

## Diseño del Recocido de Homogeneización de un Latón Alfa 80/20 en Estado Colada Design of Homogenization Anneal of As-Cast Alpha 80/20

C. Argaez-Herrera <sup>a</sup>, V.M. López-Hirata \*, M.L. Saucedo-Muñoz <sup>a</sup>, C. Pérez-Téllez <sup>a</sup>, E. Martínez-Romero <sup>a</sup>,  
G. De la Cruz-Rodríguez <sup>a</sup>

<sup>a</sup>. Departamento de Ingeniería en Metalurgia y Materiales, ESIQIE, Instituto Politécnico Nacional, 07300, CDMX, México.

### Resumen

En este trabajo se presenta un estudio de un recocido de homogeneización de un latón alfa con 80Cu/20Zn en estado de colada. La estructura de colada y la microsegregación se analizó con el módulo de Scheil del programa Thermo-Calc, el cual indicó un contenido de cinc no uniforme en las dendritas, y en la región interdendrítica hay un aumento de este elemento. Esto es, la microestructura de colada está formada por dendritas de la fase alfa con una estructura cristalina cúbica centrada en las caras, mientras que la región interdendrítica presentó la fase beta con estructura cúbica de cuerpo centrado. Para uniformizar la microestructura se diseñó el tratamiento térmico de homogeneización con el programa de cómputo Thermo-Calc DICTRA para obtener una microestructura de granos de la fase alfa de acuerdo con el diagrama de fases Cu-Zn. La solución numérica de DICTRA se basa en resolver numéricamente la segunda ley de Fick utilizando la movilidad atómica que toma en cuenta la interacción termodinámica entre el Cu y Zn. Las temperaturas analizadas variaron de 700 hasta 875 °C con diferentes distancias interdendríticas. El recocido de homogeneización óptimo correspondió a 800 °C por 4 días para una distancia interdendrítica de 57 μm. Los resultados de metalografía confirmaron las fases predichas por Thermo-Calc. La dureza de la aleación en estado de cola presentó un valor de 81 VHN en comparación con el valor de 76 VHN para la homogeneizada.

**Palabras Clave:** Latón alfa, Estructura de colada, Microsegregación, Recocido de homogeneización, Evolución microestructural, Thermo-Calc DICTRA.

### Abstract

The homogenizing treatment of a-cast alpha brass 80Cu/20Zn was studied in the present work. The microsegregation and as-cast structure were analyzed using the Thermo-Calc Scheil module, which a non-uniform Zn content in the dendrites. At the same time the interdendritic regions showed a remarkable increase in this element. That is, the microstructure is composed of fcc alpha phase dendrites and bcc beta interdendritic regions. To homogenize the chemical composition of as-cast alloy, the homogenizing heat treatment was designed using Thermo-Calc DICTRA thus, forming an alpha grain microstructure, as predicted by the equilibrium Cu-Zn phase diagram. DICTRA solves the second Fick's law utilizing mobility and thermodynamic parameters to consider the interaction among different element atoms. The input data was the chemical composition and interdendritic space, determined from microstructure, 57 μm, and homogenizing temperatures, 700-875 °C. DICTRA results indicated that an optimum homogenizing treatment would be at 800 °C for 4 days. The metallographic analysis of the as-cast and homogenized specimens confirmed the phases predicted by Thermo-Calc. The hardness of the homogenized specimen was 76 VHN higher than that for the as-cast one, 81 VHN.

**Keywords:** Alfa brass, As-cast structure, Microsegregation Homogenization anneal, Microstructure evolution, Thermo-Calc DICTRA.

### 1. Introducción

El latón es una aleación de cobre y cinc, el cual es fácil de fundir, grabar, maquinar y conformar plásticamente por

diferentes procesos. Esta aleación se aplica ampliamente en diferentes componentes tales como, tornillos, válvulas, conexiones, rodamientos, artículos de ornamento y musicales, y elementos de sujeción debido a sus propiedades mecánicas,

\*Autor para la correspondencia: vmllopezh@ipn.mx

**Correo electrónico:** cargaezh1700@alumno.ipn.mx (Carmina Argáez Herrera), vmllopezh@ipn.mx (Víctor Manuel López Hirata), msaucedom@ipn.mx (Maribel Leticia Saucedo Muñoz), cperez1800@alumno.ipn.mx (Carolina Pérez Téllez), emartinezr1800@alumno.ipn.mx (Emiliano Martínez Romero), gdelacruzr2100@alumno.ipn.mx (Guadalupe De la Cruz Rodríguez)

**Historial del manuscrito:** recibido el 23/07/2025, última versión-revisada recibida el 22/10/2025, aceptado el 07/11/2025, publicado el 12/12/2025. **DOI:** <https://doi.org/10.29057/icbi.v13iEspecial4.15544>



conductividad eléctrica y térmica, formabilidad y resistencia a la corrosión en ambientes salinos (Davis, 2001).

