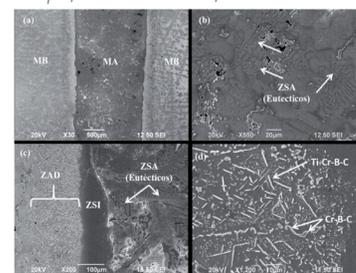


# Reparación de grietas de amplio claro en una super aleación Inconel 738 por soldadura al vacío: microestructura y microdureza



## Wide-gap joints in Inconel 738 super alloy by vacuum brazing: microstructure and microhardness



Isidro Guzmán-Flores<sup>1</sup>, Benjamín Vargas-Arista<sup>2</sup>, Everardo-Efrén Granda-Gutiérrez<sup>3</sup>, Felipe García-Vázquez<sup>4</sup>, Ramon Gómez-Jiménez<sup>1</sup>, Jesús-Rabindranath Galván-Gil<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Universidad Autónoma de Coahuila. Facultad de Sistemas. Ciudad Universitaria. Fundadores Km 13 – 25354 Saltillo. Coahuila (México).

<sup>2</sup> Instituto Tecnológico de Tlalnepantla. División de Estudios de Posgrado e Investigación. Av. Instituto Tecnológico, s/n – 54070 Col. La Comunidad. Tlalnepantla de Baz, Estado de México (México).

<sup>3</sup> Universidad Autónoma del Estado de México. Instituto Literario Oriente No. 100 – 50000, Col. Centro. Toluca, Estado de México (México).

<sup>4</sup> Universidad Autónoma de Coahuila. Facultad de Ingeniería. Ciudad Universitaria, Fundadores Km 13 – 25354 Saltillo, Coahuila, (México).

DOI: <http://dx.doi.org/10.6036/8681> | Recibido: 11/12/2017 • Inicio Evaluación: 13/12/2017 • Aceptado: 23/07/2018

### ABSTRACT

In this investigation, the effect of the parameters during vacuum brazing of wide-gaps (0.6 to 1.8 mm) in a Nickel-based super alloy Inconel 738, were studied. The temperatures used were 1120 °C and 1150 °C with times of 120 and 240 min. The filler metal was a mix of Ni-11Cr-3.5Si-2.25B-3.5Fe paste with Inconel 738 powder (73µm in particle size). From observations with Scanning Electron Microscopy, three microstructural zones were identified: Athermally Solidified Zone (ASZ), Isothermally Solidified Zone (ISZ) and Diffusion-Affected Zone (DAZ). The eutectic compounds identified by X-Ray Energy Dispersive Spectroscopy in the ASZ were of the Fe-Cr-Si type. When the brazing time was increased to 240 min and the temperature to 1150 °C with a gap of 0.6 mm and the application of a mixture ratio of 80/20% (Ni paste and Inconel powder, respectively), the volumetric fraction of eutectics decreased in the ASZ favoring isothermal solidification, diffusion of Bore and Silicon in the Nickel matrix; hardness reached 260 HV, while the width of the DAZ decreased by 39% on average. The latter indicates that an adequate selection of brazing parameters allows to obtain better joints, with a reduced process time and a decrease in intermetallics, which are the main reason of cracks and fractures.

**Keywords:** Vacuum brazing, super alloy, Inconel 738, isothermal solidification, microhardness, EDS, MEB.

### RESUMEN

En este trabajo se estudió el efecto de los parámetros del proceso de Brazing (soldadura fuerte) al vacío, en aperturas de amplio claro para una superaleación Inconel 738 (base Níquel) utilizada en alabes y toberas de turbinas. Las temperaturas utilizadas en el proceso fueron de 1120 y 1150 °C, con tiempos de empape de 120 y 240 minutos. El metal de aporte fue una mezcla de polvos de Inconel 738, con un tamaño de partícula de 73 µm, así como una pasta de Ni-11Cr-3.5Si-2.25B-3.5Fe. A partir del análisis con microscopía electrónica de barrido de las muestras unidas por este proceso, se identificaron tres zonas: Zona de Solidificación Atérmica (ZSA), Zona de Solidificación Isotérmica (ZSI) y Zona Afectada por Difusión (ZAD). Cuando el proceso de brazing al vacío se llevó a cabo en un claro de 0.6 mm a 1150 °C, y un tiempo de 240 minutos, con aplicación de una relación de mezclado de polvos de

Inconel y pasta de 80/20%, respectivamente, la fracción volumen de eutéticos disminuye en la ZSA, favorece la solidificación Iso-térmica y la difusión del Boro y Silicio en la matriz de Níquel. La dureza alcanzada fue de 260 HV, mientras que en la ZAD disminuye 39% en promedio; esto indica que una adecuada selección de los parámetros del proceso permite obtener uniones libres de fases eutéticas que, debido a su dureza, son la razón principal de la formación de grietas y fracturas en alabes y toberas de Inconel 738, reparadas por este proceso no convencional de unión.

**Palabras clave:** Soldadura al Vacío, Brazing (soldadura fuerte), Vacío, Níquel, Inconel 738, Microestructura, EDS, MEB.

### 1. INTRODUCCIÓN

De acuerdo con su mecanismo de endurecimiento, las super aleaciones base Níquel se clasifican en dos tipos: a) por solución sólida, típica de las super aleaciones IN617, y b) endurecimiento por precipitación, característica de las super aleaciones IN738 [1-3]. Las aleaciones de Inconel IN738 son endurecidas por precipitación mediante una fase principal denominada gama prima ( $\gamma'$ ) ( $\text{Ni}_3\text{AlTi}$ ); debido a la presencia de Ti y Al, estas aleaciones son difíciles de soldar mediante técnicas convencionales [1,4]. estas aleaciones son utilizadas en la manufactura de componentes de la zona de combustión de turbinas de avión y turbinas de estaciones generadoras de energía [5,8].

Normalmente, el intervalo de apertura de las grietas en los alabes de las turbinas de aviones es de 0.05 a 1 mm, mientras que en turbinas de combustión es de 1 a 6 mm. Por ello, para la reparación de grietas de amplio claro, fue desarrollado el proceso de soldadura fuerte al vacío por difusión, conocido normalmente en la literatura técnica como *brazing* al vacío [9,10].

