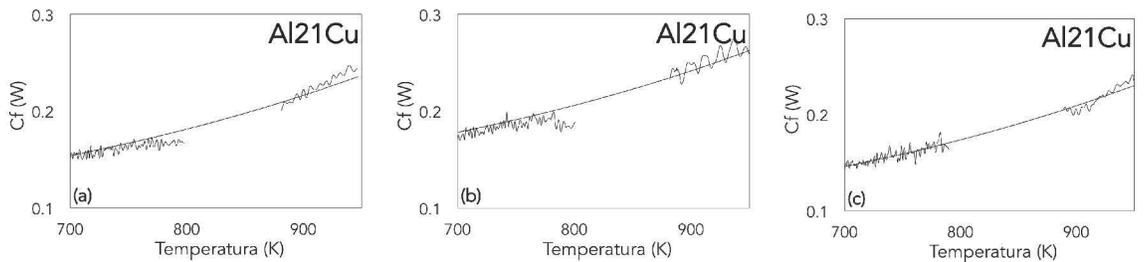


Figura A73 Correlación para obtener el coeficiente global de transferencia de calor por el área de la aleación Al21Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.

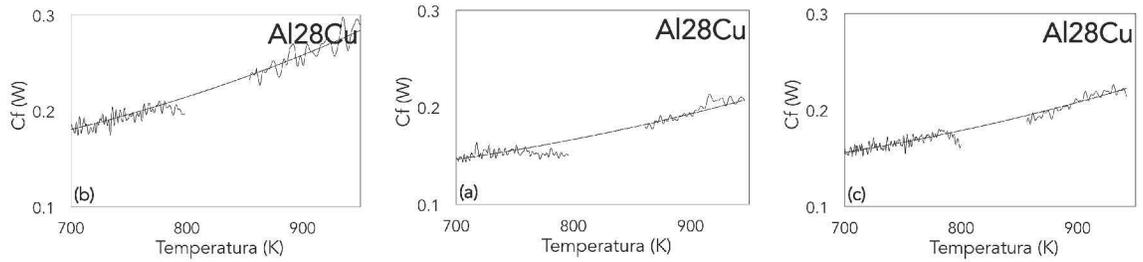


Figura A74 Correlación para obtener el coeficiente global de transferencia de calor por el área de la aleación Al28Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.

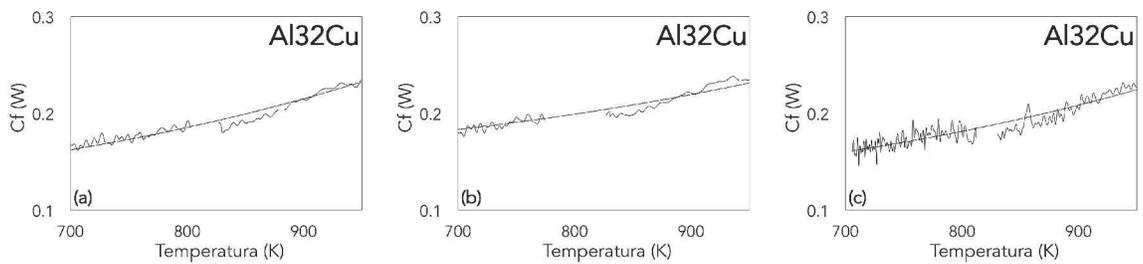


Figura A75 Correlación para obtener el coeficiente global de transferencia de calor por el área de la aleación Al32Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.

