


## Simulación y desarrollo de aleaciones de alta entropía de bajo punto de fusión para aplicaciones de soldadura sin plomo

R. E. López<sup>a</sup>, B. Benítez<sup>b</sup>, C. Ramos<sup>a</sup>, I. Alfonso<sup>c</sup>, G. González<sup>a</sup>, U. Balderas<sup>a</sup>, G. A. Lara<sup>a</sup>, O. Novelo<sup>a</sup>, I. A. Figueroa <sup>a\*</sup>

<sup>a</sup> Instituto de Investigaciones en Materiales, Universidad Nacional Autónoma de México, Circuito Exterior, Ciudad Universitaria, 04510, CDMX, México.

<sup>b</sup> Facultad de Química, Universidad Nacional Autónoma de México, Ciudad Universitaria, Coyoacán, 04510, Ciudad de México, México.

<sup>c</sup> Instituto de Investigaciones en Materiales, Unidad Morelia, Universidad Nacional Autónoma de México, Campus Morelia, UNAM. Antigua Carretera a Pátzcuaro No. 8701, Col. Ex-Hacienda de San José de la Huerta. C.P. 58190, Morelia, Michoacán, México

### ABSTRACT

The use of lead (Pb) in soldering process has been employed since the dawn of modern electronics. As technologies and regulations advance, and concerns for the environment and health become increasingly stringent, the use of lead in soldering has become increasingly controversial. One possible replacement has been the investigation of recently discovered low-melting-point high-entropy alloys (LMP-HEA). In this work, four LMP-HEA candidates in the Ga-In-Bi-Sn-Ag system were evaluated using a theoretical and experimental approach. According to the theoretical approach, thermodynamic models simulated with Thermo-Calc® software were used to obtain compositions and phase diagrams, thus optimizing the search times for LMP-HEA candidates. The most notable composition was Ga<sub>5</sub>In<sub>30</sub>Bi<sub>30</sub>Sn<sub>30</sub>Ag<sub>5</sub>, in which a more refined and homogeneous structure was observed by SEM. In wettability tests, the results were favorable, with good spread at contact angles of 52° at a temperature of 180°C, making it a candidate for a welding alloy.

### ARTÍCULO CIENTÍFICO

Recibido 20 Octubre, 2025

Revisado 05 Diciembre, 2025

Aceptado 30 Diciembre, 2025

### KEYWORDS

Alta entropía; simulación; soldadura

## Introducción

Las aleaciones de alta entropía, denominadas en inglés “HEA” (“High entropy alloys”), han llamado la atención en los últimos años por sus propiedades físicas y químicas destacadas [1-3]. Estas aleaciones son combinaciones complejas de elementos y

**AUTOR DE CORRESPONDENCIA** Ignacio Figueroa  [iafigueroa@unam.mx](mailto:iafigueroa@unam.mx)  Instituto de Investigaciones en Materiales, Universidad Nacional Autónoma de México, Circuito Exterior, Ciudad Universitaria, 04510, CDMX, México. Se puede acceder a los datos complementarios en línea en <https://doi.org/10.71103/1f37vd14>

© 2025 Los autores. Publicado por la Asociación Mexicana en Ciencias en Soldadura, Metalurgia e Ingeniería, A.C. Este es un artículo de acceso abierto distribuido bajo los términos de Creative Commons Attribution-NonCommercial-NoDerivatives License (<http://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/>), que permite la reutilización, distribución y reproducción sin fines comerciales en cualquier medio, siempre que la obra original esté debidamente citada y no sea alterada, transformada o construida de ninguna manera. Los términos en los que se ha publicado este artículo permiten la publicación del Manuscrito Aceptado en un repositorio por parte del autor o con su consentimiento.



ayudan a mejorar sus propiedades, apoyadas por el efecto de la alta entropía [3]. Las aleaciones de alta entropía se presentan como una innovación en la ciencia de los materiales, ofreciendo una mayor resistencia mecánica, estabilidad térmica y resistencia a la corrosión en comparación con las aleaciones convencionales [4, 5]. Además, las propiedades electrónicas y magnéticas únicas de las HEA son resultado de sus complejas interacciones atómicas y de las modificaciones de sus estructuras particulares [6].

Recientemente, varios estudios han reportado que ciertos sistemas de HEA pueden presentar puntos de fusión bajos [7]. Estos se han denominado aleaciones de alta entropía con bajo punto de fusión (LMP-HEA, por sus siglas en inglés: “low melting point high entropy alloys”), que combinan la complejidad de los elementos y la estabilidad dependiente de la entropía propia de las HEA tradicionales, con temperaturas de fusión significativamente reducidas [7, 8]. Esta característica hace que los LMP-HEA sean particularmente atractivos para aplicaciones en electrónica flexible, donde los materiales deben ofrecer una excelente conductividad eléctrica, junto con la flexibilidad mecánica y la procesabilidad térmica en condiciones de fusión significativamente más bajas que a soldaduras convencionales. [6, 9, 10].

Durante décadas, las soldaduras de Sn-Pb se han utilizado ampliamente en la industria electrónica. Sin embargo, debido a preocupaciones ambientales y sanitarias, actualmente se está produciendo una transición global hacia alternativas sin plomo [11, 12]. Se han propuesto numerosas aleaciones de soldadura desde entonces como posibles sustitutos, incluyendo sistemas como Sn-Ag, Sn-Ag-Cu, Sn-Cu, Sn-Zn y Sn-Bi [13-15]. Entre estas, las aleaciones de Sn-Bi han atraído gran atención por su bajo punto de fusión, alta resistencia de unión, propiedades mecánicas, excelente resistencia a la fluencia, baja expansión térmica, buena mojabilidad y un coste competitivo. Sin embargo, presenta grandes dificultades al generar soldaduras con Cu, ya que forma compuestos intermetálicos (IMC) que fragilizan la soldadura [16-18]. Se han realizado investigaciones sobre el efecto de la adición de elementos como In, Ga, Ag y Zn, en las que se ha observado una influencia significativa en el comportamiento térmico, la resistencia mecánica, la mojabilidad y la resistencia a la oxidación de los sistemas ternarios basados en Sn-Bi-X [13-18]. Pequeñas adiciones de Ga pueden inhibir eficazmente el crecimiento de capas interfaciales de IMC con Cu, a la vez que reducen la temperatura de fusión, mejoran la mojabilidad y aumentan la resistencia a la tracción [19-21]. Sin embargo, cabe destacar que las investigaciones relacionadas con aleaciones de alta entropía y de bajo punto de fusión son escasas. Este trabajo se enfoca en la investigación de nuevas LMP-HEA, centrándose en la combinación de elementos basada en el sistema: Ga-In-Bi-Sn-Ag, para las posibles aplicaciones avanzadas de soldadura electrónica flexible. Se propusieron, diseñaron y evaluaron proporciones de combinaciones de los elementos mencionados, empleando simulaciones teóricas con el software Thermo-Calc® con el fin de optimizar tiempos de selección de la composición química, así como obtener un panorama de las posibles propiedades térmicas y estructurales.

