

CORPORACIÓN MEXICANA DE INVESTIGACIÓN EN MATERIALES

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO



**EVOLUCIÓN MICROESTRUCTURAL POR ADICIÓN DE TANTALIO Y
VARIACIÓN DE LA ABERTURA DE SOLDADURA POR BRAZING DE UNA
ALEACIÓN WASPALOY**

POR

MICHEL TORRES SANTOYO

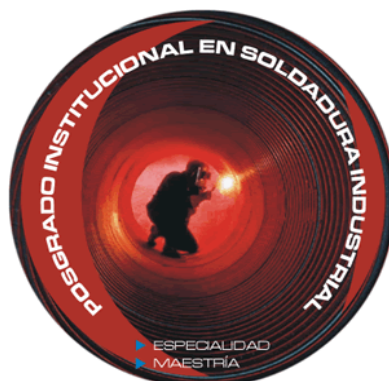
MONOGRAFÍA

**EN OPCIÓN COMO ESPECIALISTA
EN TECNOLOGÍA DE LA SOLDADURA INDUSTRIAL**

SALTILLO, COAHUILA. MAYO DE 2016

CORPORACIÓN MEXICANA DE INVESTIGACIÓN EN MATERIALES

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO



**EVOLUCIÓN MICROESTRUCTURAL POR ADICIÓN DE TANTALIO Y
VARIACIÓN DE LA ABERTURA DE SOLDADURA POR BRAZING DE UNA
ALEACIÓN WASPALLOY**

POR

MICHEL TORRES SANTOYO

MONOGRAFÍA

**EN OPCIÓN COMO ESPECIALISTA
EN TECNOLOGÍA DE LA SOLDADURA INDUSTRIAL**

SALTILLO, COAHUILA. MAYO DE 2016

Corporación Mexicana de Investigación en Materiales

Gerencia de Desarrollo Humano

División de Estudios de Posgrado

Los miembros del Comité Tutorial recomendamos que la Monografía “**EVOLUCIÓN MICROESTRUCTURAL POR ADICIÓN DE TANTALIO Y VARIACIÓN DE LA ABERTURA DE SOLDADURA POR BRAZING DE UNA ALEACIÓN WASPALLOY**”, realizada por el alumno (a) **MICHEL TORRES SANTOYO**, con número de matrícula **15ES-208** sea aceptada para su defensa como Especialista en Tecnología de la Soldadura Industrial.

El Comité Tutorial

Dr. Héctor Manuel Hernández García
Tutor Académico

Dra. Rita Muñoz Arroyo
Asesor Académico

**Dra. Marcela Nohemí Ibarra
Castro**
Asesor Académico

Dr. Juan Carlos Díaz Guillén
Tutor en planta

Vo.Bo.
Dr. Felipe Arturo Reyes Valdés
Coordinador de Posgrado

Corporación Mexicana de Investigación en Materiales

Gerencia de Desarrollo Humano

División de Estudios de Posgrado

Los abajo firmantes, miembros del Jurado del Examen de especialización del alumno **MICHEL TORRES SANTOYO**, una vez leída y revisada la Monografía titulada **EVOLUCIÓN MICROESTRUCTURAL POR ADICIÓN DE TANTALIO Y VARIACIÓN DE LA ABERTURA DE SOLDADURA POR BRAZING DE UNA ALEACIÓN WASPALOY**, aceptamos que la referida monografía revisada y corregida, sea presentada por el alumno para aspirar al grado de Especialista en Tecnología de la Soldadura Industrial durante la defensa de la monografía correspondiente.

Y para que así conste firmamos la presente a los 19 días del mes de mayo del año 2016.

Dr. Felipe de Jesús García Vázquez
Presidente

Dr. Melvyn Álvarez Vera
Secretario

Dr. Héctor Manuel Hernández García
Vocal

AGRADECIMIENTOS

Agradezco a **DIOS PADRE** por haberme dado la vida, cuidarme siempre que me encontré en problemas, darme la fuerza para dar todo lo mejor de mí, día a día y guiarme por el mejor camino, porque sus planes siempre han sido mejores que los míos por eso y muchas cosas más gracias señor.

A la Corporación Mexicana de Investigación en Materiales (**COMIMSA**) por haberme abierto sus puertas para cursar y concluir la especialidad, a sus directivos al MCE A. Samuel Colunga Urbina; al Dr. Alejandro Garza Gómez y al Dr. Pedro Pérez Villanueva.

A **CONACYT** por apoyarme mediante la beca de manutención otorgada para la realización de la especialidad y durante el desarrollo del documento monográfico.

Al **Dr. Hector Manuel Hernández García y Dra. Rita Muñoz Arroyo**, por su gran apoyo, paciencia, amistad y por el sacrificio del tiempo dedicado en el desarrollo de este proyecto, por su excelente dirección y asesoría técnica en este trabajo.

A los diversos profesores del posgrado a la, **Dr. Pedro Pérez Villanueva, Dra. Rocío Saldaña Garcés, Dr. Víctor Hugo López Cortez, Dr. Argelia Fabiola Miranda Pérez, Dr. Gladys Yerania Pérez Medina, Dra. Alejandra Hernandez Rodríguez, Dr. Eduardo Hurtado Delgado** y todos aquellos maestros que aportaron sus conocimientos y experiencias durante el desarrollo de mi posgrado.

A mis **Compañeros** del posgrado, en especial a **Yair Ventura Ramírez, Cesar Alfredo Gomez Delgadillo y Christian Gerardo Galindo Samaniego** gracias a todos ellos por su amistad sincera y desinteresada.

DEDICATORIA

Este trabajo monográfico lo dedico con todo mi amor y aprecio a:

A mi esposa querida:

Anai Martínez Martínez.

Por ser el gran amor de mi vida, que aun pequeña eres lo más grande que tengo, por tu amor y cariño incondicional, porque siempre has dado lo mejor de ti y que aun y la situación se torne muy mal sé que siempre contare contigo, porque contigo me siento completo y muy feliz por esto y muchas cosas más este trabajo también es para ti mi peque.

A mis Padres:

Sr. Martin Torres Villarreal.

Sra. Silvia Olga Santoyo Carranza.

Por el gran apoyo que me han brindado durante toda mi vida.

A mi **Padre** por ser el hombre que más admiro, por sus consejos, sus regaños, sus buenos momentos y porque gracias a él me he forjado y he logrado mis éxitos y siempre ha estado conmigo, con todo respeto este trabajo te lo dedico a ti Papa.

A mi Madre el ser más maravilloso y cariñoso que he tenido la dicha de conocer, por tu amor incondicional, protección, por tus consejos, por ser mi confidente, porque siempre te has preocupado por mí, por ser la mejor mamá de todo el mundo por eso y muchas cosas más este trabajo es para ti Mama.

A mi tío querido:

David Torres Villarreal.