El *brazing* al vacío es una técnica rentable para reparar grietas de hasta 2 mm de amplitud, en componentes de turbina hechos de super aleaciones, incluyendo NIMONIC 75, UDIMET 520, IN738, Inconel 718 y GDT-111, que generalmente son difíciles de procesar por métodos de soldadura convencionales [11,15].

El proceso de *brazing* al vacío requiere un metal de aporte que contenga elementos depesores de punto de fusión, por lo que B y Si se utilizan frecuentemente para este propósito. Sin embargo, estos elementos forman estructuras duras y quebradizas: compuestos inter-metálicos base Ni y B, denominados fases eu-

técticas. Se han observado compuestos inter-metálicos del tipo  $(L \rightarrow \gamma' + Ni_3B + CrB)$  y  $(Ni_6Si_2B)$  en la (ZSA), así como Boruros de Cromo, Níquel y Titanio [5,16]. Estos componentes disminuyen las propiedades mecánicas, principalmente el estrés mecánico, debido a que las fases eutécticas son las responsables de la iniciación y la propagación de grietas y fracturas [8,9,12].

Una buena selección de los parámetros del proceso *brazing* al vacío, promueve la preservación de las propiedades mecánicas en la unión [10]. Jeong kil Kim et al. [5,6] trabajaron en uniones de la super aleación GDT-111, utilizando como metal de aporte MB-F 50, con temperaturas entre 1150 y 1190 °C y tiempos de proceso de 30 a 120 minutos; ellos concluyen que es posible obtener ZSI completas a 1190 °C durante 120 minutos. Sajad et al. [12] trabajaron con grietas de entre 0.4 y 0.8 mm, empleando tiempos de 40 a 120 minutos; observaron que, al utilizar una temperatura constante de 1120 °C durante 40 minutos, se alcanzó un valor de 563 MPa en la resistencia a la tracción ( $Y_s$ ), mientras que se apreció la presencia de boruros de Cr y Ni en la unión. Sin embargo, en las uniones soldadas durante 60 minutos, se alcanzó un valor  $Y_s=756$  MPa con ZSI completas. Y. H. Kim et al. [9], lograron  $Y_s=680$  MPa en 60 minutos a 1230 °C; también descubrieron que, a temperaturas superiores a 1200 °C, las uniones son susceptibles a volverse dúctiles. Por último, se ha demostrado que grietas de 0.8 a 1.6 mm pueden ser reparadas exitosamente a 1230 °C y 120 minutos, obteniendo ZSI completas libres de compuestos inter-metálicos, mediante el uso de metales de aporte como BNi-3, DF 4B, MB-F 50, AWS-BNi-2 y MBF-80, ya sea mezclados o no, con polvos de Inconel 738 [5,15].

A partir del análisis de la literatura, el objetivo de esta investigación es mostrar los resultados de un estudio experimental sobre los efectos de los parámetros del proceso industrial de *brazing* al vacío, en la formación de compuestos eutécticos en el centro de la unión en grietas con aperturas de 0.6 y 1.8 mm, consideras como grietas de amplio claro. La contribución de este trabajo es encontrar los mejores parámetros para el proceso sobre una super aleación IN738: la reducción de tiempos de proceso, temperatura, así como la mezcla de metal de aporte en pasta y polvos de IN738 disminuyen la formación de compuestos inter-metálicos eutécticos, los cuales son los principales propagadores de grietas durante la operación de los componentes manufacturados por este tipo de súper materiales.

## 2. MATERIALES Y MÉTODOS

El material utilizado para esta investigación se obtuvo de un álabe de turbina de gas fabricado de IN738. Las grietas reparadas fueron de 0.6 y 1.8 mm y se produjeron intencionalmente para analizar la influencia de los parámetros del proceso de *brazing* al vacío sobre aperturas de amplio claro. Las muestras se cortaron en piezas de 5x20x30 mm. La composición química de la aleación del metal de base y los dos metales de aporte (en pasta y polvo de IN738 con un tamaño de partícula de 73µm), se obtuvo mediante Microscopía Electrónica de Barrido (MEB) y análisis por espectrometría de energía dispersiva de rayos X (EDS, por sus siglas en inglés). Los resultados son mostrados en la Tabla I. El metal de aporte en pasta Ni-11Cr-3.5Si-2.25B-3.5Fe contiene B y Si como depresores del punto de fusión. Este fue elegido de acuerdo con su punto de fusión (970-1160 °C) y composición química. Este metal de aporte no ha sido utilizado actualmente en la literatura, pero ha sido utilizado en fracturas de amplio claro para obtener uniones dúctiles y mecanizables. El metal de relleno en polvo IN738 tiene una composición química muy similar al metal base. Si se utilizara una mezcla de pasta y polvo, podría reducirse la porosidad y la presencia de Boruros y eutécticos [16, 17, 18].

Se limpiaron las muestras con chorro de arena a presión (*sandblasting*) y ultrasonido, sin ningún tratamiento térmico previo. Las muestras fueron cortadas con diferentes discos de SiC, para generar aperturas de 0,6 y 1,8 mm. El proceso de *brazing* al vacío fue llevado a cabo usando una lámina amorfa del metal de aporte mezclado en pasta y polvos de IN738, para cubrir el espesor de la grieta. Los especímenes fueron soldados al vacío en un horno marca Vacuum Industries, aplicando vacío de  $10^{-5}$  Torr, a temperaturas de 1120 y 1150 °C, por un tiempo de 120 y 240 minutos. La tabla 2 muestra la serie de experimentos realizados para llevar a cabo el proceso. La proporción de la mezcla de metales de aporte también fue considerada: el primer número indica la cantidad de polvos de IN738 y el segundo, la cantidad de metal de aporte en pasta.

Después del proceso, las muestras fueron seccionadas transversalmente (perpendicular a la unión) y preparadas por técnicas metalográficas estándar, para ser examinadas por MEB. Para revelar la microestructura en la unión y en el metal base, las muestras fueron atacadas por una solución química Marble, que contiene 10g de  $CuSO_4$ , 50 ml de HCl y 50 ml de  $H_2O$ , polarizado con 6 V durante 6 s.