## **Metodología**

### ***Simulación***

Con el uso del software Thermo-Calc® se realizaron simulaciones termodinámicas de diagramas de fases en función de la temperatura [°C] y la cantidad de fase [mol], empleando la base de datos SSOL5: SGTE Alloy Solutions v5.0 (2025). Con la cual se obtuvieron alrededor de 100 combinaciones diferentes, modelando los diagramas de fases de los sistemas con base en elementos Ga-In-Bi-Sn-Ag. Las restricciones para los candidatos a seleccionar de las LMP-HEA fueron que las temperaturas de transición sólido-líquido deben ser alrededor de 80 °C, por lo que los cálculos para todas las aleaciones fueron de 25 a 500 °C.

### ***Preparación de la aleación***

Con un horno de arco eléctrico se elaboró una aleación maestra con los elementos Sn-Ag previamente calculados para cada aleación, bajo una atmósfera de argón (Ar) de alta pureza (99.99%), adicionando un lingote de titanio (Ti) de sacrificio. Una vez obtenida la aleación maestra con los demás componentes, se introdujeron tubos de cuarzo para asegurar una atmósfera inerte de Ar. Los tubos de cuarzo sellados con los elementos de las aleaciones correspondientes se llevaron a una mufla previamente calentada a 550°C. Se introdujeron los tubos de cuarzo, con un tiempo de permanencia de 10 minutos. Posteriormente, se

retiraron de la mufla, procediendo a realizar una agitación mecánica y, finalmente, reintroduciendo el tubo de cuarzo a la mufla. Este proceso se repitió 5 veces para cada aleación, asegurando una completa homogeneización de la aleación. Para la solidificación, los tubos calientes se colocaron en bloques refractarios y se dejaron enfriar a temperatura ambiente.

### **Análisis por MEB**

Tras la preparación metalográfica, las muestras se analizaron en microscopía electrónica de barrido (MEB) en un equipo JEOL Benchtop JCM-6000, operando a 15 kV, en el que se tomaron imágenes con electrones retrodispersados (BEI) de diferentes zonas de las 4 LMP-HEA.

### **Difracción de rayos-X**

Se tomaron muestras preparadas de las 4 LMP-HEA en calidad espejo, las cuales se caracterizaron estructuralmente mediante difracción de rayos X (DRX) en un difractómetro Siemens D5000, con radiación Cu K $\alpha$  ( $\lambda = 1,5405 \text{ \AA}$ ), operado a 35 kV y 20 mA, con exploración angular de 20 a 120°. Los difractogramas obtenidos se compararon con bases de datos cristalográficas (Match!2 2024) para verificar la concordancia con los resultados de Thermo-Calc<sup>®</sup> y con el análisis de las fases obtenidas mediante MEB.

### **Análisis de calorimetría diferencial de barrido (DSC)**

Las 4 LMP-HEA se llevaron a pruebas de análisis de calorimetría diferencial de barrido (DSC) por triplicado, en un equipo SDT Q-600 de TA Instruments, con una rapidez de calentamiento de 20 °C/min en atmósfera de Ar 99.99 %, en una rampa de calentamiento de 25 a 500°C y en consecuente de enfriamiento controlado, para determinar la temperatura de fusión y la estabilidad de fases.

### **Determinación de mojabilidad**

Las pruebas de mojabilidad se realizaron en un sistema que consta de una parrilla eléctrica monitoreada con termopares y una base de cobre como soporte para un sustrato de polidimetilsiloxano (PDMS). Los ensayos se realizaron a temperaturas de 120, 150 y 180 °C con un calentamiento preliminar de 10 minutos; posteriormente, se agregó la aleación, dándole un tiempo de homogeneización de 10 minutos para determinar los ángulos de contacto, siguiendo la norma industrial japonesa JIS-Z3198-3.

## **Resultados y Discusión**

### **Simulación**

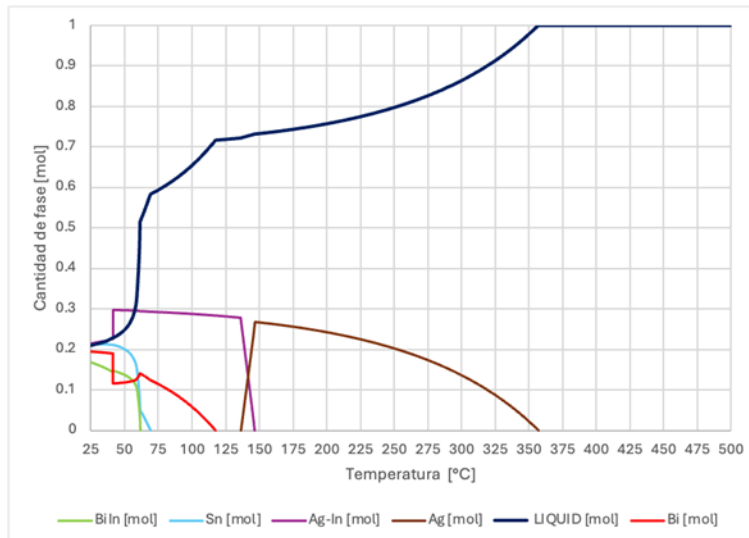
De acuerdo con las simulaciones realizadas en el software Thermo-Calc<sup>®</sup>, se determinaron las LMP-HEA más prometedoras en el sistema Ga-In-Bi-Sn-Ag, las cuales se muestran en la Tabla 1. Se examinaron factores como la solubilidad de la matriz, la formación del número de fases y la temperatura de fusión y solidificación, que fueron críticos en la selección de las aleaciones. En las Figuras 1-4 se muestran los diagramas de fases obtenidos para cada una de las LMP-HEA, graficando: temperatura [°C] vs cantidad de fase [mol], donde se proporciona información como las cantidades de fase y transformaciones de las fases presentes en cada aleación con respecto a la temperatura. Además, presenta también la transición de la fusión de las LMP-HEA, la cual en la mayoría de los casos se encuentra alrededor de los ~80 °C.