Por alentarme en momentos difíciles, darme sus consejos, por su amistad incondicional, por el apoyo que me ha brindado desde el momento en que nací y ser una persona a la cual le guardo mucho respeto este trabajo se lo dedico.

A mis Hermanas:

Nancy Patricia Torres Santoyo.

Megan Ariana Torres Santoyo.

A las dos les doy gracias por haberme brindado todo su cariño y apoyo en todo momento, me siento muy orgulloso de ser su hermano, gracias por creer en mí y siempre sabrán que mis logros serán sus logros.

ÍNDICE

AGRADECIMIENTOS.....	I
DEDICATORIA	III
ÍNDICE.....	V
SÍNTESIS	1
CAPÍTULO 1. INTRODUCCIÓN	2
1.1 Antecedentes.....	2
1.2 Objetivo general.....	4
1.2.1 Objetivos específicos.....	4
1.3 Justificación	4
1.4 Planteamiento del problema	5
1.5 Aportación científica y tecnológica.....	5
1.6 Alcance y limitaciones	6
CAPÍTULO 2. MARCO TEÓRICO	7
2.1 Brazing	7
2.1.1 Capilaridad	8
2.1.2 Humectación	9
2.1.3 Diseño de uniones.....	10
2.1.4 Materiales de aporte.....	12
2.1.5 Flujos y atmósferas empleadas en el proceso Brazing en hornos de resistencia	13
2.1.6 Procesos de soldadura por brazing	14
2.1.7 Zonas en la unión por brazing	18
2.1.8 Fase líquida transitoria (TLP)	20
2.2 Superaleaciones base níquel	25

2.2.1 Clasificación de las aleaciones base níquel	26
2.2.2 Efecto de los elementos de aleación	27
2.2.3 Microestructuras de las superaleaciones base níquel	29
2.2.4 Principales tratamientos térmicos aplicados en superaleaciones base Ni	34
2.2.5 Características de la aleación Waspaloy	38
2.2.6 Aleación Inconel 738	41
2.3 Principales materiales de aporte.....	44
2.3.1 Material de aporte BNi-2.....	45
2.3.2 Material de aporte BNi-9.....	45
2.3.3 Generación de precipitados e intermetálicos.....	46
2.4 Efecto del gap en la microestructura de uniones por brazing	48
2.4.1 Zona de fusión.....	50
2.5 Tantalio en la soldadura brazing.....	52
2.5.1 Propiedades químicas del tantalio.....	52
2.5.3 Efectos sobre la microestructura	53
CAPÍTULO 3. ANÁLISIS Y DISCUSIÓN DE BIBLIOGRAFÍA	55
3.1 Proceso de soldadura brazing	55
3.2 Unión por fase líquida transitoria	55
3.3 Efecto de la abertura de soldadura, temperatura y tiempo de unión	56
3.4 Tantalio en la soldadura brazing.....	57
CAPÍTULO 4. CASO DE ESTUDIO	58
4.1 Metodología experimental	58
4.1.1 Materia prima y sol-gel para la síntesis del tantalio	60
4.1.2 Caracterización del tantalio sintetizado por Sol-Gel	60

4.1.3 Adquisición y caracterización de materiales.....	60
4.2 PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL.....	61
4.2.1 Materiales.....	62
4.2.2 Preparación de muestras para soldadura fuerte	63
4.2.3 Proceso de soldadura fuerte	63
4.2.4 Metalografía de muestras tratadas.....	64
4.2.5 Caracterización microestructural	64
4.3 RESULTADOS	65
4.3.1 Análisis de calorimetría de barrido diferencial y termogravimétrico del gel rico en tantalio	65
4.3.2 Caracterización de muestras tratadas por soldadura fuerte en la aleación Waspaloy en condición de solubilizado.....	66
4.3.3 Muestra tratada con soldadura fuerte sin Ta	69
CONCLUSIONES	79
5.1 Conclusiones del estudio bibliográfico.....	79
5.2 Conclusiones de los resultados experimentales.....	80
Bibliografía.....	81
LISTADO DE FIGURAS.....	86
LISTADO DE TABLAS.....	89
RESUMEN AUTOBIOGRÁFICO.....	90

SÍNTESIS

Este trabajo monográfico es un compendio de información referente a el efecto del tantalio como material de aporte en la unión por brazing de superaleaciones base níquel y el efecto que tiene la abertura de soldadura con respecto a la formación de una zona isotérmica completa.

En el sector aeronáutico los componentes internos de las turbinas sufren un desgaste físico y en muchos casos se da el colapso de los alabes por lo que la reparación de estos componentes es mucho más factible (económicamente) que la adquisición de uno nuevo, pero estos componentes después de reparados siguen fallando por distintas causas.

Por tal motivo en la actualidad se busca mejorar el proceso de reparación de los alabes con la aplicación de partículas de tantalio en los componentes a reparar para aumentar las propiedades mecánicas en la unión y reducir la aparición de micro-grietas y fases frágiles. Al final del estado del arte se expone un caso de estudio, en el cual se menciona el proceso para sintetizar partículas de tantalio y se muestran los resultados microestructurales obtenidos en una unión tipo cuña con abertura de 0 hasta 1 mm en una longitud de 1 cm empleando una superaleación waspaloy y metal de aporte BNI-9 sin la aplicación de partículas de tantalio mediante proceso brazing.

CAPÍTULO 1. INTRODUCCIÓN

1.1 Antecedentes

Los diseños de los componentes y sistemas de propulsión en los aviones han estado evolucionando. El Dr. Hans Von Ohain (1) diseñó, construyó y probó el primer avión propulsado a través de componentes de acero inoxidable. Sin embargo, el desempeño de este motor fue deficiente hasta que se emplearon los materiales base Ni y Ti. (2)

Reportes en la literatura (3) mencionan que las superaleaciones base Níquel son metales con características mecánicas únicas como son: resistencia mecánica a elevadas temperaturas, resistencia a la fatiga térmica de alto y bajo número de ciclos, elevada dureza, resistencia a las vibraciones y resistencia a la degradación en ambientes oxidantes y corrosivos. Sus aplicaciones son variadas entre las más importantes son: turbinas de aviones, generadores de energía eléctrica, motores de propulsión de cohetes, plantas nucleares entre otras.

Cabe mencionar que, durante servicio, ciertas partes de las turbinas tienen desgaste por diferentes causas (mecánicas o metalúrgicas, principalmente). Estas reducen el desempeño, la vida útil de servicio y aumentan el riesgo de falla debido a los altos esfuerzos mecánicos y térmicos a los que se encuentran expuestos. (4)

En la investigación desarrollada por E. Silveira *et al.* (5) se han investigado los mecanismos de falla de estos componentes entre los cuales se destacan la fatiga de alto y bajo número de ciclos, oxidación, termofluencia o combinación de los anteriores.