Elemento	C	Cr	Co	W	Mo	Nb	Al	Ti	Ta	Zr	B	Si	Fe	Ni
Sustancia														
Metal base	0.15	17	8	2.3	1.7	0.1	3.2	3.6	1.7	0.1	0			Balance
Metal de aporte en pasta Ni-11Cr-3.5Si-2.25B-3.5Fe		11									2.3	3.5	3.5	Balance
Metal de aporte en polvo IN738	0.16	16.4	7.5				3	3.3						Balance

Tabla I: Composición química del metal base y dos los metales de aporte en pasta y polvo (wt. %)

Condición ID	Temperatura (°C)	Tiempo (min)	% de Mezcla de metal de aporte (polvos de IN738 / Pasta Ni)	Apertura de la grieta (mm)
A	1120	120	30 / 70	1.8
B	1120	240	20 / 80	0.6
C	1150	240	20 / 80	1.8
D	1150	240	20 / 80	0.6

Tabla II: Condiciones experimentales durante el proceso de soldadura al vacío

La examinación microestructural en MEB se realizó mediante electrones secundarios en modo imagen y el análisis del porcentaje de elementos de aleación (en el metal base y en la unión) se llevó a cabo en un microscopio JEOL JSM-6490LV, controlado por ordenador con el software de análisis INCA para el análisis EDS. Para determinar la fracción volumétrica de compuestos intermetálicos eutécticos presentes en la unión, se utilizó un analizador de imágenes. La medición del porcentaje de fases se realizó mediante el contraste de color. La evaluación de dureza Vickers, se efectuó en la sección transversal de los especímenes. El ensayo de dureza se realizó con un micro durómetro Future Tech. Corp., aplicando una carga de 500 gf, según la norma ASTM E384 [19]. La evaluación de la dureza se realizó en tres zonas diferentes: ZSA, MB (metal base) y ZSI.

### 3. RESULTADOS

A partir de la condición experimental A, la microestructura de la muestra unida a 1120 °C durante 120 minutos con un tamaño de apertura de 1.8 mm se muestra en la Fig. (1). Se utilizó una

mezcla de metal de aporte de 30 % de polvos de IN738 y 70 % de pasta. La microestructura de la unión mostró una línea central continua, formada por compuestos eutécticos, que se formó debido a la falta de tiempo para la solidificación isotérmica. En la Fig. (1a) se observa la muestra ampliada, indicando las zonas de MB, Metal de Aporte (MA) y una apertura de 1.8 mm. En la Fig. (1b) muestra la ZSA: se observa la formación de compuestos eutécticos del tipo Si-Cr-Ni, se observó micro porosidad atribuida a la diferencia de tamaños entre las partículas de la pasta y los polvos de IN738 [17,24].

Fig. (1c) muestra una zona ZSA con regiones aisladas de ZSI y la formación de compuestos eutécticos del tipo Ni-Si-Cr [12,18]. La ZSI consiste solución sólida abundante en Ni (regiones oscuras), ligada a la ausencia de soluto rechazado en la interfase sólido/líquido durante la solidificación isotérmica bajo condiciones de equilibrio. En casos donde no se permite alcanzar el tiempo suficiente para la solidificación isotérmica, el líquido residual se transforma en un producto de una reacción de solidificación del tipo eutéctica, durante el enfriamiento desde la temperatura máxima del proceso *brazing* al vacío [10,19]. La presencia de

estructuras eutécticas en el centro de la unión sugiere que la solidificación isotérmica inducida por la difusión del B y Si del metal base no fue alcanzada en el tiempo y la temperatura estipulados.

Fig. (1d) exhibe las partículas en forma de bloques extendidos del tipo Cr-B-C y precipitados en forma de aguja del tipo B-C-Ti-Cr se encuentran presentes en la ZAD, la formación de estos precipitados se vio favorecida durante el tiempo que duró el proceso y está relacionada con la difusión de Si y B procedentes de la pasta de Ni hacia el metal base. Estos precipitados fueron formados a la temperatura de unión [12,15], y durante la solidificación atérmica del líquido residual de la línea central debido a la solidificación isotérmica incompleta a 1120 °C [9,30].

La microestructura de la ZAD se muestra en la Fig. (1d); está formada por partículas en forma de bloques extensos C-Cr-B, como lo