**Tabla I.** Composiciones de las aleaciones seleccionadas del sistema Ga-In-Bi-Sn-Ag en porcentaje atómico (% at.)

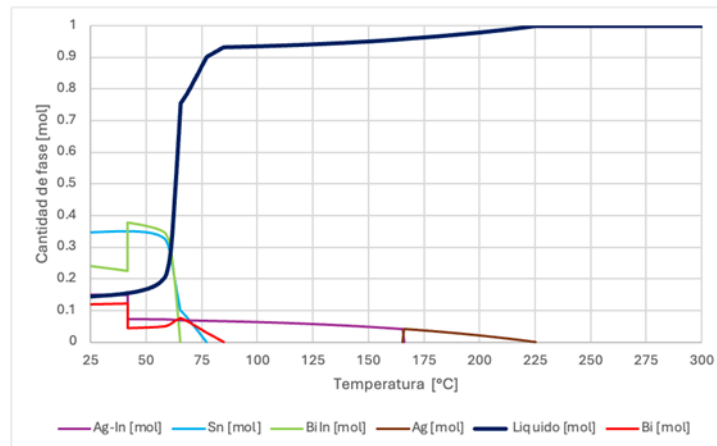
Aleación	Ga [% at.]	In [% at.]	Bi [% at.]	Sn [% at.]	Ag [% at.]
Ga <sub>20</sub> In <sub>20</sub> Bi <sub>20</sub> Sn <sub>20</sub> Ag <sub>20</sub>	20	20	20	20	20
Ga <sub>15</sub> In <sub>25</sub> Bi <sub>25</sub> Sn <sub>30</sub> Ag <sub>5</sub>	15	25	25	30	5
Ga <sub>5</sub> In <sub>30</sub> Bi <sub>30</sub> Sn <sub>30</sub> Ag <sub>5</sub>	5	30	30	30	5
Ga <sub>5</sub> In <sub>40</sub> Bi <sub>25</sub> Sn <sub>25</sub> Ag <sub>5</sub>	5	40	25	25	5

De las aleaciones analizadas (Figuras 1-4), las composiciones  $Ga_{15}In_{25}Bi_{25}Sn_{30}Ag_5$  y  $Ga_5In_{30}Bi_{30}Sn_{30}Ag_5$  (Figuras 2 y 3) mostraron una formación limitada de las fases Ag y Ag-In, lo que contribuyó a una mejor transformación de estas fases al solidificar. En estas aleaciones, la solución sólida de Ag comienza a nuclearse por debajo de  $\sim 250$  °C, en comparación con los 360 °C de la composición equiatómica, es decir, casi  $\sim 100$  °C menos. Continuando con la solidificación, se forma la fase Ag-In a  $\sim 170$  °C en las aleaciones  $Ga_{15}In_{25}Bi_{25}Sn_{30}Ag_5$  y  $Ga_5In_{30}Bi_{30}Sn_{30}Ag_5$ . A medida que la temperatura disminuye, se observa una caída abrupta en la fase líquida (línea azul marino) alrededor de 84 y 92 °C en las aleaciones, respectivamente. En ambas composiciones, esto sigue de la nucleación y del crecimiento simultáneos de las fases Bi, BiIn y Sn. Estas resultaron ser las fases sólidas dominantes, con BiIn representando entre el 24 y el 35 % y Sn entre el 36 y el 34 % de la fracción molar total de la aleación.

Además, la concentración notablemente menor de Ga en la composición  $Ga_5In_{30}Bi_{30}Sn_{30}Ag_5$  (Figura 3) se traduce en una menor composición de fase líquida remanente al 1 % (línea azul marino) a 25 °C, en comparación con el 15 % en la composición  $Ga_{15}In_{25}Bi_{25}Sn_{30}Ag_5$  (Figura 2). Esto denota la importante contribución de las fases Bi, Sn y BiIn en la reducción de la fase líquida restante a temperaturas inferiores a 80 °C. Finalmente, la composición  $Ga_5In_{40}Bi_{25}Sn_{25}Ag_5$  (Figura 4) presenta una temperatura de fusión a  $\sim 230$  °C, nucleando una solución sólida de Ag, seguida de la formación de Ag-In a  $\sim 200$  °C. Entre 70 y 80 °C se forman las fases BiIn y Sn, junto con una fase secundaria rica en Ag, identificada como Ag-In<sub>2</sub> (línea amarilla). Por el contrario, la fase Ag-In (línea morada) desaparece y se disuelve alrededor de 67 °C, dando lugar a la formación de Ag-In<sub>2</sub>, probablemente promovida por el alto contenido de In de la aleación. Al final del proceso de solidificación (25 °C), solo queda aproximadamente 3 % de la fase líquida (línea azul marino).