En el trabajo realizado por J. Carlos *et al.* (6) se estudia el efecto de la abertura de unión (gap) en función del tiempo de temperatura del brazing de una aleación base Níquel Hastelloy B2 empleando un material de aporte Ni-625. El proceso de unión se realizó bajo una atmósfera controlada de Argón variando el gap de 50 a 200 μm a dos tiempos de brazing de 10 y 90 min. Los resultados muestran que después de la unión por brazing coexisten tres regiones: 1) interface de unión, 2) zona de granos columnares y 3) región central. Además, se menciona un aumento en la dureza para la abertura de 50 μm en el centro de la soldadura debido a la formación de compuestos intermetálicos de elevada dureza (2000 HV). Por otro lado, en la abertura de 200 μm se reduce el área de granos columnares y se aprecian zonas sin material de aporte debido a la falta de capilaridad.

En este trabajo monográfico se pretende revisar el estado del arte con respecto al uso de tantalio como material de aporte en la soldadura brazing de superaleaciones base níquel y determinar el efecto que tiene en la abertura (gap) con respecto a las fases y microestructuras presentes a la temperatura del brazing.

1.2 Objetivo general

Analizar información bibliográfica relacionada con el efecto del tantalio como material de aporte sobre la microestructura y la variación de la abertura de unión en soldadura brazing usando superaleaciones base níquel y realizar un caso de estudio con soldadura brazing sin partículas de tantalio además de sintetizar partículas de tantalio para utilizarlas en un futuro en soldadura brazing.

1.2.1 Objetivos específicos

- Recopilar información del efecto de partículas de tantalio como material de aporte sobre la microestructura de la zona de unión por brazing en superaleaciones base Níquel.
- Estudiar los efectos de las fases del tantalio que se obtienen en las zonas isotérmicas y de fusión en función de la variación de la abertura de la unión por brazing.
- Realizar un caso de estudio en Waspaloy por soldadura brazing, sin partículas de tantalio y variando la abertura de unión. Así como, analizar el cordón de soldadura por técnicas de microscopía óptica, además, establecer una ruta de síntesis de tantalio.

1.3 Justificación

A lo largo de las últimas décadas se han desarrollado procesos muy eficaces para la reparación de componentes de turbinas de gas utilizadas en el sector aeronáutico, el proceso brazing, el más utilizado en sus diferentes métodos y el cual garantiza uniones muy resistentes, se continua estudiando ya que se siguen presentando fallas en estos componentes, esto debido a que los ambientes en los que se encuentran expuestos promueven la formación de intermetálicos lo que afecta las propiedades mecánicas de la zona soldada.

La reparación de turbinas es una opción económica en comparación con el reemplazo de la pieza afectada, por lo que la elaboración del siguiente trabajo monográfico permitirá recabar información del proceso de soldadura brazing en aleaciones base níquel, las cuales son comúnmente utilizadas en estos equipos.

Así mismo, se generará conocimiento sobre el efecto del tantalio como material de aporte sobre cambios microestructurales y el efecto sobre el crecimiento de la zona isotérmica y de fusión en aleaciones base níquel.

1.4 Planteamiento del problema

En la industria aeronáutica, el deterioro físico de los componentes de las turbinas debido a los ambientes corrosivos a altas temperaturas, produce grandes pérdidas económicas por el reemplazo de las piezas del sistema de las mismas. Básicamente, los fenómenos de corrosión intergranular por precipitación y descomposición de carburos son los que actúan principalmente. Por otro lado, se ha establecido el proceso brazing como un método para reparar álabes de turbinas mediante materiales de aporte nanoestructurados. Los cuales son capaces de modificar la morfología y distribución de las diferentes fases presentes en estos materiales, así como de propiciar un crecimiento isotérmico de 300 μm en aberturas de unión de 1mm. Bajo este contexto, se propone estudiar el efecto del Tantalio como material adicional en el metal de aporte para conocer el efecto sobre la microestructura y crecimiento isotérmico en función de la abertura de unión por brazing en Waspaloy.

1.5 Aportación científica y tecnológica

Documentar el efecto del Tantalio sobre la microestructura y crecimiento isotérmico en función de la abertura de unión por brazing para homogeneizar la resistencia a la corrosión y mecánica similar a la del metal base en aleaciones base níquel.

1.6 Alcance y limitaciones

- El problema se limita a componentes que son unidos por medio de una pasta como metal de aporte.
- Como primera instancia, el sistema a reparar se restringe a aleaciones base níquel.
- En caso de macrofisuras o macrosegregación en el componente el proceso utilizado de reparación ya no es factible.
- Es importante considerar la superficie a ser reparada ya que puede existir una oxidación superficial en áreas circundantes a la de la fisura lo cual conlleva un proceso previo de preparación en la superficie de la fractura.
- La abertura de la grieta y/o propagación establece un procedimiento previo al Brazing.

CAPÍTULO 2. MARCO TEÓRICO

2.1 Brazing

De acuerdo con la literatura (7), el brazing consiste en calentar el metal base en presencia de un material de aporte, el cual experimenta un cambio de fase líquida por encima de 450°C pero por debajo del cambio de fase sólida del metal base. Se considera que el metal de aporte se distribuye entre las superficies de la unión, la cual forma una fase líquida que moja las superficies, por acción capilar se distribuye y bajo una velocidad de enfriamiento solidifica para unir el metal base.

Este proceso es muy utilizado en diferentes industrias debido a que se pueden realizar conjuntos de uniones complejas de alta calidad muy resistentes y con bajo contenido de esfuerzos internos ya que el material base no llega a su estado líquido ni se produce coalescencia.

En la soldadura brazing el flujo capilar y ángulo de mojado son dos aspectos de suma importancia para que se tenga una unión de alta calidad.

2.1.1 Capilaridad

El flujo capilar es el fenómeno físico más dominante que asegura una buena soldadura por brazing. Esto sucede cuando ambas superficies de contacto son completamente mojadas por el metal fundido. (7)

De acuerdo con G. Cebadera y Á. Rodríguez (8) la capilaridad es una propiedad de los líquidos dependiente de su tensión superficial, que les confiere la capacidad de subir o bajar por un tubo capilar de radio determinado. Ver Figura 2. 1

La cantidad de líquido que penetra a través del tubo en contra de la gravedad depende también del ángulo de contacto, el diámetro del tubo y la energía interfacial. Este fenómeno de atracción aumenta al disminuir el diámetro del tubo. Esto significa que el líquido fluirá preferentemente por las regiones con poros y canales de menor diámetro. Para tener un ascenso capilar eficiente la junta entre el metal base debe estar debidamente espaciada y con cierta rugosidad, esto permite una buena mojabilidad, pero en la práctica real entran en consideración otros factores como la fluidez, viscosidad, gravedad y presión de vapor. (7)

Técnicamente la fuerza de adhesión entre el sólido y el líquido (durante el proceso de humectación) es mayor que la fuerza de cohesión del líquido, esto implica que el metal de relleno del brazing se extienda en la base sólida del metal, en lugar de juntarse en la superficie y se ha demostrado que la humectación en realidad depende de una ligera aleación del metal base con el metal de relleno. (7)