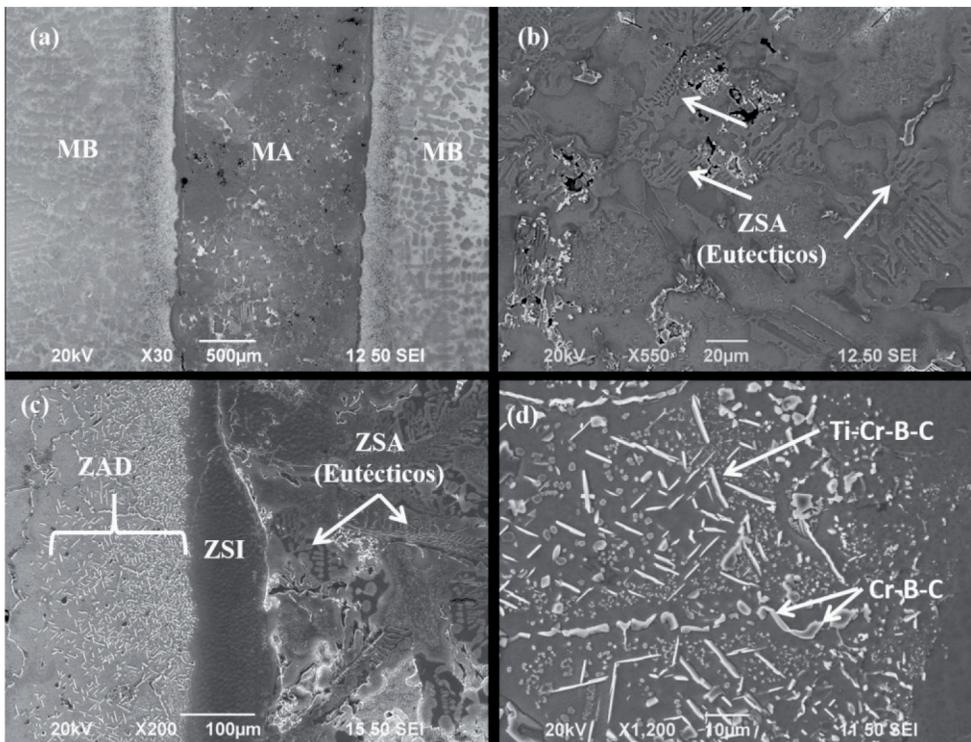


Fig. 1: Imágenes de MEB del proceso a 1120 °C durante 120 minutos mezcla de metal de aporte 30/70 y un claro de grieta de 1,8 mm: (a) Microestructuras de MB y MA, (b) Microestructura eutéctica ZSA, (c) ZSI Región oscura y eutécticos en el MB y (d) ZAD mostrando partículas en forma de bloques y aguja

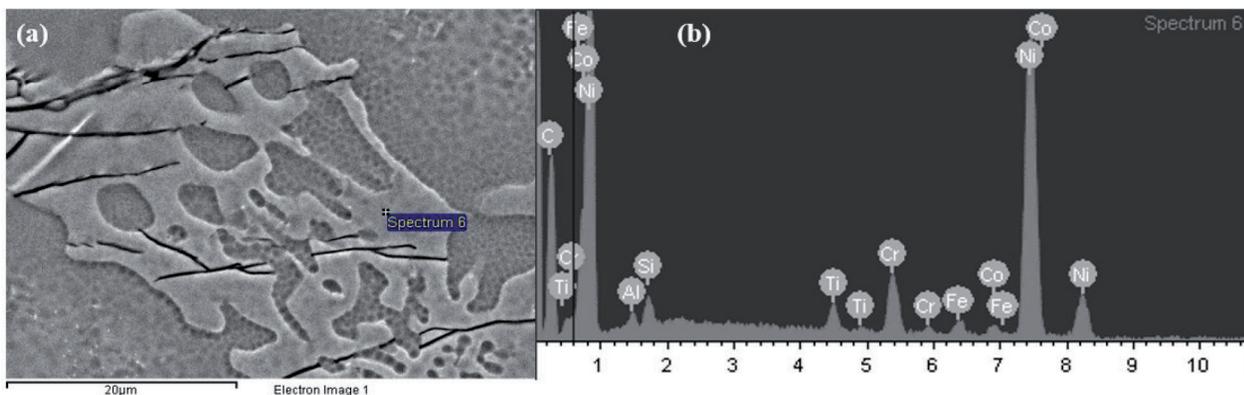


Fig. 2: (a) microestructura eutéctica del tipo Si-Cr-Ni como se muestra en el espectro de EDS en (b)

indica el análisis realizado por EDS con picos de C, Cr y B. Estas partículas se forman debido a la actividad térmica del B, excediendo el límite de solubilidad a la temperatura del proceso de unión, antes de alcanzar el equilibrio sólido-líquido y durante la etapa inicial de la formación de la unión. Los precipitados en forma de agujas son compuestos ricos en Ti-Cr-C [6], con picos característicos vistos en el EDS correspondiente, la temperatura de 1120 °C fue cercana a la temperatura *solvus* de las partículas de  $\gamma'$  ricas en Ti y su disolución en el metal base pudieron permitir la difusión de los átomos de Ti dentro de la unión [6, 15, 18].

En la Fig. (2a), a mayores ampliificaciones, se pueden observar compuestos eutécticos del tipo Si-Cr-Ni, con morfología del tipo "escritura china" [6,27]. Los picos característicos de este tipo de eutéctico se pueden observar en la Fig. (2b). En la ZSA se observa la combinación de dos tipos de morfologías de compuestos intermetálicos eutécticos: "escritura china" Fig. (3a) y otro con las características de "esqueleto de pescado", como se muestra en la Fig.(3b).

Para las condiciones experimentales B, especificadas en la Tabla 1, se observó un incremento en la ZSI de hasta un 40 %, en comparación con la condición A; aunque se redujo el tamaño de la

grieta a 0.6 mm, se apreció la presencia de compuestos eutécticos en 65 % en fracción volumen (Fv) y una ZAD de 97  $\mu\text{m}$  de ancho.

La muestra en condición experimental C, parámetros especificados en la Tabla 1, al igual que las condiciones A y B, se observó la presencia de la ZSA, compuestos eutécticos del 60 % en Fv y una ZAD disminuida de 80  $\mu\text{m}$  en comparación con la condición A. Vahid Malek y otros investigadores [11,15] determinaron que el ancho de grieta y el tiempo del proceso son importantes para obtener las mejores propiedades mecánicas; para ello se requieren zonas libres de compuestos inter-metálicos en el centro de la unión. Al realizar el análisis EDS para determinar los elementos de aleación en las ZSI, se encontraron los elementos Si, Cr y C en una matriz Ni-Co. En grietas amplias de 1.8 mm, la difusión de elementos de peso del punto de fusión como el B y Si de la pasta de Ni, está relacionada a la distancia que existe del centro de la unión a la zona adyacente a la ZAD, lo que resulta en la formación de compuestos eutécticos del tipo Fe-Cr-Si en una solución sólida durante los primeros minutos del proceso *brazing* al vacío [9, 20, 27].

Por último, para la muestra tratada en la condición experimental D, en la Fig (4a) se observa la unión con una apertura de grieta de 0.6 mm. Cuando la temperatura es incrementada hasta 1150°C y el tiempo a 240 minutos, la ZSI aumenta hasta el 100% (500  $\mu\text{m}$  en promedio), en comparación con la soldadura aplicada a 1120°C durante 120 minutos, resultando en la disminución de eutécticos del tipo la Si-Cr-Ni, la Fv eutéctica se redujo hasta 20% en promedio, a través de la apertura completa de la unión. En la figura (4b) se aprecia la ZAD con finas distribuciones de carburos que se observaron en esta zona. En la Fig (4c) se muestra una ZSI completa, sin la presencia de carburos y en la Fig. (4d) se presentan eutécticos en la ZSA, al igual que grandes zonas de solidificación isotérmica.