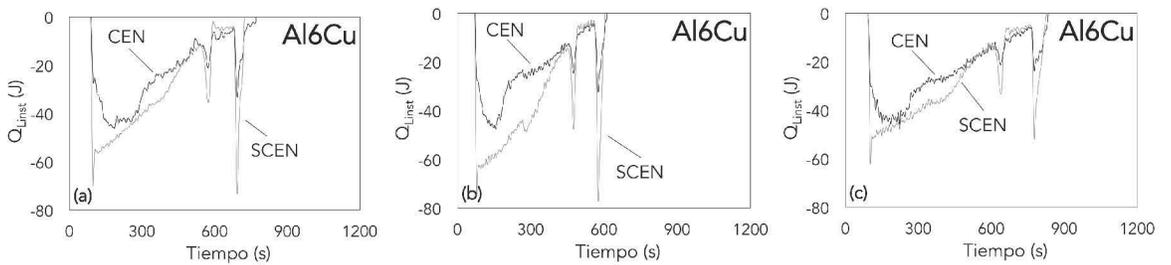


Figura A76 Calor liberado por el método CEN y SCEN de la aleación Al6Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.

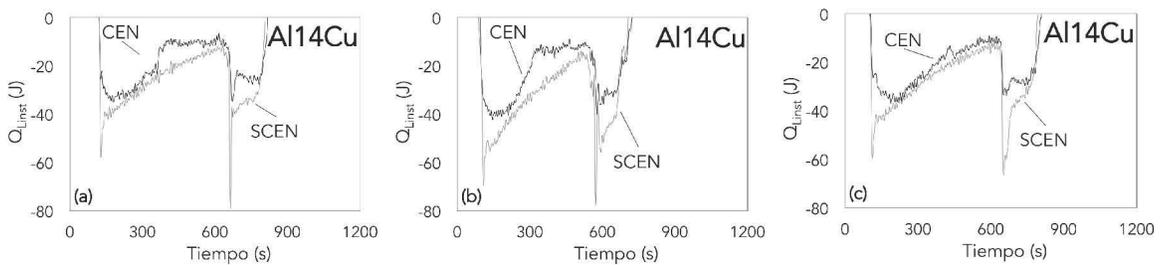


Figura A77 Calor liberado por el método CEN y SCEN de la aleación Al14Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.

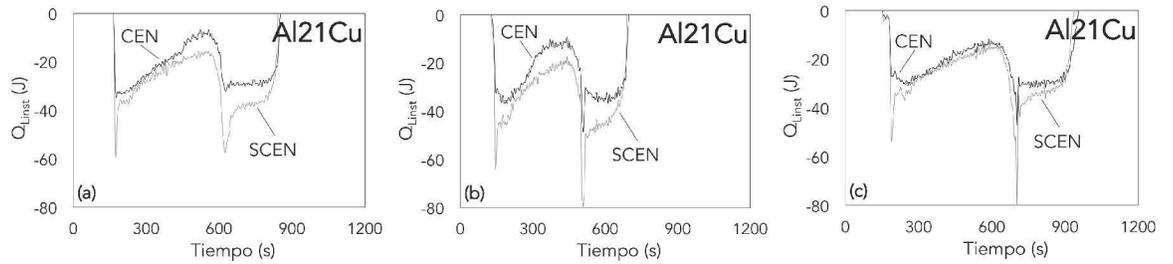


Figura A78 Calor liberado por el método CEN y SCEN de la aleación Al21Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.

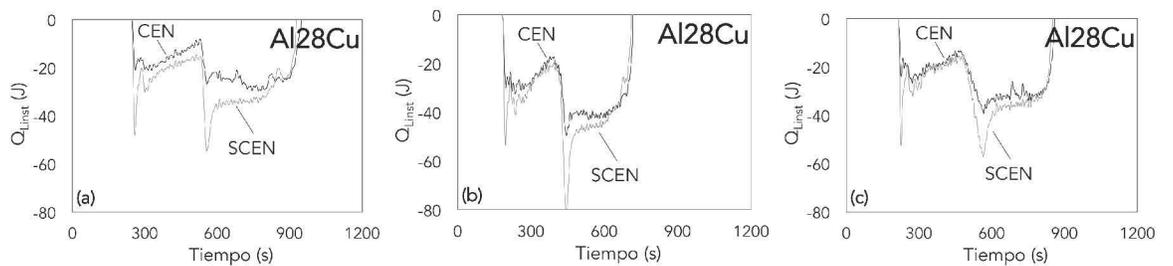


Figura A79 Calor liberado por el método CEN y SCEN de la aleación Al28Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.