Para lograr una capilaridad adecuada el metal de aporte debe humedecer las superficies del metal base, sin ocasionar fusión con el mismo lo cual ocasionaría un cambio en la composición química del material de aporte y elevaría su temperatura de líquidus, ocasionando que el material solidifique antes de llenar totalmente la fractura. (9)

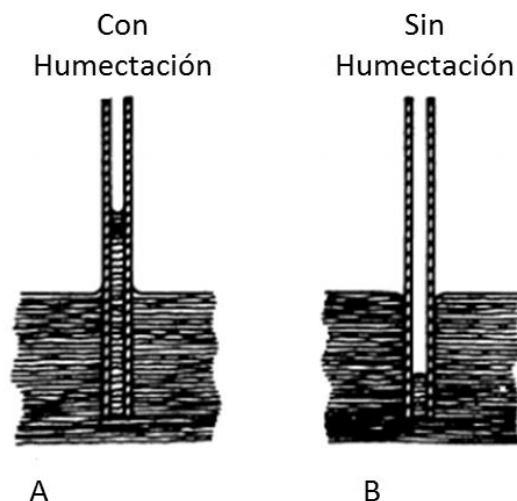


Figura 2. 1 Principio de la atracción capilar. (7)

2.1.2 Humectación

Técnicamente la humectación se define como una capa fina continua que se adhiere al metal base y la fuerza de adhesión entre el líquido y sólido es mayor que la fuerza de cohesión del material líquido (metal de aporte), y esta se puede ver afectada por capas de óxido en la superficie, limpieza mínima, poca rugosidad o escasa afinidad del metal de aporte por el metal base. (7)

En el trabajo realizado por A. Rodríguez (8) se menciona que para que exista una buena humectación debe existir una baja energía de tensión superficial entre sólido y líquido en comparación con la energía de sólido-vapor y líquido-vapor. Ya que la humectación aumenta cuando existe una reacción química en la intercara entre sólido y líquido. Debido a esta reacción química los metales reactivos humedecen a la mayoría de los óxidos metálicos, mientras que los metales nobles no lo hacen. Entonces se entiende que la humectación de los metales líquidos en óxidos aumenta al aumentar la afinidad del metal líquido por el oxígeno y de lo contrario la humectación se reducirá al aumentar la estabilidad del óxido. Esto sugiere una relación inversamente proporcional entre el ángulo de contacto y la energía libre de formación del óxido.

2.1.2.1 Ángulo de mojado

Se ha observado que los líquidos colocados en superficies sólidas generalmente no hacen un mojado completo y permanecen en forma de gota que tiene un ángulo de contacto definido entre las fase líquida y sólida. (7)

La mojabilidad de una fase líquida está determinada por parámetros como la composición química, condición superficial del sustrato, la atmósfera, la temperatura a la que ocurre el fenómeno, morfología de la gota en la intercara, expansión en la superficie y de la compatibilidad química entre el sustrato y la gota, esto es, si el sistema es o no inerte. (8) Ver Figura 2. 2.

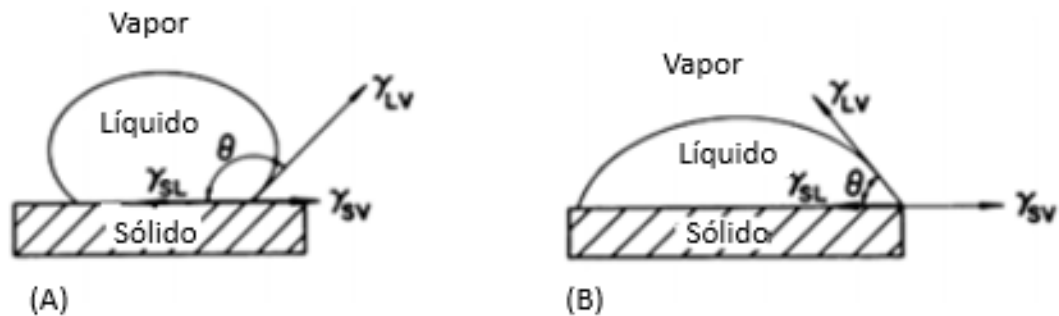


Figura 2. 2 Ilustración de la mojabilidad (A) Sin mojabilidad ($\theta > 90^\circ$) y (B) Buena mojabilidad ($\theta < 90^\circ$). (7)

2.1.3 Diseño de uniones

El diseño de las articulaciones y empalmes juegan un papel especial dentro de los factores a considerar ya que esta debe acoplar los componentes de manera paralela y mantenerlos lo suficientemente cerca para provocar la atracción capilar. (7)

Básicamente, en el proceso brazing aplicado a las superaleaciones base níquel se utilizan dos tipos de uniones: 1) Traslapada y 2) A tope. Ver Figura 2. 3, todas las demás articulaciones son solo modificaciones de estos dos tipos básicos. (10)

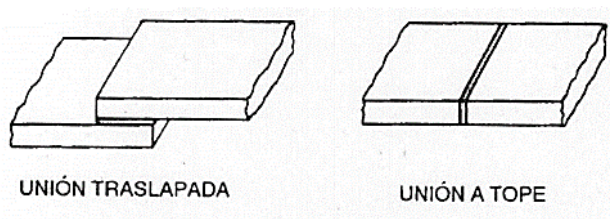


Figura 2. 3 Tipos de unión en el brazing. (11)

La unión a tope es muy sencilla de preparar y en la mayoría de los casos el área de unión es menor que la unión traslapada lo que reduce la concentración de esfuerzos internos, pero tiene varios inconvenientes uno de los principales es que todas las cargas se transmiten a tracción lo que no es deseable debido a la poca área de soldadura. (10)

Las uniones a tope se usan en los casos en que el espesor de la unión traslapada es ineficiente y la resistencia mecánica de la unión depende en parte de la resistencia mecánica del material de aporte. (10)

La unión por traslape se considera de mejor calidad debido a que tiene una mayor área superficial en el cual el metal de aporte tiene mejor mojabilidad y capilaridad, la carga se transmite en forma de esfuerzo de cizalla lo cual es deseable, sin embargo, su desventaja es que el aumento del espesor genera concentración de esfuerzos y una menor zona de crecimiento isotérmico. (11)

También existe la unión de bufanda, a tope modificada, a tope traslapada entre otras, su ventaja es que se tiene mayor área de contacto con el metal de aporte e incrementa las propiedades mecánicas como se puede observar en la Figura 2. 4. (11)

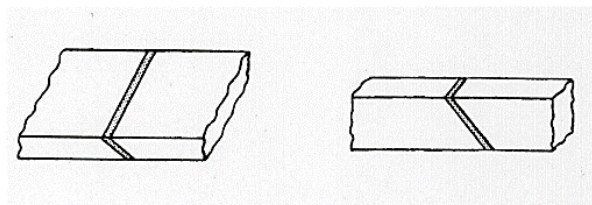


Figura 2. 4 Unión a tope tipo bufanda. (11)

La consideración más importante en el diseño de las uniones para el brazing que aseguran excelentes uniones es la holgura entre las superficies a unir esta holgura puede afectar la unión de no ser la adecuada de las siguientes maneras:

- ❖ La fuerza capilar que distribuye el metal de aporte.
- ❖ La cantidad de intermetálicos presentes en la unión.
- ❖ Posibilidad de poros.
- ❖ Restricción del flujo del metal de aporte.