La Fig. (5a), muestra la ZSI, rodeada por compuestos eutécticos. En la Fig. (5b) se aprecian picos característicos del elemento predominante en la muestra Ni, demostrando completa ZSI, favoreciendo la difusión de elementos como el Cr, Si y C en la matriz de Ni. Además, en la muestra se aprecia que casi se alcanzó la solidificación isotérmica completa, debido al incremento de la temperatura tiempo y disminución del tamaño de la grieta.

La Fig. (6) exhibe la variación de micro dureza en función de la distancia a lo largo de la unión y las zonas vecinas; las mediciones se realizaron de manera transversal a través de las diferentes muestras, después del proceso de soldadura al vacío llevado a cabo a diferentes temperaturas, tiempos y tamaños

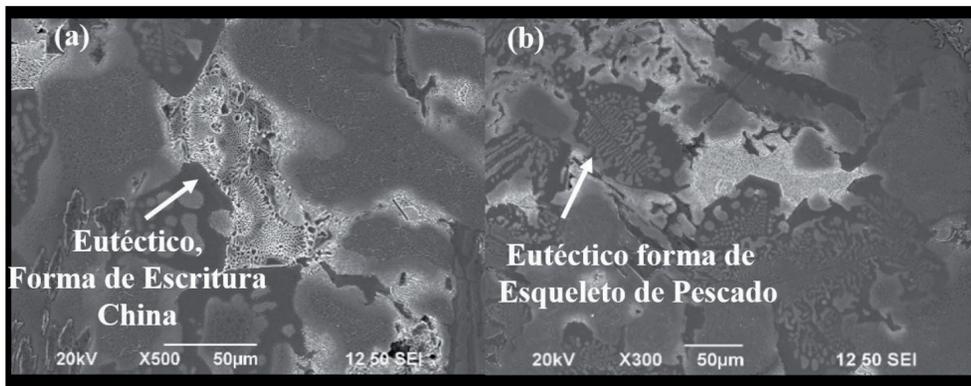


Fig. 3: Micrografías de eutécticos en la ZSA, 1120 °C, 120 minutos, mezcla de metal de aporte 30/70 y una apertura de grieta de 1,8 mm (a) Eutéctico tipo estructura china (b) Compuesto eutéctico con la forma de esqueleto de pescado

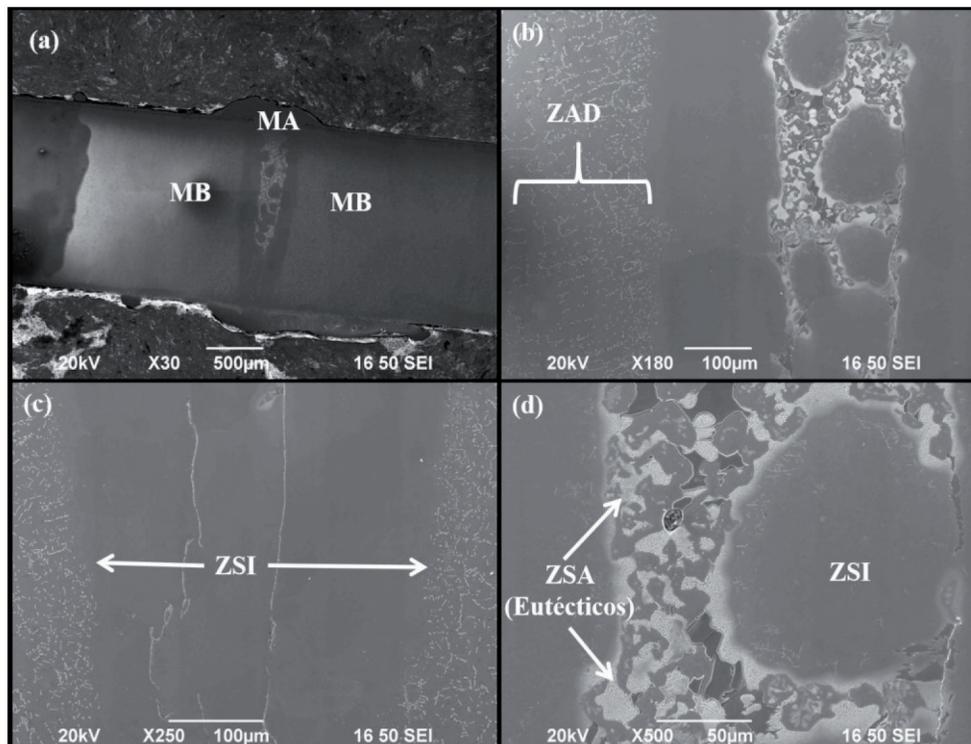


Fig. 4: Micrografías del proceso a 1150 °C, 240 minutos, mezcla de metal de aporte 20/80: a) soldadura al vacío con una apertura de 0,6 mm, b) DAZ Reducida, c) 100% ZSI en la unión, y d) 20% eutécticos ZSA

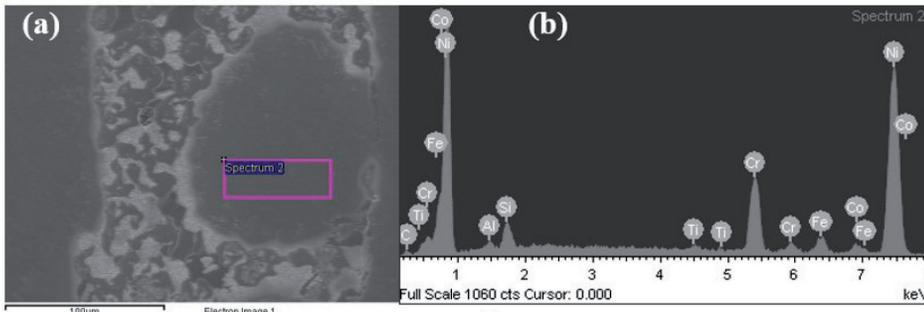


Fig. 5: (a) Micrografía de la ZSI completa, proceso a 1150 °C, 240 minutos, mezcla de metal de aporte 20/80% y un tamaño de grieta de 0.6 mm y (b) EDS muestra picos característicos de Ni, Cr y Si incrustado en la matriz de Ni

so de *brazing* al vacío. Para el proceso efectuado durante 120 min y 1120 °C, componentes eutécticos fueron observados (boruros de cromo, níquel y titanio) ya sea para los claros de 0.6 o 1.8 mm; esto fue confirmado mediante análisis EDS y MEB y es congruente con los resultados reportados en la literatura, tales como Kil, Huang y Kim [6,9,10], los cuales investigaron fracturas de claros amplios desde 0.4 a 1.6 mm, reportando morfología y composiciones en porcentaje peso similares en los compuestos inter-metálicos.