**Figura 1.** Diagrama de fase  $Ga_{20}In_{20}Bi_{20}Sn_{20}Ag_{20}$



**Figura 2.** Diagrama de fase  $Ga_{15}In_{25}Bi_{25}Sn_{30}Ag_5$

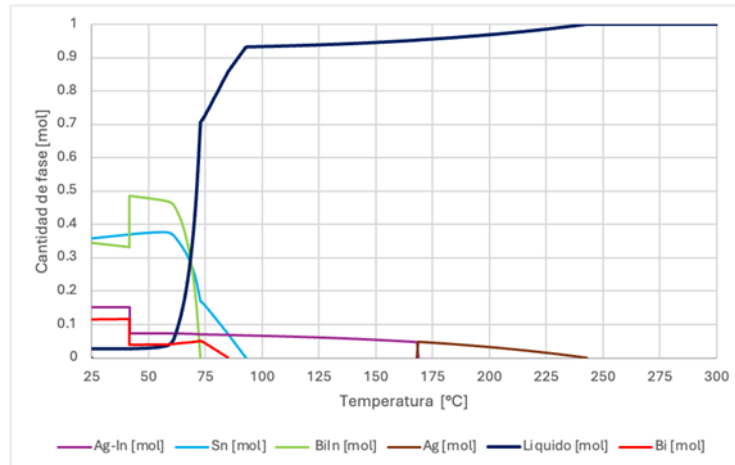


Figura 3. Diagrama de fase  $Ga_5In_{30}Bi_{30}Sn_{30}Ag_5$

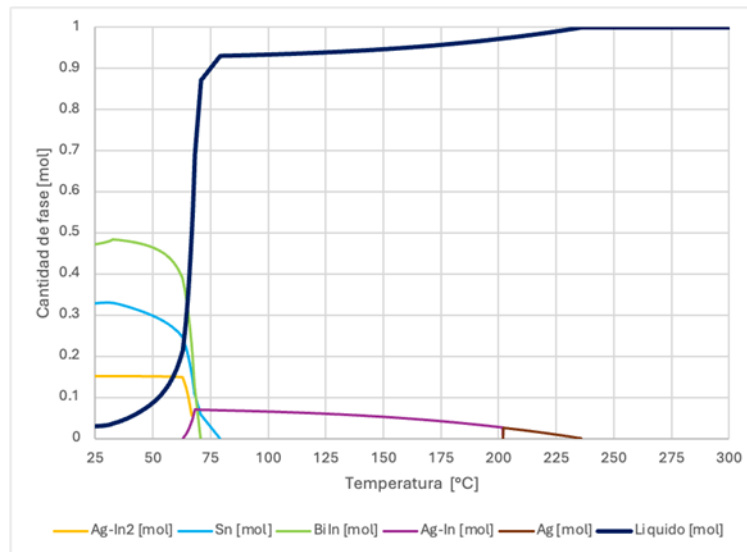


Figura 4. Diagrama de fase  $Ga_5In_{40}Bi_{25}Sn_{25}Ag_5$

### Caracterización estructural

La Figura 5 muestra la caracterización metalográfica de las aleaciones estudiadas. Las composiciones de  $Ga_{15}In_{25}Bi_{25}Sn_{30}Ag_5$  (Figura 5b) y  $Ga_5In_{30}Bi_{30}Sn_{30}Ag_5$  (Figura 5c) presentan microestructuras más homogéneas, con matrices compuestas predominantemente por las fases BiIn y  $\beta$ -Sn. La menor segregación de fases en ambos casos sugiere una formación de fases más estables. La fase BiIn forma una matriz continua y dispersa, mientras que  $\beta$ -Sn ocupa regiones definidas e interconectadas. La fase Bi aparece en zonas localizadas, y la fase Ag-In está presente en cantidades menores que la composición equiatómica (Figura 5a), localizada principalmente a lo largo de las interfases ricas en  $\beta$ -Sn. La porosidad presente en la aleación  $Ga_{15}In_{25}Bi_{25}Sn_{30}Ag_5$  sugiere una pérdida parcial de material durante la preparación metalográfica, atribuible al líquido remanente según el diagrama de Thermo-Calc<sup>®</sup>. La aleación  $Ga_5In_{30}Bi_{30}Sn_{30}Ag_5$ , aunque similar en la constitución de fases, exhibe una morfología de fases más fina y dispersa, con granos más pequeños y redondeados y una mayor uniformidad en el tamaño de grano. Las fases Bi y Ag-In están presentes en concentraciones más bajas. Finalmente, la composición de  $Ga_5In_{40}Bi_{25}Sn_{25}Ag_5$  (Figura 5d) presenta una microestructura muy diferente, caracterizada por una matriz de BiIn (verde) y grandes regiones de In-Sn (morado), lo cual es consistente con su mayor contenido de In. La estructura general es notablemente homogénea, compuesta por granos gruesos y alargados con límites de grano bien definidos, lo que sugiere una morfología de grano columnar. La fase de Ag-In también se encuentra en pequeñas cantidades, localizada principalmente en regiones ricas en In-Sn (morado), formando pequeños cúmulos. El tiempo de permanencia en la fase intercrítica tiene un efecto importante sobre el porcentaje de austenita generada, tiempos de

permanencia más largos conducen a un aumento de tamaño de grano de la austenita, por lo que esto es un problema para aceros con bajo contenido de carbono, ya que 4 el mismo porcentaje de carbono debe distribuirse uniformemente entre los granos grandes, lo que da como resultado la inestabilidad de la austenita. Si el tiempo es cortó el enriquecimiento de carbono en la austenita no será suficiente ya que no se disolverá eficazmente. Sin embargo, se recomienda un intervalo de tiempo de 5 a 15 minutos para producir el mayor porcentaje de austenita estable. Para la segunda etapa IBT extender el tiempo de transformación bainítica consumirá más austenita estable, lo que provocará la precipitación de carburos. Si se usa por un periodo corto de tiempo, la austenita no será completamente estable y probablemente la fase resultante durante el enfriamiento será martensita. Por ello se recomienda un tiempo de permanencia de 2 a 5 minutos. [5, 6].