Esta holgura apropiada depende del tipo de flujo, el acabado superficial de las piezas de contacto, la interacción del metal base con el metal de aporte y tipo de proceso brazing. (10)

Para el caso de soldaduras con material de aporte (BNi) la literatura (10) menciona que la holgura para una atmosfera controlada debe estar en un rango de (0.05-0.13) milímetros.

2.1.4 Materiales de aporte

La soldadura brazing, es un proceso de unión térmica, en el cual se coloca un metal de aporte en una o varias piezas entre las superficies de unión, y se eleva a una temperatura suficiente para fundir el metal de aporte, pero no el metal base. El metal de aporte fundido fluye en el espacio que existe entre dos materiales, por acción capilar. Al enfriar y solidificar el metal de aporte se obtiene una unión fuerte. (9)

Los metales de aporte para la soldadura brazing se funden arriba de 450 °C y sus puntos de fusión son menores que las del metal base (el metal a unir). Cuando el material de aporte funde por debajo de los 450 °C el proceso entonces es llamado "soldering". Un diseño de unión adecuado para obtener las características mecánicas deseadas, depende de la adhesión entre las piezas y el metal de aporte seleccionado. Las superficies por soldar deben limpiarse química o mecánicamente para asegurar la total acción capilar; por ello es importante usar un fundente o una atmósfera inerte (12)

En la literatura (9) se reporta que para obtener una unión de calidad se requieren de diferentes propiedades del metal de aporte las cuales se enlistan a continuación:

- Excelente capacidad para extenderse y adherirse al material base (mojabilidad).
- Intervalo de fusión adecuado para permitir una buena distribución por capilaridad.
- Tener propiedades mecánicas y físicas adecuadas para la aplicación.
- Capacidad para producir o evitar ciertas interacciones entre el metal base con la finalidad de evitar compuestos intermetálicos fragilizadores.
- Punto de fusión compatible con el material base.

Otra característica importante para la selección de los materiales de aporte, es el método de calentamiento a utilizar y esto está íntimamente relacionado con el proceso de soldadura a aplicar, ya que en los metales de aporte con un intervalo de fusión reducido (30°C) se utilizan para cualquier proceso de soldadura brazing. No obstante, en los metales de aporte con más amplios rangos son propensos a la licuación. (7)

2.1.5 Flujos y atmósferas empleadas en el proceso Brazing en hornos de resistencia

Los flujos, atmósferas de gas inerte y vacío (medio y alto) promueven la formación de uniones soldadas. Estos son utilizados para rodear la zona de trabajo, proteger y evitar oxidaciones durante el brazing. En algunas condiciones reducen óxidos, pero se debe tener cuidado con algunas atmósferas, ya que algunos materiales (Ti, Nb, Ta) se fragilizan por varios gases como: H, O, N. (9)

Por otro lado, estos materiales tienden a reaccionar cuando se exponen al aire y estas reacciones se aceleran cuando se incrementa la temperatura. Una de las principales reacciones es la oxidación, así como la formación de carburos y nitruros. No obstante, la cinética de formación, tamaño, cantidad y distribución de

estos afecta la producción consistente de uniones soldadas. Para controlar la formación de óxidos durante el brazing se utiliza una atmósfera controlada apropiada para proteger el área de soldadura. (9)

Existen dos distintos tipos de atmósferas para proteger la unión:

- Atmósferas de gas inerte: principalmente son de Ar, N, He y vacío su función principal es la exclusión de oxígeno y partículas que pudieran reaccionar con los componentes que formen películas superficiales que impiden el flujo y humectación del metal de aporte.
- Atmósferas de gas químicamente activo: en este caso la atmósfera y el fundente están diseñados para reaccionar con la película presente en la superficie o con el metal de aporte y, durante el proceso elimina los elementos indeseables.

En cuanto a los flujos su principal propósito es promover la humectación del metal base por el metal de aporte y este debe ser capaz de disolver cualquier óxido restante en el metal base después de que ha sido limpiado, adicionalmente el flujo ayuda a controlar la corrosión. (7)

Para proteger adecuadamente la zona de unión el flujo debe ser aplicado como un revestimiento uniforme y cubrir completamente las superficies hasta la temperatura del brazing y debe permanecer activo durante todo el ciclo de soldadura. (7)

2.1.6 Procesos de soldadura por brazing

Existen diferentes métodos de soldadura brazing, lo que les diferencia a cada uno es su fuente de calor, los cuales a menudo representan algunas limitaciones para la elección de la unión capilar. (7) Los métodos que tienen mayor importancia dentro de la industria se encuentran:

- Brazing con soplete
- Brazing por resistencia eléctrica
- Brazing por inducción
- Brazing en horno con atmosfera controlada
- Brazing en horno al vacío
- Brazing por inmersión
- Brazing por infrarrojo.

En este estudio monográfico, solo se describirá información relevante del brazing por resistencia y horno-vacío. Debido a que estos dos tipos de procesos son ampliamente usados en la unión de superaleaciones base Ni.

2.1.6.1 Brazing por resistencia

La soldadura brazing por resistencia es un proceso de unión con resistencias, donde se calienta localmente la pieza de trabajo y el metal de relleno que está entre las piezas de trabajo se funde mediante el calor generado por la resistencia. Ver Figura 2. 5. Cabe señalar que, en este proceso, es importante la presión que genera el electrodo para proporcionar el máximo contacto necesario para activar la capilaridad. (7)

El calor necesario para la soldadura brazing por resistencia se obtiene del flujo de una corriente eléctrica a través de los electrodos y de la unión que se va a soldar. Las piezas que forman la unión se convierten en parte del circuito eléctrico. El metal de aporte se coloca previamente en la unión o se alimenta durante la soldadura. La aplicación de fundente se hace con la debida consideración de la conductividad de los fundentes. (La mayor parte de los fundentes son aislantes cuando están secos). Las partes por soldar se sostienen entre dos electrodos y se aplica una presión a una corriente adecuada. La presión deberá mantenerse hasta que la unión se haya solidificado. En algunos casos, ambos electrodos deben estar en el mismo lado de la unión, con un respaldo apropiado que mantenga la presión necesaria.