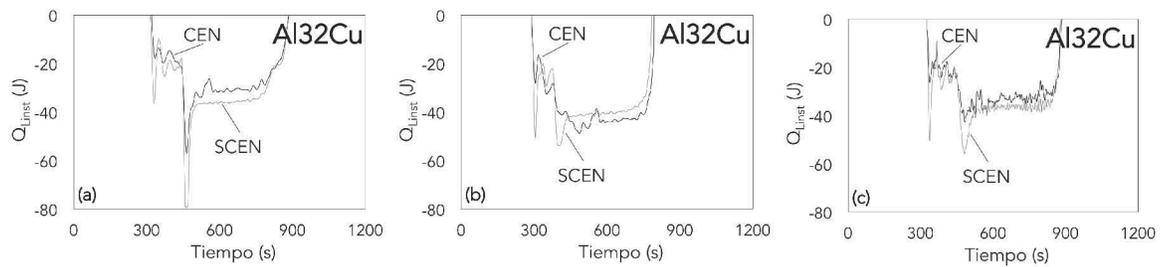


Figura A80 Calor liberado por el método CEN y SCEN de la aleación Al32Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.

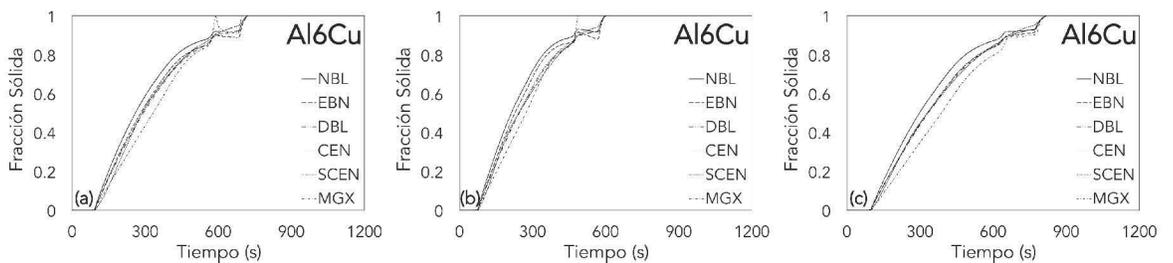


Figura A81 Evolución de la fracción sólida con respecto al tiempo de la aleación Al6Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.

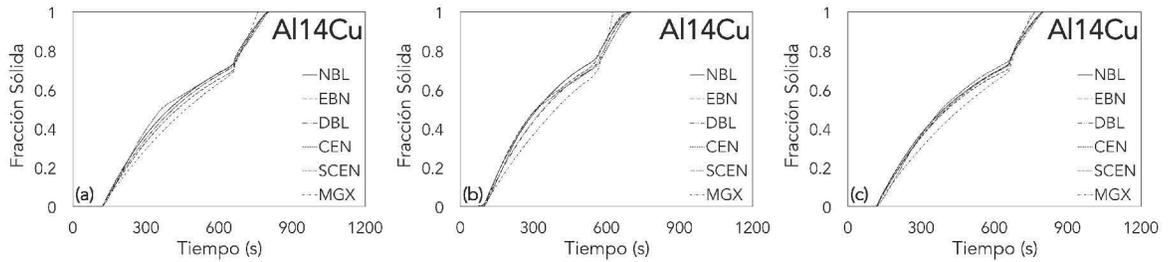


Figura A82 Evolución de la fracción sólida con respecto al tiempo de la aleación Al14Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.