Dentro de la familia de los latones, uno de los más utilizados es el latón alfa y que puede contener hasta un 35 % Zn. El latón puede alearse con Pb para mejorar su maquinabilidad, pero también puede alearse con Bi y Sn para mejorar sus propiedades mecánicas (Mora y Venegas, 2011).

El proceso de manufactura más ampliamente utilizado es la fundición y vaciado ya que permite obtener diferentes formas de producto; sin embargo, las piezas fundidas pueden presentar defectos de fabricación tales como, porosidad, rechupes, microsegregación, inclusiones y grietas. Estos defectos pueden tener efectos negativos sobre sus propiedades mecánicas. (ASM, 1990). De estos, la microsegregación es un fenómeno natural que es difícil de evitar y consiste en la composición no uniforme a nivel de micras y presente en la estructura dendrítica de las piezas coladas. Para la mayoría de los sistemas de aleación, la composición de soluto aumenta del centro de la dendrita hacia la superficie de esta. En contraste, hay un enriquecimiento en la región interdendrítica (Porter y colaboradores, 2021). Las ecuaciones de Scheil permiten estudiar el grado de microsegregación en una aleación en estado de colada (Lippard y colaboradores, 1998).

La microsegregación y la estructura dendrítica, que provocan malas propiedades mecánicas, se puede eliminar mediante el tratamiento térmico de homogeneización. Este tratamiento consiste en calentar la aleación a una temperatura por un tiempo dentro de una región monofásica del diagrama de fases. La acción de la difusión atómica permite eliminar la microsegregación y las dendritas dando paso normalmente a una estructura monofásica con mejores propiedades mecánicas (Porter y colaboradores, 2021). La solución analítica de la segunda ley de Fick permite diseñar un tratamiento de homogeneización, definir tiempo y temperatura; sin embargo, también es posible utilizar soluciones numéricas (Anderson y colaboradores, 2002).

Thermo-Calc TC es un programa de cómputo (Thermo-Calc, 2025) que permite analizar la formación de fases en condiciones de equilibrio y no equilibrio. Este programa tiene el módulo de Scheil que permite analizar la formación de fases en condiciones de esta de colada, no equilibrio. Adicionalmente, el programa TC DICTRA permite resolver las leyes de Fick para diseñar el tratamiento de homogeneización. Este programa utiliza la movilidad atómica y gradientes de potencial químico que toman en cuenta la interacción atómica de los átomos que componen la aleación (Borgestam y colaboradores, 2000). Asimismo, TC se ha convertido en una herramienta fundamental de la Ingeniería de Materiales Computacional Integrada, ICME por sus siglas en inglés Integrated Computational Materials Engineering. Esta metodología es una aproximación sistematizada para el diseño de productos y su manufactura para unir los modelos de los materiales en un marco integrado. La principal visión del ICME es que un componente industrial y los materiales deben realizarse mediante un procedimiento simple e integrado (Thermo-Calc, 2025).

Por lo anterior, el objetivo del presente trabajo es diseñar tratamientos térmicos de homogeneización para un latón alfa en estado de colada mediante una solución analítica y con TC DICTRA para eliminar la microsegregación y estructura dendrítica, validándose mediante la caracterización microestructural y dureza del latón.

## 2. Metodología numérica

Thermo-Calc TC utilizó las bases de datos termodinámica Sesol 7 y de difusión o movilidad atómica Mob2 (Thermo-Calc, 2025). Adicionalmente, se requiere proporcionar la composición química, y distancia interdendrítica. Este programa permitió hacer cálculos de equilibrio, cantidad de fases versus temperatura y de punto sencillo para determinar la composición de las fases. Asimismo, este programa puede hacer cálculo de no equilibrio mediante el módulo de Scheil, el cual determina fases y composición de estas en estado colada, así como la distribución del soluto en la estructura de colada, la cual es útil para diseñar un tratamiento térmico de homogeneización, temperatura y tiempo, utilizando TC DICTRA (Thermo-Calc, 2025).

## 3. Metodología experimental

Un lingote de latón alfa con 80 % Cu y 20 % Zn se empleó para el estudio. El lingote tenía un diámetro de 7 cm y se obtuvo mediante una máquina de colada continua con una velocidad de enfriamiento rápida entre 15 y 47 °C/s.