La dureza de la ZSA fue 619 HV, siendo consistente con otras investigaciones, por ejemplo: Sajad et al. [13] reportando dureza de 709 HV en dicha zona. Ellos también demostraron que, en presencia de eutécticos, la resistencia máxima a la tensión promedio disminuyó a 480 MPa en claros de 0.8 mm. De manera similar, Zhishui et al. [10] midieron valores de dureza de 750 HV en la misma zona, detectando compuestos inter-metálicos. La presencia de los

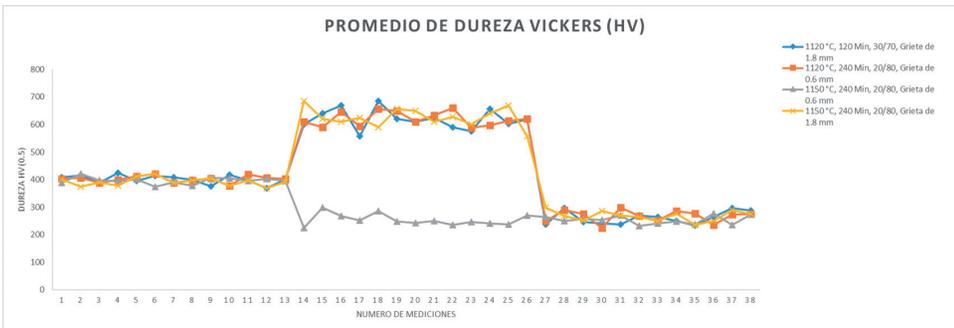


Fig. 6: Variación de la micro-dureza dentro de las uniones soldadas al vacío a diferentes temperaturas, tiempos y tamaños de grieta

de grieta. En general, los valores de dureza Vickers del metal base (Inconel 738) alcanzó un promedio de 401.2 HV. Los valores de dureza Vickers característicos del proceso de *brazing* al vacío, llevado a cabo a 1120 y 1150 °C y tiempos de 120 y 240 min respectivamente, se atribuyen a la fase principal de gama prima  $\gamma'$  [13, 30]. Para las ZSA generadas en los procesos de soldadura al vacío a una temperatura de 1120 °C con una grieta de 0.6 y 1.8 mm y 1150 °C con grietas de 0.6 y 1.8 mm, la micro dureza promedio fue de 619.5 y 618 HV, respectivamente; este comportamiento se atribuye a la mayor presencia de compuestos inter-metálicos eutécticos del tipo Fe-Cr-Si, conduciendo en muy similares valores de dureza.

Sin embargo, para el proceso de *brazing* al vacío llevado a cabo a 1150°C, durante 240 minutos, se favorece la formación de ZSI con amplitud de 50 μm, como puede observarse en la Fig (4c), la dureza Vickers promedio de 218 HV es atribuido a la difusión completa de los diferentes elementos de aleación de la mezcla del metal de aporte, dentro de la matriz de Ni en la unión. Esta es una evidencia del hecho de que, cuando la temperatura y el tiempo del proceso de soldadura al vacío se incrementa, junto con una reducción de grieta a 0.6 mm, la dureza en ZSI disminuye al igual que la cantidad de los compuestos inter-metálicos, formando una matriz de Ni completa más otros elementos [10,14,30,31].

Para las cuatro condiciones experimentales (A, B, C y D) del proceso estudiado, se observaron partículas en la ZAD, con forma de bloque extendidos ricos en Cr-B-C, al igual que partículas en forma de agujas ricos en Ti-Cr-C. Sin embargo, el aumento de la temperatura hasta 1150°C y tiempos de 240 min mostraron una mayor dispersión de este tipo precipitados. Además, la ZSI fue mayor en extensión y por lo tanto la dureza Vickers fue inferior al alcanzar las zonas homogéneas de solidificación isotérmicas con una menor presencia de compuestos eutécticos.

#### 4. DISCUSIÓN

Las características microestructurales en la unión están en función de una selección adecuada de los parámetros del proce-

compuestos eutécticos está relacionada con el tiempo y temperatura del proceso, lo cual causó el rechazo de soluto en la interfase solido-liquido, mientras la solidificación isotérmica está ocurriendo en la transformación de equilibrio [9,31].

Malek et al. [11] encontraron que los claros mayores que 1.5 mm requieren considerablemente más tiempo de soldadura (180 minutos) y mayores temperaturas (2015 °C) de acuerdo con la ley de difusión de Fick; los valores de dureza de la ZSI fueron de 250 HV. Huang et al. and Stephen et al. [18,16] en sus investigaciones, encontraron la ZSI con valores de dureza de 300 y 270 HV, respectivamente. Uniones reparadas con la ZSI completa también presentaron resistencia a la tensión de hasta 680 MPa [10,17]. Consecuentemente, en esta investigación, soldadura de claros de 1.6 mm reportaron una ZSI incompleta representando el 60 % del claro de unión.