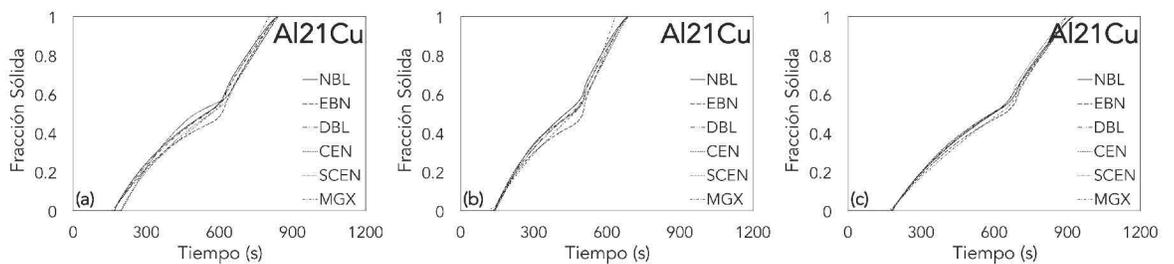


Figura A83 Evolución de la fracción sólida con respecto al tiempo de la aleación Al21Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.

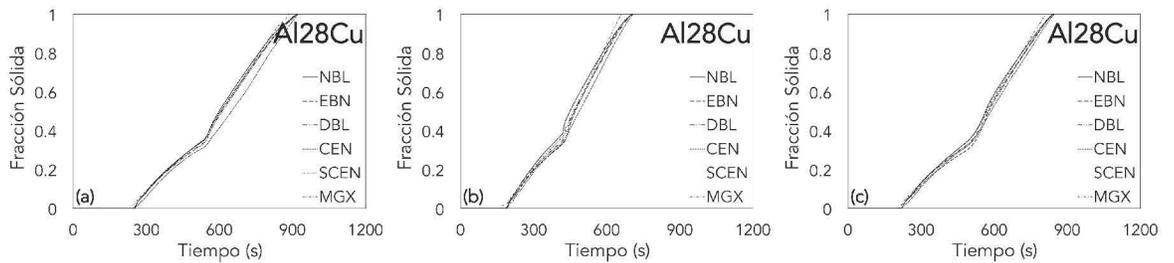


Figura A84 Evolución de la fracción sólida con respecto al tiempo de la aleación Al28Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.

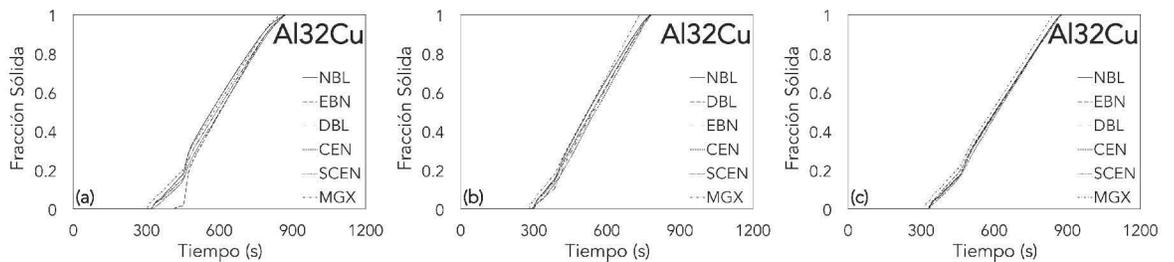


Figura A85 Evolución de la fracción sólida con respecto al tiempo de la aleación Al32Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.

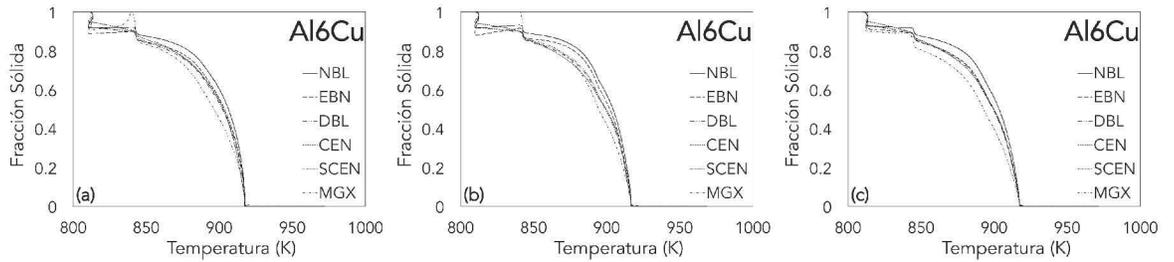


Figura A86 Evolución de la fracción sólida con respecto a la temperatura de la aleación Al6Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.