El lingote se preparó metalográficamente con lijas de SiC hasta grado 1000 y se macroatacó con 30 % vol. ácido nítrico en agua para su observación en el microscopio petrográfico para revelar la macroestructura del lingote. Posteriormente, se desbastó con lija grado 2000 y se pulió con alúmina de 0.05 y 1 µm. La muestra pulida se atacó químicamente con 10 g de hiposulfito de amonio en 90 ml de agua por 30 s, y se observó en un microscopio óptico Nikon. Para el tratamiento térmico de homogeneización, se cortó una muestra de 2 x 2 x 2 cm con una cortadora de baja velocidad con disco de diamante. El tratamiento térmico de homogeneización se llevó a cabo a 800 °C por 120 h en una mufla eléctrica. La muestra homogeneizada y atacada se observó también por microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido MEB en un JEOL 6300 equipado con EDX. Asimismo, se determinó la dureza Vickers en un microdurómetro Future Tech con una carga de 200 g por 12 s, y siguiendo la norma ASTM (ASTM E-92, 2024).

## 4. Resultados y Discusión

### 4.1. Estructura de Colada

La Figura 1 muestra la macroestructura de colada del latón alfa 80/20. Aquí se muestran macrogranos columnares cerca de la superficie que indican la dirección de la extracción de calor. En contraste, se observa la presencia de macrogranos equiaxiales hacia el centro del lingote, última región en solidificar que permite la orientación de las dendritas en todas las direcciones.

Las micrografías del MO de los granos columnares y equiaxiales se ilustran en las Figs. 2 (a y b), respectivamente. Los granos columnares indican la presencia de dendritas en la dirección columnar, mientras que en los granos equiaxiales las dendritas se desarrollaron en todas las direcciones. Las dendritas presentan un brazo primario y cuatro secundarios como se espera para un sistema cristalino cúbico (Davis, 2001). El contraste de colores para ambas micrografías sugiere

que la composición química es diferente entre las dendritas y zona interdendrítica. Esto es, la microsegregación está presente. La presencia de dendritas y microsegregación sugiere una disminución de las propiedades mecánicas. Estas micrografías indicaron una distancia interdendrítica de aproximadamente 57  $\mu\text{m}$ .

Los resultados del análisis del módulo de Scheil para no equilibrio se presentan en la Figura 3, gráfica de temperatura contra la fracción de sólido. Esta gráfica indica que el primer sólido en solidificar es la fase  $\alpha$  con una estructura fcc; es decir, las dendritas son de la fase  $\alpha$ . La fase  $\beta$  con una estructura bcc es la última en solidificar y estaría presente en la región interdendrítica. Esto concuerda con las microestructuras mostradas en la Figura 2. La línea negra discontinua representa la solidificación en condiciones de equilibrio. Es decir, se forma más fases sólidas que en el equilibrio (Porter, 2021).

El coeficiente de partición  $k$  es menor que 1 para un latón alfa, lo que sugiere que concentración de soluto es mayor en la zona interdendrítica que en las dendritas (Porter y colaboradores, 2021). Esto se ilustra en la Figura 4 donde se observa claramente el contenido de Zn desde la fase dendrítica  $\alpha$  hacia la interdendrítica  $\beta$ .

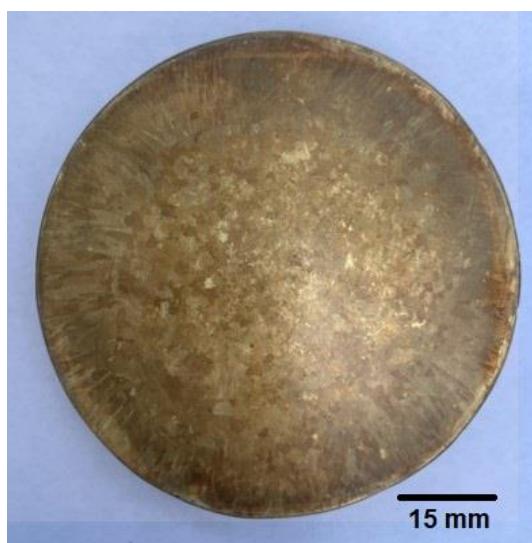


Figura 1. Macroestructura de colada del latón alfa 80/20.