El metal de aporte se aplica previamente en forma de alambre, calzas, rondanas, anillo, polvo o pasta. En unos cuantos casos es posible la alimentación durante la soldadura. (11)

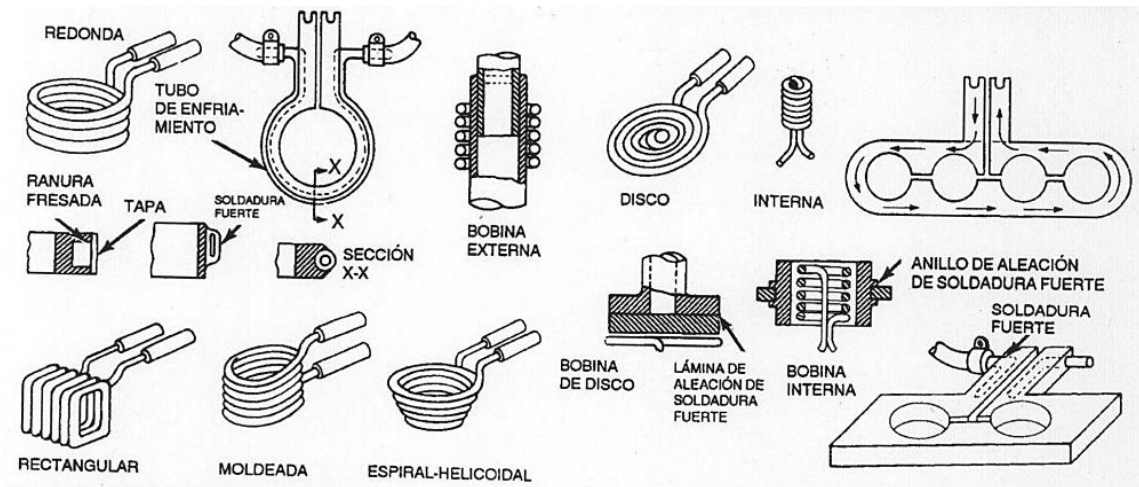


Figura 2. 5 Bobinas y placas típicas de la soldadura brazing por resistencia. (11)

2.1.6.2 Brazing por horno al vacío

La soldadura brazing en horno al vacío es un proceso de producción en masa para unir componentes de pequeños ensambles con un enlace metalúrgico, aplicando un metal de aporte: ferroso o no ferroso similar en composición química al metal base y un horno como la fuente de calor. (7)

Actualmente, la soldadura brazing por horno es aplicado ampliamente en piezas para la industria aeronáutica. Esto debido a que se evitan las zonas afectadas por el calor (ZAC) Ver Figura 2. 6.

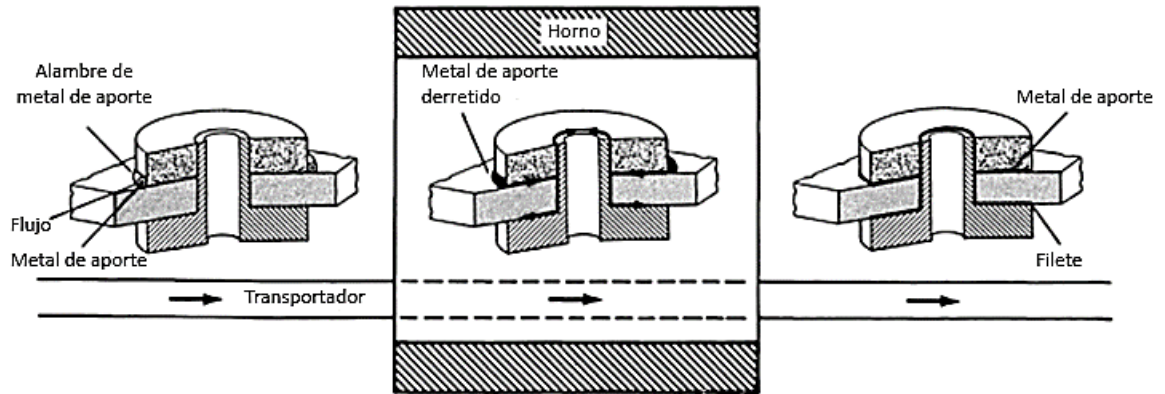


Figura 2. 6 Esquema de operación de la soldadura brazing en horno. (7)

En el proceso de soldadura por horno al vacío, las piezas limpias y el metal de aporte se ensamblan, se colocan en un horno y se calientan a la temperatura de soldadura. Este proceso es práctico si el metal de relleno se coloca en la articulación antes de la soldadura brazing, además es sujeto en una posición durante la soldadura, con el fin de que la velocidad de calentamiento, temperatura, tiempo del proceso, y velocidad de enfriamiento se controlen homogéneamente. (7)

En la mayoría de los casos, la soldadura brazing se lleva a cabo en una atmósfera controlada de vacío. La atmósfera evita la oxidación al evacuar el aire del entorno del ensamble. Aun así se requiere limpieza superficial para que el metal de aporte moje y fluya por capilaridad. (7), (11)

El vacío se mantiene constante para que elimine los constituyentes volátiles que se liberan durante la soldadura, es necesario para evitar la oxidación en la superficie de unión del metal de aporte y el metal base (aceros inoxidable, superaleaciones, aleaciones de aluminio y aleaciones de titanio). Ver Figura 2. 7 (11)

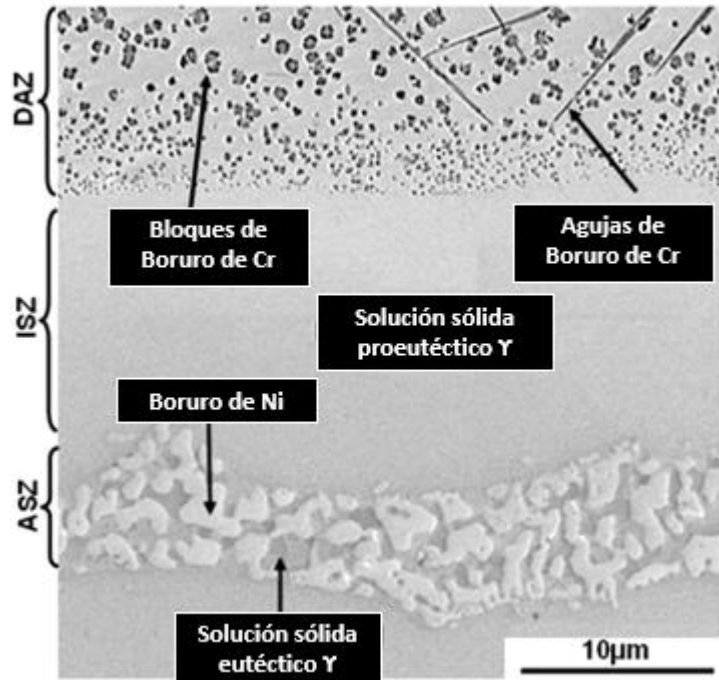


Figura 2. 7 Ilustración de un horno para soldadura brazing en serie al vacío. (7)