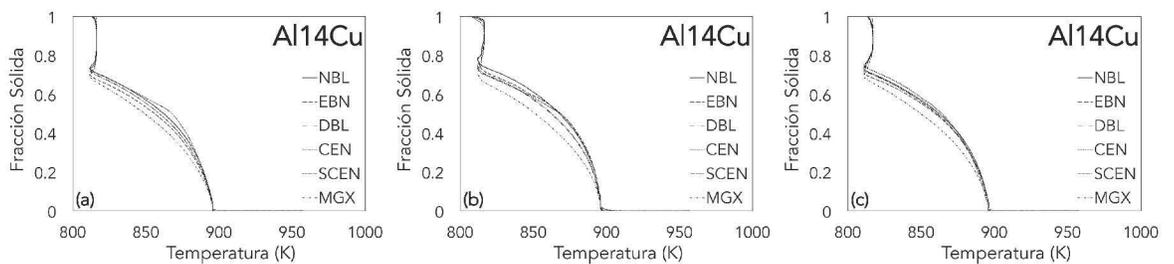


Figura A87 Evolución de la fracción sólida con respecto a la temperatura de la aleación Al14Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.

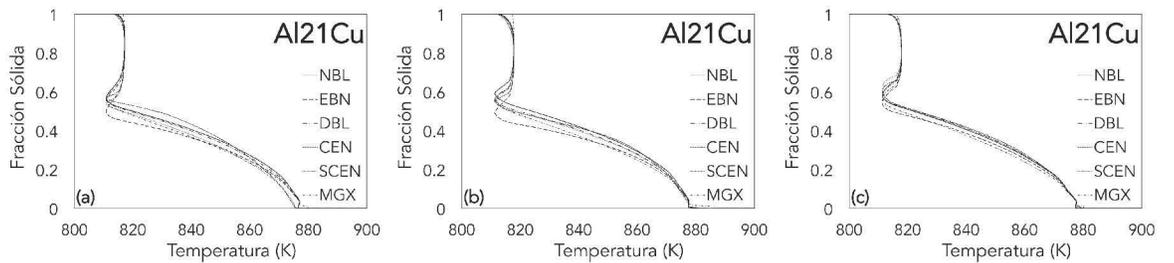


Figura A88 Evolución de la fracción sólida con respecto a la temperatura de la aleación Al21Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.

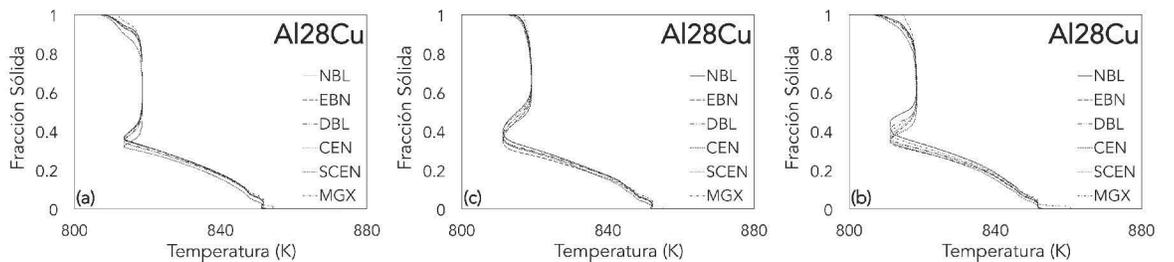


Figura A89 Evolución de la fracción sólida con respecto a la temperatura de la aleación Al28Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.