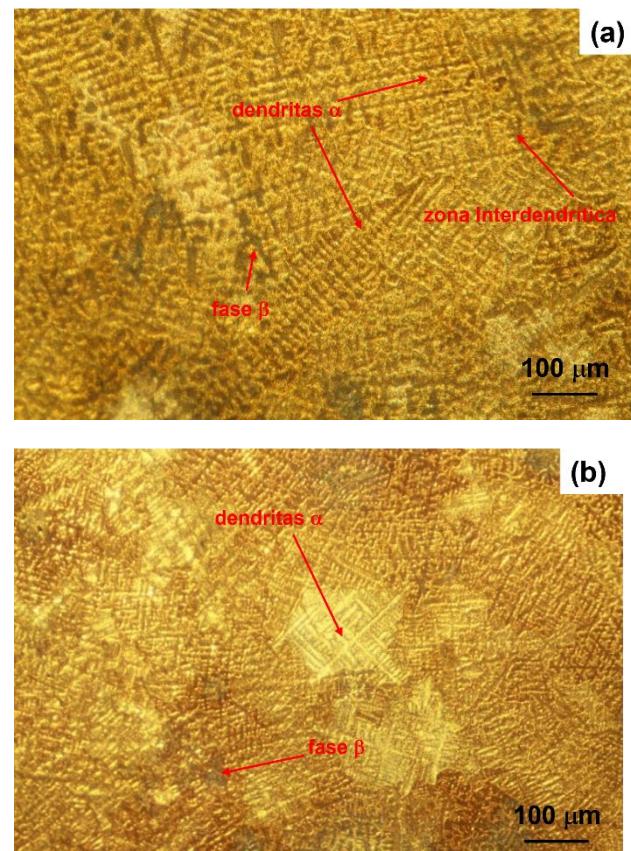


Figura 2. Micrografías MO de (a) zona columnas y (b) zona equiaxial.

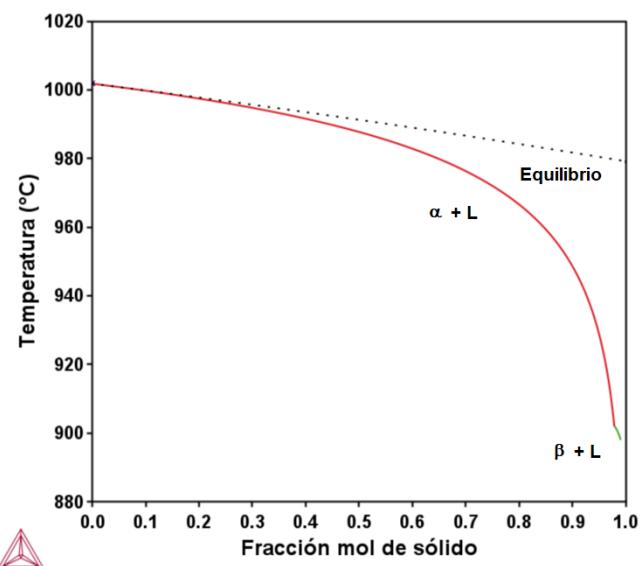


Figura 3. Gráfica de temperatura vs. fracción mol de sólido de Thermo-Calc del latón en no equilibrio.

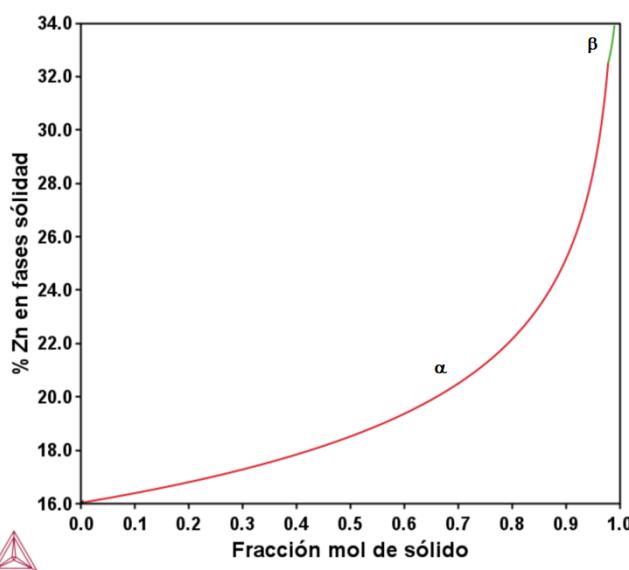


Figura 4. Gráfica de % Zn en las fases sólidas vs. fracción mol de sólido de Thermo-Calc del latón en no equilibrio.