2.1.7 Zonas en la unión por brazing

El brazing por fase líquida transitoria (TLP) es el proceso más utilizado para la reparación de elementos de turbinas de avión (las cuales están hechas de superaleaciones base níquel) el cual es un proceso híbrido que une las propiedades benéficas de la fase líquida y la unión en estado líquido. En general, se considera que existen tres etapas durante la unión por TLP: disolución del metal base, solidificación isotérmica y homogeneización en estado sólido. Este último provee a la unión características casi idénticas a las del metal base. (13)

La investigación de Pouranvari (13) determina el comportamiento de la solidificación durante la soldadura por difusión de la superaleación GDT-111 usando un material de aporte base Ni-Si-B (MBF-30) en forma de lámina con espesor de 25 μ m. Establece que en la región de la unión está compuesta por tres diferentes zonas distintas como se observa en la Figura 2. 8



- (ZAD) Zona afectada por la difusión
- (ZSI) Zona de solidificación isotérmica
- (ZSA) Zona de solidificación atérmica

Figura 2. 8 Micrografía SEM con las diferentes zonas en la unión por brazing a 1100°C por 30 min en horno con vacío. (13)

Por otro lado, se reporta en diferentes fuentes de la literatura (14), (15) las mismas zonas en el área de la unión, pero se difiere en las fases formadas esto debido a los tiempos y temperaturas de soldadura.

El autor Jalilvand *et. al* (14) reporta la unión de IN-738LC por TLP con metal de aporte AMS-4777 a 1050°C con atmósfera de vacío. En este estudio se muestran 3 zonas en el cordón de soldadura que son afectadas por los datos experimentales descritos para el proceso brazing. En la Figura 2. 9. Se aprecia la ISZ (zona isotérmica) la cual está compuesta por solución sólida (γ), la ASZ (zona de solidificación atérmica) que consta de microconstituyentes con morfología eutéctica, esta zona se forma debido a la falta de tiempo para completar la solidificación y el enfriamiento. En contraste, la DAZ (zona afectada por la difusión) está compuesta por fases secundarias con dos diferentes

morfologías en bloques y forma acicular, se reporta que la densidad de los mismos fue reduciéndose con el aumento en la distancia desde la articulación hasta la interfaz del sustrato.

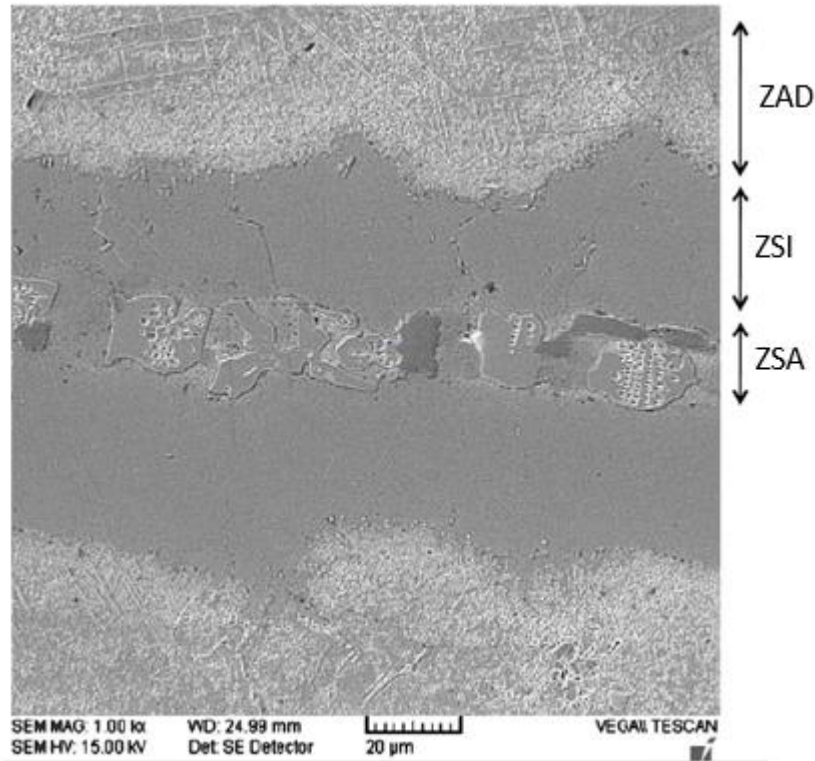


Figura 2. 9 Micrografía SEM de la unión hecha a 1050°C por 15 min. (14)

2.1.8 Fase líquida transitoria (TLP)

También llamado comúnmente soldadura brazing por difusión, es un proceso de unión que fue desarrollado para mejorar los procesos de unión existentes. Este proceso fue patentado por Paulonis en 1971, para superar las deficiencias de las actuales técnicas de unión en superaleaciones base níquel, las cuales contienen cantidades substanciales de aluminio y titanio, que las hacen susceptibles al agrietamiento en la zona afectada por el calor durante la soldadura por fusión (15). La principal ventaja de este proceso de unión, es que la unión resultante tiene un punto de fusión superior a la temperatura de tratamiento.

El proceso de unión TLP (brazing por difusión) implica los siguientes pasos: preparación de la muestra a unir (incluyendo la adición de un metal de aporte entre dos sustratos), calentamiento a la temperatura de tratamiento específica para producir un líquido en la región de unión, permanencia en la temperatura de tratamiento hasta que el líquido se haya solidificado isotérmicamente debido al cambio de composición por la difusión de elementos como el B y Si, y una homogeneización de la unión con un tratamiento térmico posterior adecuado. El proceso de unión generalmente se realiza en vacío o con una atmósfera inerte, (argón). (10)

2.1.8.1 Cinética de unión por TLP

La cinética de unión por TLP generalmente se divide en las siguientes etapas: fusión del metal de aporte, disolución del material de sustrato, solidificación isotérmica y homogeneización de la región de unión. (13)

A) Fusión: La región de unión (metal de aporte), se va calentando hasta que la temperatura de tratamiento se alcance. La temperatura de tratamiento generalmente se encuentra por encima del punto de fusión del metal de aporte, para asegurar su fusión completa y para aumentar la velocidad de difusión.

B) Disolución: Los dos principales efectos que disminuyen la masa fundida son: (1) difusión significativa de elementos aleantes del material de aporte hacia el sustrato antes de la fusión y (2) la penetración de líquido hacia los límites de grano. Demasiada fusión del sustrato por el metal de aporte líquido, puede tener efectos perjudiciales sobre la unión final, además de alargar el tiempo de solidificación isotérmica.

C) Solidificación: Durante el mantenimiento isotérmico, se difunden elementos del material de aporte hacia el sustrato, haciendo que la región del líquido disminuya progresivamente en espesor. La solidificación isotérmica se produce hasta que todo el líquido ha desaparecido. La unión final tiene una temperatura de fusión elevada en comparación con la temperatura de fusión del metal base (sustrato). El metal base también afecta la velocidad de solidificación, a menor

tamaño de grano mayor área interfacial, y produce una mayor velocidad de solidificación, debido a que el líquido (metal de aporte) penetra hacia los límites de grano (16) y (17)

D) Homogeneización: En la mayoría de los casos de unión TLP se continúa con un tratamiento térmico posterior a la unión aplicada en algún otro momento para homogeneizar la unión. Además, si la microestructura del material de sustrato es extremadamente sensible, esta etapa puede llevarse a cabo a una temperatura inferior.