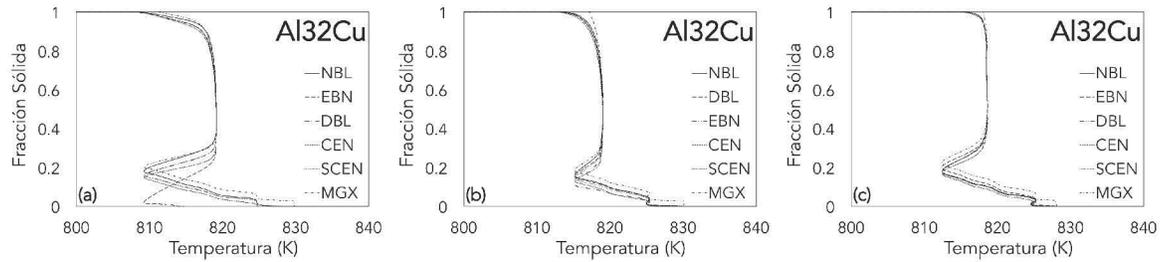


Figura A90 Evolución de la fracción sólida con respecto a la temperatura de la aleación Al32Cu, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.

Anexo 7 Metalografías de estructuras microscópicas de las distintas aleaciones

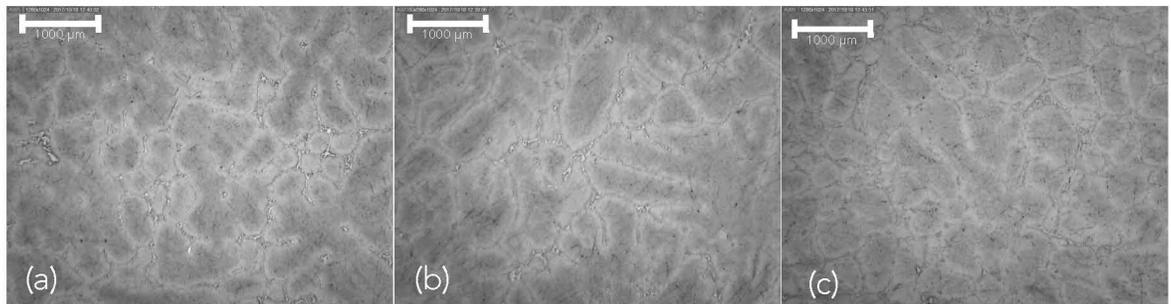


Figura A91 Metalografía de las aleaciones Al6Cu atacadas con ácido nítrico diluido, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.

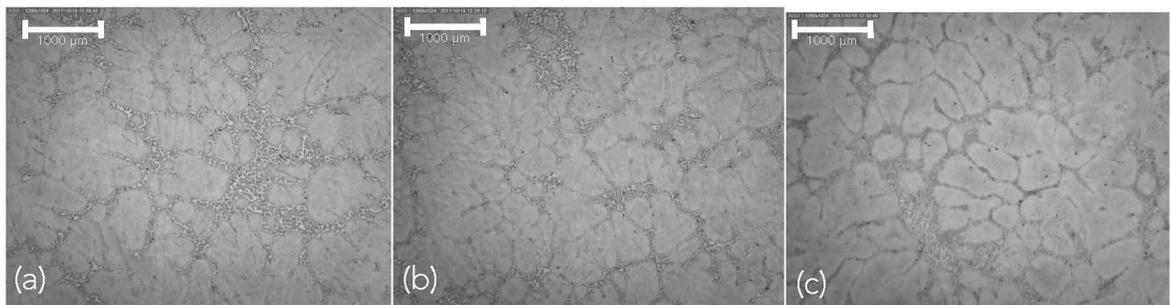


Figura A92 Metalografía de las aleaciones Al14Cu atacadas con ácido nítrico diluido, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.