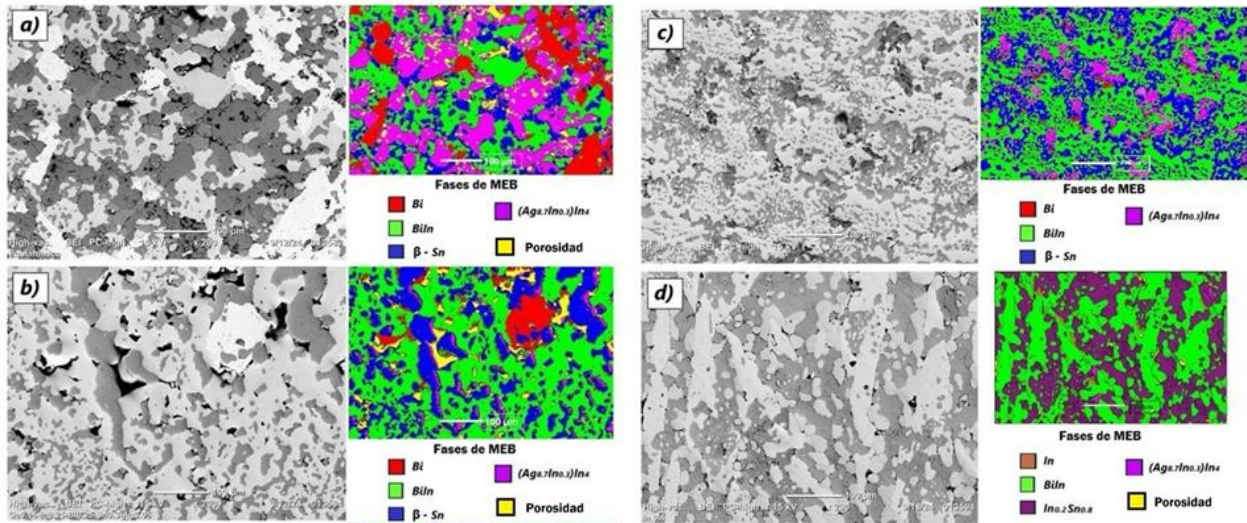


Figura 5. Imágenes de MEB obtenidas de las LMP-HEA

### Identificación de fases por DRX

¡Mediante el programa Match! 2024, se identificaron las fases presentes en las LMP-HEA. Las fases dominantes identificadas en las diferentes composiciones de aleación incluyen  $\beta$ -Sn tetragonal centrado en el cuerpo, BiIn tetragonal,  $\text{In}_{0.2}\text{Sn}_{0.8}$  hexagonal (In-Sn) y Bi romboédrico (Bi), la mayoría de las cuales fueron predichas por las simulaciones de Thermo-Calc<sup>®</sup>. Además, se detectaron fases menores, como el Ag-In cúbico ( $\text{Ag}_{9-20}\text{In}_4$ ) y el In tetragonal. Solo se obtuvo una diferencia significativa entre las predicciones de Thermo-Calc<sup>®</sup> y los resultados experimentales en la composición de  $\text{Ga}_5\text{In}_{40}\text{Bi}_{25}\text{Sn}_{25}\text{Ag}_5$ . Si bien las simulaciones predijeron la formación de BiIn, Ag-In y una fase secundaria rica en Ag ( $\text{Ag-In}_2$ ) como fases primarias con In, junto con  $\beta$ -Sn elemental, el análisis experimental de DRX reveló la presencia de BiIn, In-Sn y Ag-In, así como de In elemental, ninguno de los cuales fue predicho por Thermo-Calc<sup>®</sup>. Esta discrepancia puede atribuirse a la solidificación fuera de equilibrio y a la posible formación de fases metaestables, que no se consideran plenamente en los cálculos de equilibrio del método Thermo-Calc<sup>®</sup>. En la Figura 6 se presentan los resultados de las aleaciones: Figura 6a) difractograma de la aleación  $\text{Ga}_{20}\text{In}_{20}\text{Bi}_{20}\text{Sn}_{20}\text{Ag}_{20}$ ; Figura 6b) difractograma de la aleación  $\text{Ga}_{15}\text{In}_{25}\text{Bi}_{25}\text{Sn}_{30}\text{Ag}_5$ ; Figura 6c) difractograma de la aleación  $\text{Ga}_5\text{In}_{30}\text{Bi}_{30}\text{Sn}_{30}\text{Ag}_5$ ; y Figura 6d) difractograma de la aleación  $\text{Ga}_5\text{In}_{40}\text{Bi}_{25}\text{Sn}_{25}\text{Ag}_5$ .

### Resultados de DSC

En las Figuras 7a, 8a, 9a y 10a se presentan las gráficas de calorimetría diferencial de barrido (DSC) de las cuatro composiciones. Se observó que todas las composiciones de las aleaciones mostraron un punto de inflexión prominente, cercano a  $\sim 85^\circ\text{C}$ , durante el ciclo de calentamiento, asociado principalmente con la fusión de la matriz, dominada por las fases BiIn y  $\beta$ -Sn. La aleación equiatómica  $\text{Ga}_{20}\text{In}_{20}\text{Bi}_{20}\text{Sn}_{20}\text{Ag}_{20}$  (Figura 7) exhibe múltiples picos endotérmicos notables a 83, 198 y  $413^\circ\text{C}$ , correspondientes a la fusión de la matriz BiIn y de la fase  $\beta$ -Sn, de la fase Ag-In y de la fase rica en Ag, respectivamente, en concordancia con las simulaciones de Thermo-Calc<sup>®</sup>.

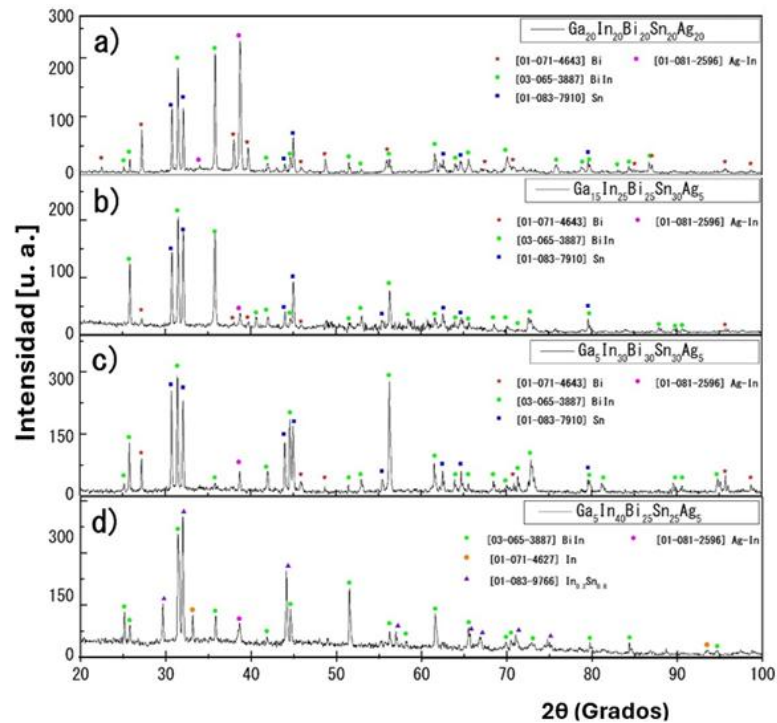


Figura 6. Difractogramas de las aleaciones estudiadas

Por el contrario, las composiciones  $Ga_{15}In_{25}Bi_{25}Sn_{30}Ag_5$  Figura 8,  $Ga_5In_{30}Bi_{30}Sn_{30}Ag_5$  Figura 9 y  $Ga_5In_{40}Bi_{25}Sn_{25}Ag_5$  Figura 10, presentan cada una un único pico endotérmico predominante en 77, 84 y 77°C, respectivamente, esto indica un comportamiento térmico más uniforme ya que no se observan picos prominentes a mayores temperaturas relacionado con la fase Ag-In y la fase rica en Ag, esto apunta a que los componentes están presentes en cantidades demasiado bajas para ser detectados por DSC, y dado su proporción baja probablemente estén presentes las fases dispersas dentro de la matriz como se observó en las metalografías de MEB. Por lo tanto, se puede demostrar que las fases dominantes son BiIn y  $\beta$ -Sn.