#### 4.2. Diseño del Tratamiento Térmico de Homogeneización

La Figura 5 ilustra el diagrama de equilibrio de fases del sistema Cu-Zn. Este diagrama muestra que para 18 % Zn se tiene un amplio campo monofásico de la fase  $\alpha$ . Por lo tanto, si se realiza un recocido de homogeneización por debajo de la línea de sólidos, 900 °C, la estructura de colada de la Figura 2 se eliminará obteniéndose una microestructura compuesta por granos de la fase  $\alpha$ .

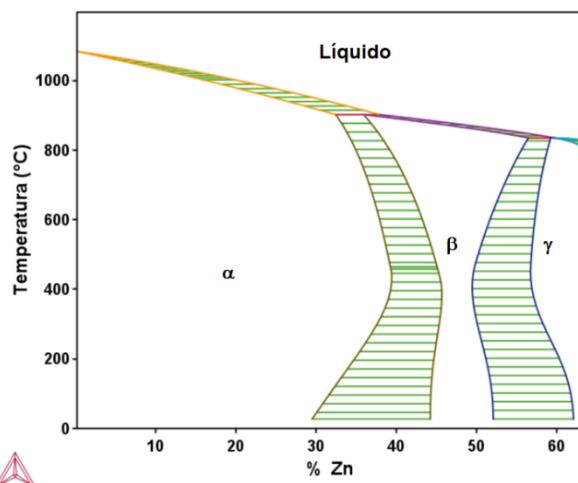


Figura 5. Diagrama de fases Cu-Zn.

TC DICTRA utiliza bases de datos de termodinámicos y de difusión en sistemas multicomponentes para resolver numéricamente las leyes de Fick. Para realizar esto utiliza la extensión de la primera ley de Fick para un sistema multicomponente propuesta por Onsager (Borgestam y colaboradores, 2000):

$$J_k = - \sum_{i=1}^n L'_{ki} \frac{\partial \mu_i}{\partial x} \quad (1)$$

Donde  $J_k$  es el flujo atómico,  $\mu_i$  el potencial químico para las diferentes especies  $i$  y es un factor de proporcionalidad, el cual depende de la movilidad de las especies  $i$  individuales. Este factor  $L'_{ki}$  se relaciona con el coeficiente de difusión mediante la siguiente ecuación:

$$D_{kj} = - \sum_{i=1}^n L'_{ki} \frac{\partial \mu_i}{\partial c_i} \quad (2)$$

La primera ley de Fick entonces se puede escribir como:

$$J_k = - \sum_{j=1}^{n-1} D_{kj} \frac{\partial c_j}{\partial x} \quad (3)$$

Esta ecuación incluye la posibilidad que el gradiente de concentración de una especie puede originar la difusión de otra. Esto es, el coeficiente de difusión  $D_{kj}$  no es solo una función de la composición, sino también del gradiente de concentración  $\frac{\partial c_j}{\partial x}$  (Borgestam y colaboradores, 2000). La Ec. (3) se combina con la ecuación de continuidad y da origen a la segunda ley de Fick:

$$\frac{\partial c_k}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} (-J_k) \quad (4)$$

Esta ecuación diferencial parcial es la segunda ley de Fick y se resuelve numéricamente por el método de diferencias o volúmenes finitos, estableciendo previamente las condiciones de frontera y/o iniciales.

La Figura 6 ilustra la solución de TC DICTRA para el recocido de homogeneización a 800 °C para un espaciamiento interdendrítico de 57  $\mu\text{m}$ , considerando que el perfil de concentración, gráfica de % Zn vs. distancia, para el tiempo inicial es el mostrado en la Figura 4. Esta Figura muestra los cambios del perfil de concentración en función de la distancia interdendrítica para diferentes tiempos de homogeneización. La diferencia en composición entre el centro de la dendrita y el centro de la región interdendrítica disminuye al aumentar el tiempo, convirtiéndose en una línea horizontal. Este hecho indica que la composición química es uniforme en el latón.

En contraste, la Figura 7 muestra la evolución de los perfiles de concentración para un recocido a 700 °C. Aquí es evidente que no se alcanza la uniformidad en la composición química

La Figura 8 resume los resultados de Thermo-Calc mostrando el tiempo del recocido de homogeneización en función del espaciamiento interdendrítico  $\lambda$  para diferentes temperaturas de recocido. Aquí se observa que el tiempo de recocido es más corto que 167 h para temperaturas mayores que 750 °C y valores de  $\lambda$  entre 30 y 80  $\mu\text{m}$ . Por lo tanto, el tratamiento térmico de homogeneización se llevó a cabo a 800 °C por aproximadamente 120 h para  $\lambda = 57 \mu\text{m}$ .