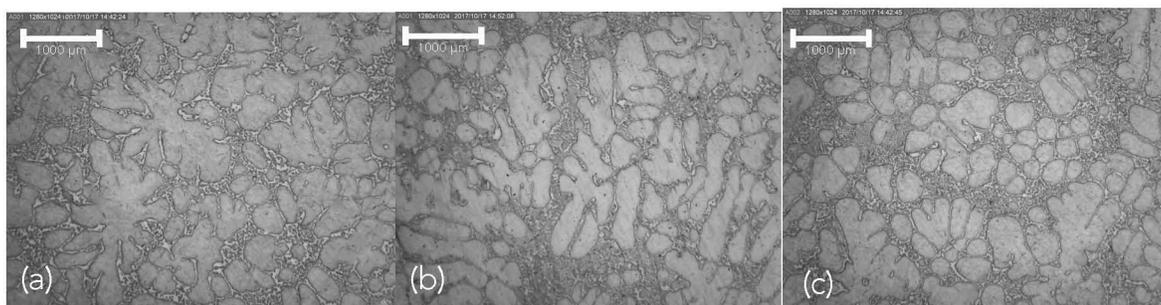


Figura A93 Metalografía de las aleaciones Al21Cu atacadas con ácido nítrico diluido, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.

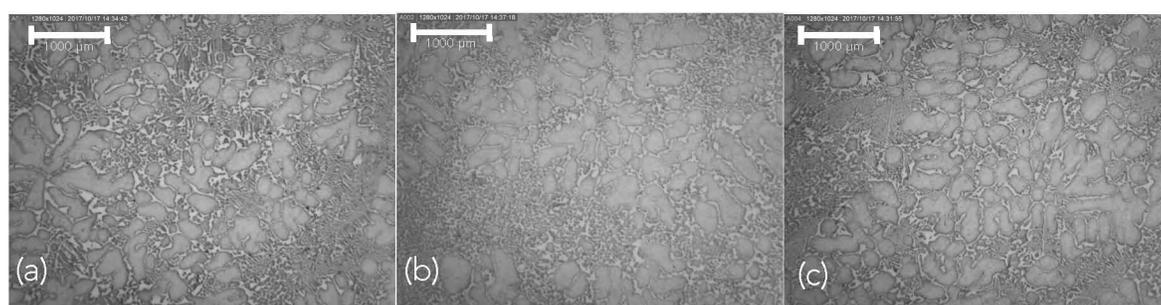


Figura A94 Metalografía de las aleaciones Al28Cu atacadas con ácido nítrico diluido, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.

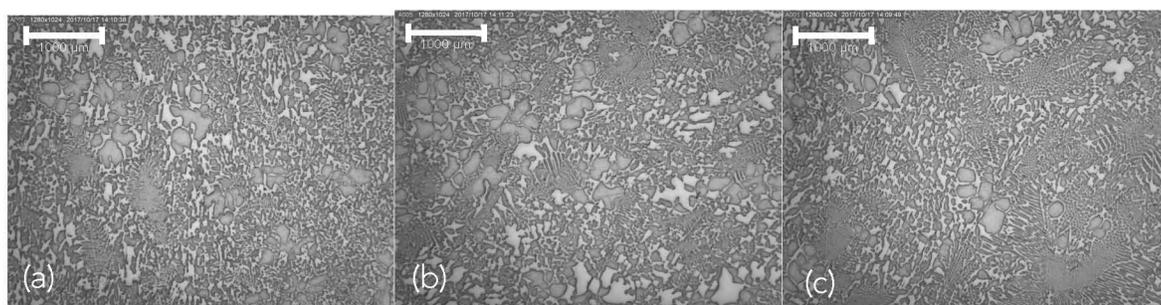


Figura A95 Metalografía de las aleaciones Al32Cu atacadas con ácido nítrico diluido, (a) muestra 1, (b) muestra 2 y (c) muestra 3.