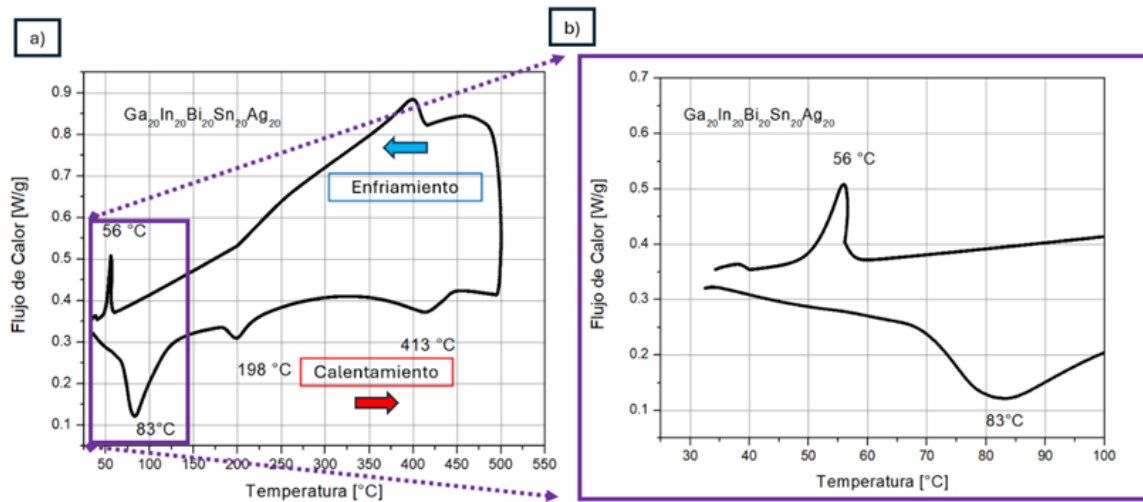


Figura 7. DSC de la aleación  $Ga_{20}In_{20}Bi_{20}Sn_{20}Ag_{20}$

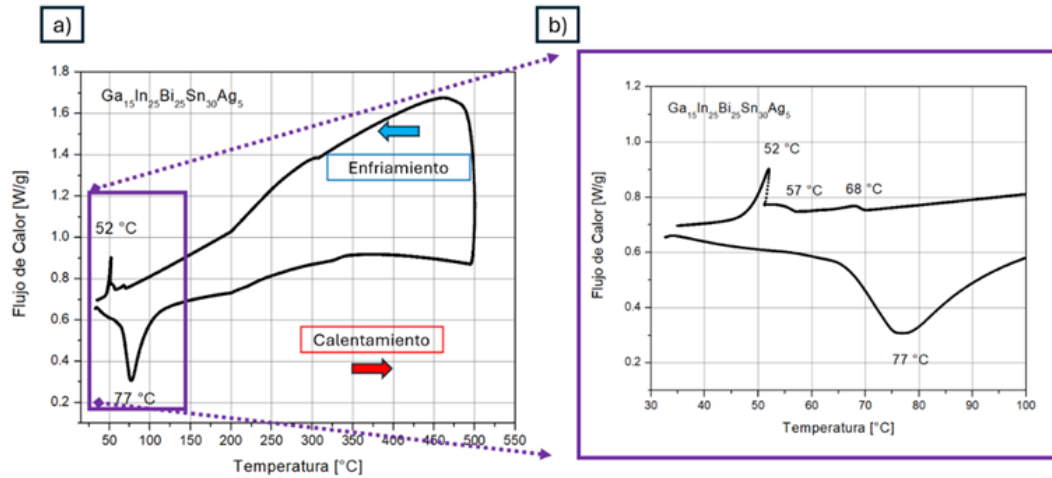


Figura 8. DSC de la aleación  $Ga_{15}In_{25}Bi_{25}Sn_{30}Ag_5$

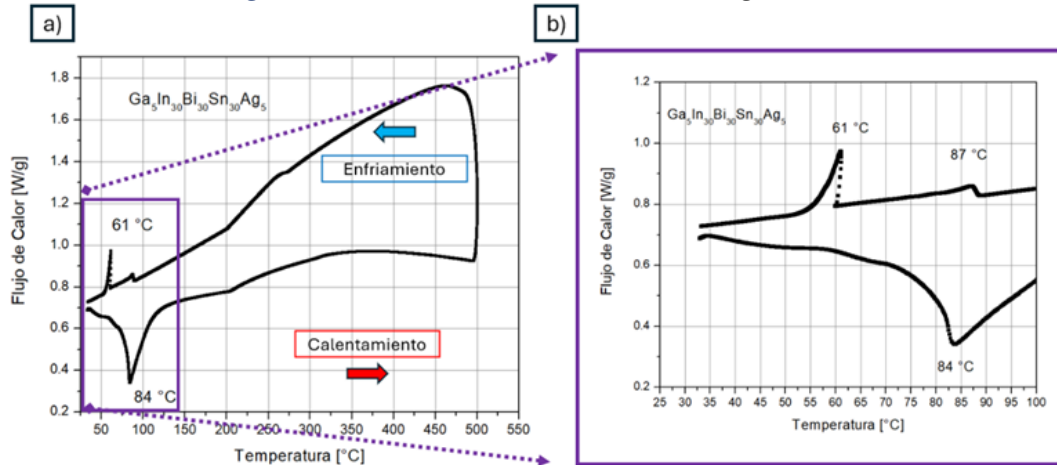


Figura 9. DSC de la aleación  $Ga_5In_{30}Bi_{30}Sn_{30}Ag_5$

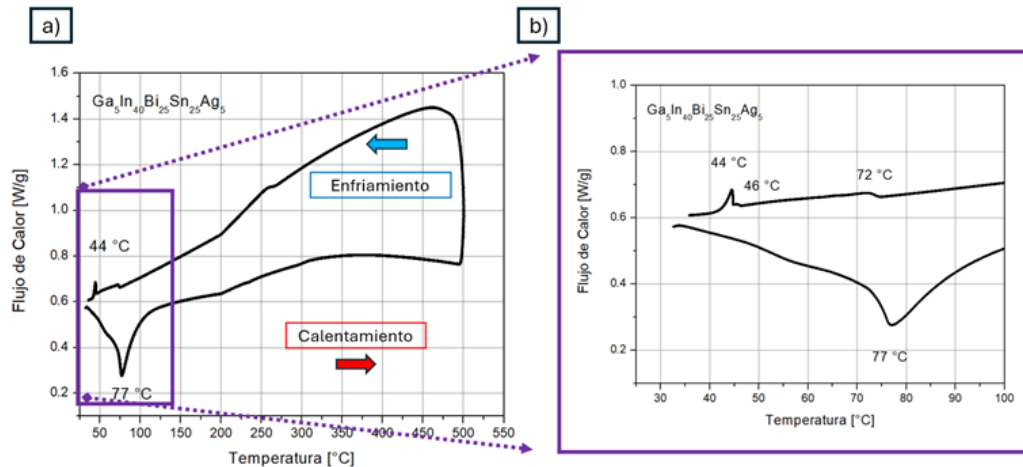
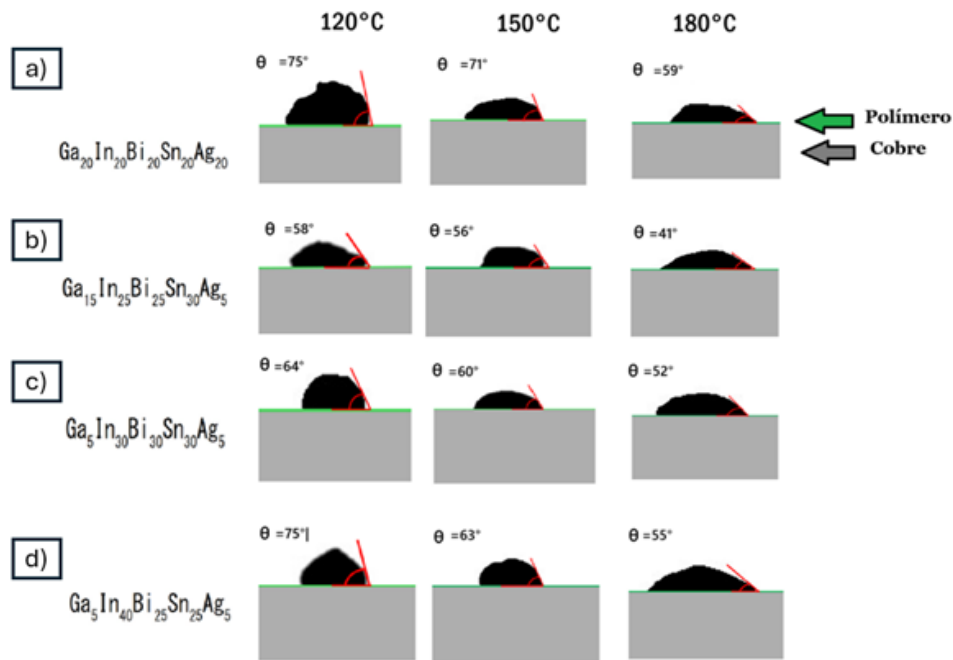


Figura 10. DSC de la aleación  $Ga_5In_{40}Bi_{25}Sn_{25}Ag_5$

### Pruebas de mojobilidad en sustratos de PDMS

La composición equiatómica (Figura 11a) presentó los ángulos de contacto más altos de todas las composiciones. Este comportamiento se asocia con la fracción de la fase sólida remanente, rico en Ag, que se observó en los diagramas de ThermoCalc® y se puede analizar que tiene alrededor de un 30% de fase sólida teórica. La aleación  $Ga_{15}In_{25}Bi_{25}Sn_{30}Ag_5$  (Figura 11b)

presentó los ángulos de contacto más bajos y, por ende, la mayor mojabilidad. Este efecto se debe a que el Ga se encuentra en concentraciones mayores y se ha descrito que mejora la propagación al reducir la tensión superficial y al aumentar la actividad interfacial [21]. La composición  $Ga_5In_{30}Bi_{30}Sn_{30}Ag_5$  (Figura 11c) mostró un comportamiento favorable en mojabilidad, con ángulos de contacto inferiores a los observados en la aleación equiatómica. Esta aleación presentó un ángulo de contacto de  $52^\circ$  a  $180^\circ C$ , lo que indica una dispersión eficaz sobre sustratos de PDMS, una característica favorable para aplicaciones en electrónica flexible. El aumento de la mojabilidad se atribuye a la microestructura refinada, que favorece una distribución homogénea de las fases y minimiza la resistencia interfacial durante el calentamiento. También, el aspecto de la gota fundida de esta aleación fue una superficie lisa, siendo la única que presenta este comportamiento entre las aleaciones. Aunque las simulaciones de Thermo-Calc<sup>®</sup> para esta composición mostraron una fase líquida residual menor al 1 % a