Comparando la evolución microestructural y el comportamiento de dureza de las cuatro condiciones de *brazing* al vacío, involucrando dos temperaturas (1120 y 1150°C), tiempos (120 y 240 minutos), mezclas de metal de aporte (30% de polvo de Inconel / 70% de pasta de Ni, y 20 / 80%) y tamaños de claro (0.6 y 1.8 mm), se observa claramente que la mejor condición fue la D, efectuada con los parámetros: 1150°C, 240 minutos, 20/80% en la mezcla de aporte y 0.6 mm, resultando en la reducción de fracción volumétrica hasta 60 % de compuestos inter-metálicos eutécticos, favorecida por su difusión, lo cual se ligó a la menor dureza Vickers (218 HV) y resultando mejores propiedades mecánicas de las uniones soldadas, como ha sido determinado en la literatura [10,13,31].

#### 5. CONCLUSIONES

De las observaciones de resultados experimentales, las siguientes conclusiones fueron obtenidas:

- Para el *brazing* al vacío a 1120°C durante 120 y 240 minutos, se presentó la formación de compuestos eutécticos tipo Si-Cr-Ni en la ZSA con claros de 0.6 y 1.8 mm, con una fracción

- volumétrica de 70% en cada muestra analizada, dejando valores de dureza Vickers de hasta 600 HV.
- Incrementando el tiempo de *brazing* al vacío a 240 minutos y temperatura a 1150 °C, la solidificación isotérmica se alcanzó en uniones de 0.6 y 1.8 mm, resultando en la reducción de compuestos eutécticos con zonas de micro dureza promedio más baja que 230 HV.
- La razón de mezclado de 20% de polvo Inconel 738 y 80% de pasta de Ni-11Cr-3.5Si-2.25B-3.5Fe, utilizando los parámetros de 1150°C y 240 minutos, fue la que favoreció mejores características microestructurales y de dureza Vickers, así como la disminución en los compuestos eutécticos hasta 60% en promedio, eliminando estos en algunas áreas de la unión y mayores zonas de solidificación isotérmica hasta 100% en algunas zonas de la unión.
- La reducción de compuestos eutécticos en la unión a través del proceso de soldadura fuerte está en función de la temperatura y concentración de elementos de aleación de la pasta de Ni en el metal de aporte.
- En la reparación de componentes de turbina fabricados de IN738, usualmente las grietas están en el rango de 0.125 mm; estas pueden ser limpiadas sin agentes químicos, usando discos de SiC o diamante y limpiador ultrasónico.
- *Brazing* al vacío es un proceso basado en la difusión, útil para la reparación de claros cortos en componentes de turbina; entonces para grietas más grandes que 2 mm, los tiempos de procesamiento requeridos podrían ser cerca de 4 a 6 horas ya que es un proceso de capilaridad. Además, nuevas técnicas para controlar la morfología son necesarias para obtener una ZSI completa. Estos no es todavía un proceso comercialmente viable debido a la energía y costo de tiempo de proceso.

Como investigación futura, se está considerando la adición de nanopartículas de W, Ru, Re y/o Y como una nueva tendencia para mitigar la formación de eutécticos [17,18-33].

## REFERENCIAS

[1] Maile-K. "Qualification of Ni- Based alloy for advanced ultra-supercritical plants". *Procedia Engineering*. Vol. 55. Año 2013, p. 214-220. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.proeng.2013.03.245>

[2] Kim-Woo G. "Comparative study on the high-temperature tensile and creep properties of alloy 617 base and weld metals". *Journal Mechanic Science Technology*. Vol. 8. Año 2013, p.2331-2340. DOI <https://doi.org/10.1007/s12206-013-0616-7>

[3] Song-K N, Hong-S D, Ro-D S, et al. "Measurement of weld material properties of alloy 617 using an instrumented indentation technique". *Journal Welding Join*. Vol. 31. Año 2013, p.41-46. DOI: <https://doi.org/10.5781/KWJS.2013.31.5.41>

[4] Donachie-J, Donachie-J. "Superalloys A Technical Guide". 2nd ed, Ohio United State of America: ASM International, March 2002. 351p. ISBN: 0-87170-749-7

[5] Jeong-Kil Kim, Hae-Ji Park, Deog-Nam Shim. "Transient liquid phase bonding of  $\gamma'$  precipitation strengthened Ni based superalloys for repairing gas turbine components" *Journal of Manufacturing Processes*. Vol. 25. Año 2017, p.60-69. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2016.10.002>

[6] Jeong-Kil Kim, Hae-Ji Park, Deog Nam Shim. "Effect of bonding parameters on microstructural characteristics during TLP bonding of directionally solidified Ni-based superalloy". *Journal of Manufacturing Processes* Vol. 30. Año p.208-216. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2017.09.024>

[7] Mattheij-J H G. "Role of Brazing in Repair of Superalloy Components Advantages and Limitation" *Journal. Material Science. Technology*. Vol 1-8. Año 1985, p.608-612. DOI: <https://doi.org/10.1179/mst.1985.1.8.608>

[8] Duvall-S D, Owczarski-W A. "Further Heat Affected Zone Studies in Heat Resistant Nickels Alloys" *Welding Journal*. Vol. 46-9. Año 1967, p.423-432 249

[9] Xiao-Huang, Warren-Miglietti. "Wide Gap Braze Repair of Gas Turbine Blades and Vanes A Review". *Journal Engineering Gas Turbines Power*. Vol. 134-1. Año 2011, p.1-17. DOI: <https://doi.org/10.1115/1.4003962>

[10] Kim-Y H, Kim-I H, Kim-K T. "Wide-gap Brazing of IN738 and the Bonding Strength using Ni-based Filler Metal Powders". *Key Engineering Materials*, Vol. 345-346. Año 2007, p.1449-1452. DOI: <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.345-346.1449>

[11] Vahid-Maleki, Hamid-Omidvar, Mohammad-Reza. "Effect of gap size on microstructure of transient liquid phase bonded IN-738LC superalloy". *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. Vol.26. Año 2016, p.437-447. DOI: [https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(16\)64132-8](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(16)64132-8)

[12] Khakian- M, Nategh-S, Mirdamadi-S. "Effect of bonding time on the microstructure and isothermal solidification completion during transient liquid phase bonding of dissimilar nickel-based superalloys IN738LC and Nimonic 75". *Journal of Alloys and Compounds*. Vol. 653. Año 201, p.386-394, DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2015.09.044>