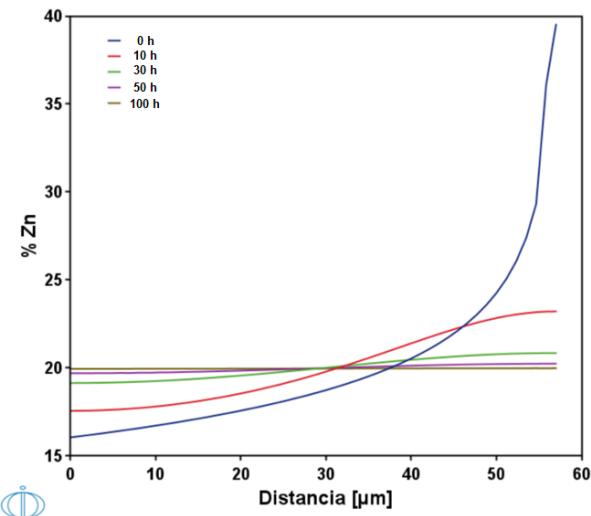


Figura 6. Evolución del perfil de concentración del Zn en la zona interdendrítica del recocido de homogeneización a 800 °C calculada por TC DICTRA.

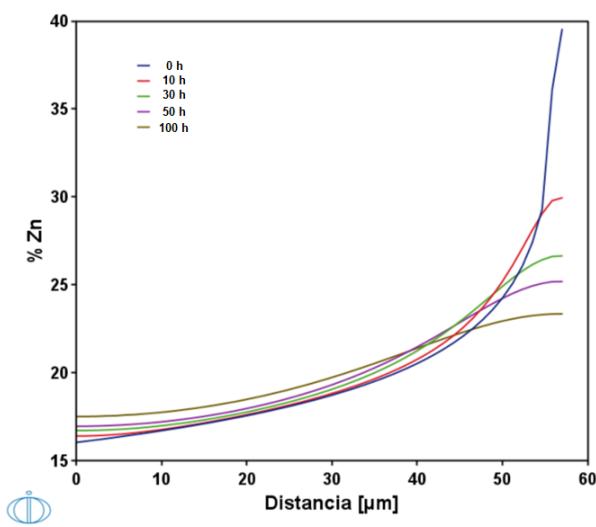


Figura 7. Evolución del perfil de concentración del Zn en la zona interdendrítica del recocido de homogeneización a 700 °C calculada por TC DICTRA.

Algo interesante a resaltar es que conforme se aumenta la temperatura, por ejemplo, a 875 °C, el tiempo de tratamiento es prácticamente independiente de la distancia interdendrítica  $\lambda$ , Figura 8.

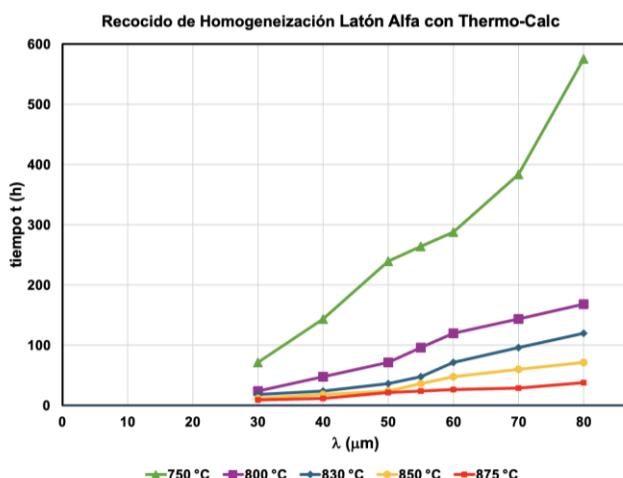


Figura 8. Gráfica del tiempo de homogeneización t vs. espaciamiento interdendrítico  $\lambda$  para diferentes temperaturas de tratamiento obtenida por Thermo-Calc.