temperatura ambiente, no se observó dicha fase durante la preparación metalográfica; es decir, no se observaron microrechupes. Finalmente, la aleación  $Ga_5In_{40}Bi_{25}Sn_{25}Ag_5$  (Figura 12d) mostró un ángulo de contacto moderado de  $55^\circ$  a  $180^\circ C$ , ligeramente inferior al de la composición equiatómica. A pesar de su mayor contenido de In, su mojabilidad se vio afectada, posiblemente debido a la presencia de granos columnares de BiIn e In-Sn, como se observó en la microestructura. Estas morfologías gruesas de granos se asocian con una fusión más lenta y un flujo interfacial limitado, lo cual concuerda con las consideraciones basadas en Hall-Petch sobre la resistencia a la deformación del límite de grano [22, 23].



**Figura 11.** Resultados de los ángulos de contacto de las aleaciones en estudio

## Conclusiones

Entre las aleaciones experimentadas, la composición  $Ga_5In_{30}Bi_{30}Sn_{30}Ag_5$  destacó por su microestructura refinada y homogénea, con una temperatura de fusión de  $84^\circ C$  y una mojabilidad favorable en sustratos de PDMS. En consecuencia, esta aleación es un prometedor candidato para la soldadura sin plomo a baja temperatura en aplicaciones electrónicas flexibles. Las simulaciones teóricas de diagramas de fase con el software Thermo-Calc<sup>®</sup> ayudaron a reducir el número de composiciones a experimentar y a generar un panorama de las posibles fases e interacciones del sistema. Las pruebas experimentales mostraron una correlación con los diagramas simulados, que predijeron las microestructuras observadas en los experimentos de microscopía electrónica de barrido (MEB) y difracción de rayos X (DRX). Por otro lado, las transiciones de sólido a líquido obtenidas experimentalmente (DSC) por debajo de los  $90^\circ C$  se observan igualmente en las simulaciones y se adecuan a los diagramas de fase. Por otra parte, las

pruebas de mojabilidad dan resultados favorables a las aleaciones en sustratos debidamente de PDMS, por su bajo punto de fusión y su bajo ángulo de contacto.