[13] Sajad-Shakerin, Hamid-Omidvar, Seyyed-Ehsai. "The effect of substrate's heat treatment on microstructural and mechanical evolution of transient liquid phase bonded IN-738 LC". *Materials and Design*. Vol. 89. Año 2016, p.611-619. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2015.10.003>

[14] Yang-YH, Xie- YJ, Wang- MS. "Microstructure and tensile properties of nickel-based superalloy K417G bonded using transient liquid-phase infiltration". *Materials and Design*. Vol. 51. Año 2013, p.141-147. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2013.04.024>

[15] Maier-G, Hubsch-O, Riedel-H, et al. "Cyclic plasticity and lifetime of the nickel-based Alloy C-263: Experiments, models and component simulation". *MATEC Web Conference*. Vol. 14. Año 2014, p.1-6. DOI: <https://doi.org/10.1051/mateconf/20141416006>

[16] Stephen-F, Clark-Murray, Alain-Bouthillier. "Analysis of Diffusional Solidification in a Wide-Gap Brazing Powder Mixture Using Differential Scanning Calorimetry Metallurgical and Materials Transactions A". Vol. 47-12. Año 2017, p.6339-6352, DOI: <https://doi.org/10.1007/s11661-016-3799-6>

[17] McGuire-Daniel, Xiao-Huang, Doug-Nagy. "Effect of Tungsten Addition on the Nucleation of Borides in Wide Gap Brazed Joint". *Journal Engineering Gas Turbines Power*. Vol. 132-6, Año 2010, p.1-6. DOI: <https://doi.org/10.1115/1.4000136>

[18] Xiao-Huang. "Wide Gap Brazing of IN 738 With Boron Free Ni-Co-Zr-Hf-Cr-Ti-Al Braze Alloy". *Turbine Technical Conference and Exposition, Paper No. GT2014-25025*. Düsseldorf, Germany. ASME Turbo Expo 2014. Vol. 6. Año 2014, p.1-8. DOI: <https://doi.org/10.1115/GT2014-25025>

[19] Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials, ASTM E384-16, ASTM International, United State of America, 2016.

[20] Sakamoto-A, Fujiwara-C, Hattori-T. "Optimizing Processing Variables in High Temperature Brazing, with Nickel-Based Filler Metals". *Welding Journal*. Vol. 68. Año 1989, p.63-71

[21] Kelly-T.J. "Brazing of Inconel Alloy MA 754 for High Temperature Applications". *Supplement to Welding Journal*. Vol. 61. Año 1982, p.317-319

[22] Rosenthal-R, West D R F. "Continuous Gamma Prime Precipitation in Directionally Solidified IN738LC Alloy". *Materials Science Technology*. Vol. 15-12. Año 1999, p.1387-1394. DOI: <https://doi.org/10.1179/026708399101505518>

[23] Schaefer-R P, Flynn-J E, Doyle-J R. "Nickel-Base Brazing Filler Metals for Aircraft Gas Turbine Application" *Welding Journal*. Vol. 56-10. Año 1977, p.15-21

[24] Haatkens-M H. "Experiences in Repair of Hot Section Gas Turbine Components" *SAE Technical Paper Series*. Vol. 40. Año 1982, p.1-20. DOI: <https://doi.org/10.4271/821490>

[25] Lal-A, Lacocca-R G, German-R M. "Microstructural Evolution During the Supersolidus Liquid Phase Sintering of Nickel-Based Prealloyed Powder Mixtures" *J. Mat. Sci*. 2000. Vol. 35-18. p.4507-4518.

[26] Hans-van Esch, Ernst-Herren. "High Temperature Braze Repair for Compressor Blades". *The American Society of Mechanical Engineers, June 2-5, Orlando Florida, Presented at the International Gas Turbine & Aeroengine Congress & Exhibition, Turbomachinery International, 1997, p.1-6*. DOI <https://doi.org/10.1115/97-GT-372>

[27] Pouranvari-M, Ekrami-A, Kokabi-A. "Effect of Bonding Temperature on Microstructure Development During TLP Bonding of a Nickel Base Superalloy" *Journal of Alloys Compounds*. Vol. 461. Año 2008. P.641-647. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2008.01.101>

[28] Lugscheider-E, Schittny-T. "Metallurgical Aspects of Additive Aided Wide Clearance Brazing with Nickel-Based Filler Metals", *welding Research Supplement, April 19-21, New Orleans, presented at the 19th International AWS Brazing and Soldering Conference, 1988, p.14-27*

[29] Arafin-M A, Medraj- M, Turner-D. "Transient Liquid Phase Bonding of Inconel 718 and Inconel 625 With BNI-2: Modeling and Experimental Investigations" *Materials Science Engineering*. Vol.447. Año 2007. p.125-133. DOI: <https://doi.org/10.1177/1099636208089309>

[30] Yu-Zhishui, Li-Ruifeng, Shi-Kun. "Vacuum Brazing of Inconel 718 to Waspaloy Superalloy using BNI2 Brazing Filler", *Applied Mechanics and Materials*. Vol.11-29. Año 2012, p.26-30, DOI: <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMM.236-237.26>

[31] Jalilvand-V, Omidvar-H, Rahimpou- R. "Influence of bonding variables on transient liquid phase bonding, behavior of nickel based superalloy IN-738LC", *Materials and Design*. Vol. 52. Año 2013, p.36-46. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2013.05.042>

[32] Su-CY, Chou-C P, Chang-W J. "Effect of Mechanical Properties Using Different Filler Metals on Wide-Clearance Activated-Diffusion- Brazed Ni-Based Superalloy". *Journal of Materials and engineering Performance*. Vol.9. Año 2000, p.663-668

[33] Xia- Huang, Scott-Yandt, Doug-Nagy, et al. "Effect of Ruthenium, Rhenium and Yttria Additions on the Microstructure of Wide Gap Brazing of IN738". *Conference Sponsors: International Gas Turbine Institute Power for Land, Sea, and Air. Turbo Expo 2007. SAE International*. Vol 5, Año 2007, p25-33, doi: <https://doi.org/10.1115/GT2007-27129>