Otra alternativa más simple para diseñar el tratamiento térmico de homogeneización es mediante la solución analítica (Porter y colaboradores, 2023) de la segunda ley de Fick, considerando el coeficiente de difusión constante,  $D_k$ :

$$\frac{\partial c_k}{\partial t} = D_k \frac{\partial^2 c_k}{\partial^2 x} \quad (5)$$

La ecuación diferencial parcial se resuelve por separación de variables, considerando que la distribución de soluto de la estructura de colada tiene una forma sinusoidal, se obtiene la siguiente solución:

$$c(x, t) = c_m + \beta_0 \operatorname{sen}\left(\frac{2\pi x}{\lambda}\right) e^{-\frac{t}{\tau}} \quad (6)$$

Siendo  $c(x, t)$  la composición en función de la posición  $x$  y el tiempo  $t$ ,  $c_m$  la composición promedio de la aleación,  $\beta_0$  la amplitud de la modulación en composición y  $\tau$  es el tiempo de relajación dado como  $\tau = \frac{\lambda^2}{2\pi D}$ . Esto es, la amplitud de la onda se relaciona con el tiempo  $t$  de la siguiente forma:

$$\frac{\beta}{\beta_0} = e^{-\frac{t}{\tau}} \quad (7)$$

El coeficiente de difusión de Zn en Cu (Mehrer, 1990) está dado por la siguiente ecuación de Arrhenius:

$$D = 1.6 \times 10^{-6} \frac{m^2}{s} e^{\frac{-175000}{RT} \frac{J}{mol}} \quad (8)$$

Usando la Ec. (7) para  $\frac{\beta}{\beta_0} = 0.05$ ; es decir eliminando el 95 % de la microsegregación se obtuvo la gráfica de la Figura 10.

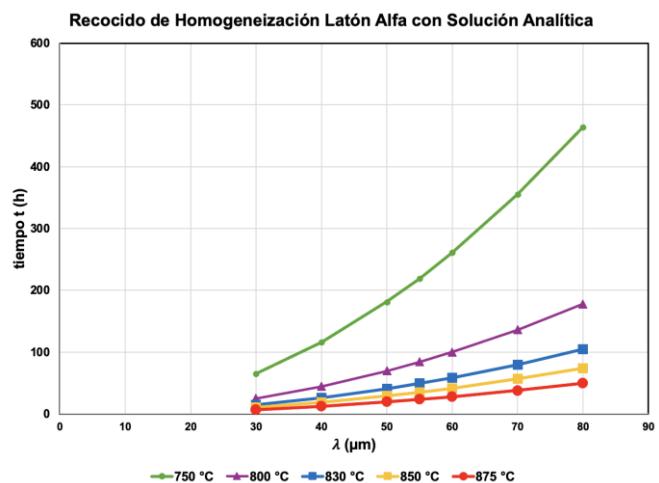


Figura 9. Gráfica del tiempo de homogeneización t vs. espaciamiento interdendrítico  $\lambda$  para diferentes temperaturas de tratamiento obtenida por la solución analítica de la segunda ley de Fick.

Esta Figura claramente muestra que los tiempos determinados por la solución analítica son más cortos que la solución de Thermo-Calc, para 800 °C y  $\lambda = 57$  mm,  $t$  es aproximadamente la mitad, 83.5 h. Esto es, la consideración de  $D$  constante tiene un marcado efecto sobre el tiempo de homogeneización. Por lo tanto, la solución analítica es muy limitada para aproximarse al caso real de la difusión durante la homogeneización de la aleación. En la práctica los tiempos de tratamiento son menores porque se combina con la deformación en caliente.

#### 4.3. Microestructura y Propiedades Mecánicas del Latón Recocido

La Figura 10 presenta las micrografías del MEB para el latón en estado de colada. La microestructura ilustra las dendritas de la fase  $\alpha$ , así como la región interdendrítica presenta

una evidente microsegregación del Zn. Esto dio origen a la formación de la fase  $\beta$ , la cual es una fase metaestable para el 20 % Zn de acuerdo con el diagrama de equilibrio Cu-Zn, Figura 5, que indica que la fase  $\alpha$  es estable para esta composición. El análisis por EDS no proporcionó información clara ya que el Cu y Zn están juntos en la tabla periódica. En la micrografía se observa la presencia de microrechupes, zonas irregulares negras.

En contraste, la Figura 11 presentan las micrografías del MEB para el latón en estado de recocido de homogeneización. Este tratamiento provocó la eliminación de la estructura dendrítica y la microsegregación. La microestructura está compuesta sólo de granos de la fase  $\alpha$ , como lo indica el diagrama de equilibrio Cu-Zn. El tamaño de grano no fue uniforme y presentó valores desde 50 a 400  $\mu\text{m}$  como resultado del crecimiento de grano durante la alta temperatura del recocido de homogeneización (Porter y colaboradores, 2021).

Por último, la determinación de la dureza Vickers indicó una dureza con valores de  $81 \pm 2$  VHN para el latón en estado de colada debido a la estructura dendrítica y microsegregación. Por otro lado, el latón recocido presentó una dureza de  $76 \pm 4$  VHN. Este valor es menor que el de colada debido a la fase monofásica  $\alpha$  con composición química uniforme.