## Agradecimientos

Agradezco al proyecto UNAM-DGAPA-PAPIIT IN103225 por el financiamiento otorgado para la realización del presente proyecto. También se agradece a los técnicos del IIM-UNAM que brindaron ayuda durante la parte experimental del presente trabajo; sin un orden en particular, se mencionan a continuación: J. Romero, J. Negrete, A. Pompa, C.; Flores, A.; Tejeda, F.; García, E.; Hernández, M.; Zapata, C.; González, L.; Bazán, F.; Silvar, K.E. Reyes, R. Reyes, A. Bobadilla.

## Declaración de conflicto de interés

Los autores no informaron ningún posible conflicto de intereses relacionado a esta publicación

## Referencias

- [1] Li, C., Ferry, M., Kruzic, J. J., & Li, X. (2022). Multi-principal element alloys by additive manufacturing. *Journal of Materials Science*, 57(21), 9903-9935.
- [2] Gao, M. C., Carney, C. S., Doğan, Ö. N., Jablonksi, P. D., Hawk, J. A., & Alman, D. E. (2015). Design of refractory high-entropy alloys. *Jom*, 67, 2653-2669.
- [3] Yeh, J. W., Chen, S. K., Lin, S. J., Gan, J. Y., Chin, T. S., Shun, T. T., ... & Chang, S. Y. (2004). Nanostructured high-entropy alloys with multiple principal elements: novel alloy design concepts and outcomes. *Advanced engineering materials*, 6(5), 299-303.
- [4] Hsu, C. Y., Yeh, J. W., Chen, S. K., & Shun, T. T. (2004). Wear resistance and high-temperature compression strength of Fcc CuCoNiCrAl0.5Fe alloy with boron addition. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 35, 1465-1469.
- [5] Miracle, D. B., & Senkov, O. N. (2017). A critical review of high entropy alloys and related concepts. *Acta Materialia*, 122, 448-511.
- [6] Byung S.Y, Jeong I. L, Byung H. L., Young-E. S & Jong-M. K. (2014) An investigation of the reliability of solderable ICA with low-melting-point alloy (LMPA) filler. *Microelectronics Reliability*, 54 2944-2950.
- [7] Liu, Y. X., Pu, L., Yang, Y., He, Q. F., Zhou, Z., Tan, C., ... & Tu, K. N. (2020). A high-entropy alloy is a low-melting-point solder for advanced electronic packaging. *Materials Today Advances*, 7, 100101.
- [8] Huang, P. K., Yeh, J. W., Shun, T. T., & Chen, S. K. (2004). Multi-principal-element alloys with improved oxidation and wear resistance for thermal spray coating. *Advanced Engineering Materials*, 6(1-2), 74-78.
- [9] Chen, Y. Y., Hong, U. T., Shih, H. C., Yeh, J. W., & Duval, T. J. C. S. (2005). Electrochemical kinetics of the high entropy alloys in aqueous environments—a comparison with type 304 stainless steel. *Corrosion Science*, 47(11), 2679-2699.
- [10] Jiang, J., Zhai, X., Zhang, K., Jin, L., Lu, Q., Shen, Z., & Liao, W. H. (2023). Low-melting-point alloys integrated with extrusion additive manufacturing. *Additive Manufacturing*, 72, 103633.
- [11] Sukanuma, K. (2001). Advances in lead-free electronics soldering. *Current Opinion in Solid State and Materials Science*, 5(1), 55-64.
- [12] Sundelin, J. J., Nurmi, S. T., Lepistö, T. K., & Ristolainen, E. O. (2006). Mechanical and microstructural properties of SnAgCu solder joints. *Materials Science and Engineering: A*, 420(1-2), 55-62.
- [13] Wu, X., Wu, J., Wang, X., Yang, J., Xia, M., & Liu, B. (2020). Effect of In addition on microstructure and mechanical properties of Sn-40Bi alloys. *Journal of Materials Science*, 55, 3092-3106.
- [14] Osório, W. R., Peixoto, L. C., Garcia, L. R., Mangelinck-Noël, N., & Garcia, A. (2013). Microstructure and mechanical properties of Sn-Bi, Sn-Ag and Sn-Zn lead-free solder alloys. *Journal of Alloys and Compounds*, 572, 97-106.
- [15] Zhao, X. Y., Zhao, M. Q., Cui, X. Q., & TONG, M. X. (2007). Effect of cerium on microstructure and mechanical properties of Sn-Ag-Cu system lead-free solder alloys. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 17(4), 805-810.
- [16] Chen, X., Xue, F., Zhou, J., & Yao, Y. (2015). Effect of In on microstructure, thermodynamic characteristics and

- mechanical properties of Sn–Bi based lead-free solder. *Journal of Alloys and Compounds*, 633, 377–383.
- [17] Kim, S. H., Nam, Y., Lee, H., Back, S., Park, M. S., Jang, G. J., ... & Aranas Jr, C. (2017). Microstructural transformation and thermo-mechanical improvement of quinary Bi–Sn–In–Ga–Zn solder bumps on a flexible PET substrate. *Materials Science and Engineering: B*, 224, 93–102.
- [18] Yang, C. H., Liu, Y. C., Nishikawa, H., & Lin, S. K. (2024). Reducing anisotropy of rhombohedral Bi-rich phase for high-performance Ag-alloyed Sn–Bi low-temperature solders. *Journal of Materials Research and Technology*, 30, 16–24.
- [19] Lin, S. K., Nguyen, T. L., Wu, S. C., & Wang, Y. H. (2014). Effective suppression of interfacial intermetallic compound growth between Sn–58 wt.% Bi solders and Cu substrates by minor Ga addition. *Journal of Alloys and Compounds*, 586, 319–327.
- [20] El-Daly, A. A., Swilem, Y., Makled, M. H., El-Shaarawy, M. G., & Abdraboh, A. M. (2009). Thermal and mechanical properties of Sn–Zn–Bi lead-free solder alloys. *Journal of Alloys and Compounds*, 484(1-2), 134–142.
- [21] Qiao, J., Mao, X., Xie, L., Xie, S., Tu, K. N., & Liu, Y. (2024). Quaternary low melting point Sn–Bi–In–xGa solder with improved mechanical performance for advanced electronic packaging. *Intermetallics*, 175, 108534.
- [22] Hall, P. M. (1991). Creep and stress relaxation in solder joints. In *Solder Joint Reliability: Theory and Applications* (pp. 306–332). Boston, MA: Springer US.
- [23] Hansen, N. (2004). Hall–Petch relation and boundary strengthening. *Scripta materialia*, 51(8), 801–806.