Es importante señalar que el tiempo de homogeneización se puede acortar, si se realiza un proceso de trabajo en caliente después de homogeneizar el latón a alta temperatura. Este proceso disminuye la distancia interdendrítica  $\lambda$ , acortando la distancia de la difusión atómica.



Figura 10: Micrografías del MEB del latón alfa en estado de colada.

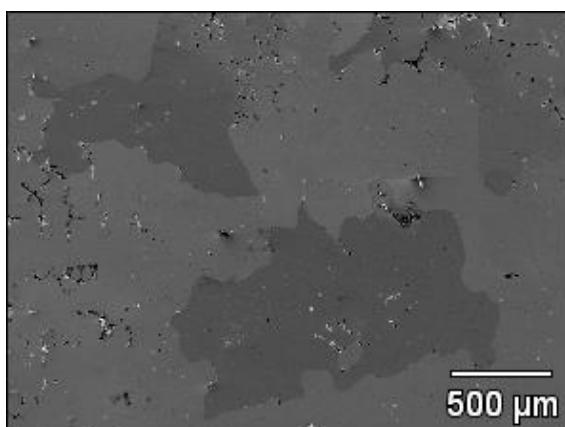


Figura 11: Micrografías del MEB del latón alfa homogeneizado.

El aporte científico del presente trabajo fue establecer la metodología numérica para el análisis microestructural y diseño de un tratamiento térmico utilizando una herramienta como Thermo-Calc. Este método puede emplearse para aleaciones con más componentes.

## 5. Conclusiones

El análisis del tratamiento térmico de homogeneización de un latón alfa 80/20 en estado de colada permitió llegar a las siguientes conclusiones:

- Se estableció una metodología para el análisis de estructuras de colada y el diseño de un tratamiento térmico de homogeneizado empleando Thermo-Calc.
- La caracterización microestructural del latón alfa en estado de colada y recocido indica la presencia de dendritas de alfa y la fase  $\beta$  en la zona interdendrítica y la presencia de granos de la fase  $\alpha$ , lo que concuerda con las predicciones de Thermo-Calc.
- La solución de TC DICTRA permite diseñar el tratamiento térmico de homogeneización y toma en cuenta que el coeficiente de difusión  $D$  no sólo es función de la composición, sino también del gradiente de concentración. Asimismo, se obtuvo un gráfico para seleccionar el tiempo de homogeneización  $t$  en base a la temperatura  $T$  y la distancia interdendrítica  $\lambda$  para este latón.
- El recocido de homogeneización del latón redujo la dureza de 81 a 76 VHN en el latón alfa al uniformizar la composición química eliminando la estructura dendrítica.

## Agradecimientos

Los autores agradecen el apoyo de SIP-Beifi-IPN y Secihti.

## Referencias

- ASM (1990). ASM metals handbook, Properties and selection: nonferrous alloys and special purpose materials. ASM International, Ohio, EUA.
- ASTM E-92 (2024). Standard test method for Vickers hardness and Knoop hardness of metallic materials. ASTM.
- Andersson, J.-O., Helander, T., Hoglund, L., Shi, P., Sundman, B. (2002). THERMO-CALC & DICTRA, Computational tools for materials science. 26, 273-312.
- Borgenstam, A., Engstrom, A., Hoglund, L. y Agren, J. (2000). DICTRA, a tool for simulation of diffusional transformations in alloys. J. Phase. Equil. 23, 269-280.
- Davis, J.R. (2001). ASM Specialty book: copper and copper alloys. 1<sup>a</sup> edición, ASM International, Ohio, EUA.
- Lippard, H.E., Campbell, C.E., Bjorklund, T., Borgreen, U., Kellgren, P. Dravid y V.P., Olson, G.B. (1998). Microsegregation behavior during solidification and homogenization of Aer Met100 steel. Met. Mater. Trans. B, 29, 205-210.
- Mora-Pozo, E. P. y Venegas-Ledo, E. (2011). Caracterización del latón. Revista Metalúrgica. 30, 57-63.
- Mehrer, E. (1990). Landolt-Bornstein Series: Diffusion in solid metals and alloys. Springer, Alemania.
- Porter, D.A., Easterling, K.E. y Sherif, M.Y. (2021). Phase transformations in metals and alloys. CRC press, EUA.
- Thermo-Calc (2025). Thermo-Calc Software. <https://Thermo-Calc.com>.