2.1.8.2 Tiempo de la unión TLP

El tiempo depende principalmente del metal a unir (diagrama de fases, coeficientes de difusión, el tamaño de grano) y los parámetros experimentales (espesor de la cavidad, la temperatura de tratamiento). (19) La duración de cada etapa de TLP se encuentra dentro de los intervalos siguientes:

A) Calentamiento a la temperatura de tratamiento: Menos de un minuto a una hora aproximadamente; depende del método de calentamiento, la velocidad de calentamiento del horno, y las propiedades térmicas del material base.

B) Fusión del metal de aporte: menos de un segundo a varios segundos.

C) Refusión del sustrato: segundos a minutos.

D) Solidificación isotérmica: desde minutos hasta días.

E) Homogeneización: horas a días.

La solidificación isotérmica termina siendo la limitante y/o el control del tiempo requerido para una exitosa unión de TLP, aunque la etapa de homogeneización pueda tomar más tiempo. La homogeneización se puede realizar durante un tratamiento térmico posterior o se omite en algunos casos, incluso puede ocurrir una vez que la parte reparada se encuentra en servicio.

2.1.8.3 Espesor de la cavidad

Durante el calentamiento inicial, el metal de aporte difunde en los sustratos. La difusión en estado sólido aumentará a medida que aumenta la temperatura. Dependiendo de la velocidad de calentamiento y el espesor de la cavidad, se puede disminuir significativamente el ancho de la cavidad. De hecho, por una combinación de alta velocidad de difusión, calentamiento lento, y una ranura delgada, es posible que se difunda todo el material de metal de aporte en el sustrato antes de que se funda el metal de aporte, aunque esto raramente ocurre. Una reducción del tamaño de la cavidad, reduce la distancia de difusión que requiere para el tratamiento térmico, por lo tanto, reduce el tiempo requerido para que la unión obtenga una estructura similar como el metal base. (18)

2.1.8.4 Temperatura óptima de tratamiento

La temperatura de tratamiento está limitada por el material de sustrato. Sin embargo, si el material base permite flexibilidad en la selección de una temperatura de tratamiento, a dicha temperatura se puede estimar un tiempo mínimo de solidificación isotérmica (y por tanto el tiempo de unión)

Sin embargo, generalmente la experimentación es la única forma de descubrir esta relación entre temperatura y tiempo de tratamiento. La difusión incrementa con la temperatura, promoviendo un menor tiempo de solidificación isotérmica, aunque también un excesivo tiempo a la temperatura de tratamiento perjudica a la microestructura del metal base, al ser expuesto durante largos ciclos térmicos esto mencionado por Cheng (19)

2.1.8.5 Efecto de la composición

Comercialmente existen materiales de aporte, que contienen elementos como boro, silicio, fósforo o combinaciones de estos, que son depresores del punto de fusión. En el proceso de unión TLP, se prefiere el boro porque tiene una mayor difusividad, que los antes mencionados, además que una pequeña cantidad de boro es suficiente para disminuir el punto de fusión de manera significativa (20). Sin embargo, su baja solubilidad en el níquel, puede conducir a la formación de fases de boruros intermetálicos que son frágiles, y decrecen las propiedades de

la unión. También tiende a combinarse con el Cr, formando boruros (Cr_3B_4 y Cr_3B_5) que causan una disminución a la resistencia a la corrosión (20). El boro se segrega preferencialmente en los límites de grano, formando boruros que proporcionan propiedades favorables de ruptura por tensión, ya que disminuyen el deslizamiento del límite de grano durante la fluencia a temperaturas altas. Los boruros también inhiben el crecimiento del grano sobre los límites de grano (21).

2.1.8.6 Ventajas y desventajas de la unión por TLP

La ventaja más característica de TLP es que la unión resultante puede funcionar a la temperatura de tratamiento o temperaturas más altas; los materiales se unen a una temperatura igual o inferior a lo que la parte reparada experimentará en servicio. (20)

Otra ventaja es que la unión resultante con TLP tiene propiedades similares a las propiedades del metal base. Se produce poca fusión del metal base, en comparación con los procesos de soldadura de fusión. En un solo tratamiento se pueden realizar varias soldaduras. El líquido formado durante la unión por TLP llena los huecos en las superficies de contacto desiguales, y los procesos costosos de acabado son innecesarios. (15)

Sin embargo, la unión por TLP es una técnica de unión especializada que se puede llevar mucho tiempo y resulta costoso en comparación con otros métodos de unión. El tiempo requerido para la solidificación isotérmica y el tiempo de homogeneización, puede ser largo y no económico, para que no se formen compuestos intermetálicos. (19)

La unión por TLP no siempre es adecuada, específicamente cuando se forma una capa gruesa de compuestos intermetálicos en la unión que tienden a reducir su resistencia y ductilidad. Aunque muchas desventajas de TLP de unión pueden ser superadas por los parámetros de unión optimizados, el proceso de optimización a menudo requiere mucha experimentación. Sin embargo, en algunos casos, estos procesos de unión son los mejores o la única alternativa de unir materiales para aplicaciones especializadas.

2.2 Superaleaciones base níquel

Las superaleaciones son aleaciones de Ni, Fe-Ni y Ni-Co resistentes al calor, estas trabajan a temperaturas mayores a 537.7 °C con excelentes propiedades como resistencia a la fatiga, fluencia, corrosión y estabilidad metalúrgica y sus principales aplicaciones son partes calientes de motores de aviones, cámaras de combustión y en general en cualquier industria que demande una alta resistencia a la corrosión a elevadas temperaturas. (22)

Aun en la actualidad no existe un sistema de clasificación sistemática de aleaciones base níquel como lo existe para los aceros y aleaciones de aluminio. La mayoría de estas aleaciones son conocidas por sus nombres comerciales o por el número de aleación que asigna el productor de la aleación, sin embargo, reportes en la literatura (23), indican que las aleaciones base níquel a menudo se clasifican de acuerdo por su resistencia a la corrosión y a altas temperaturas. Además de ser resistentes a altas temperaturas, se subdividen bajo un diseño de resistencia a la corrosión a alta temperatura en ambientes oxidantes, con el fin de proveerle a la aleación una buena estabilidad térmica en servicio. Básicamente, en el diseño de componentes de aleaciones base níquel se considera la selección de elementos de transición ver Figura 2. 10, como son: Ni, Cr, Mo y Fe. En base al elemento principal o aleación, se clasifican con un número y una serie de connotaciones que designa las propiedades mecánicas o anticorrosivas relevantes. (1).

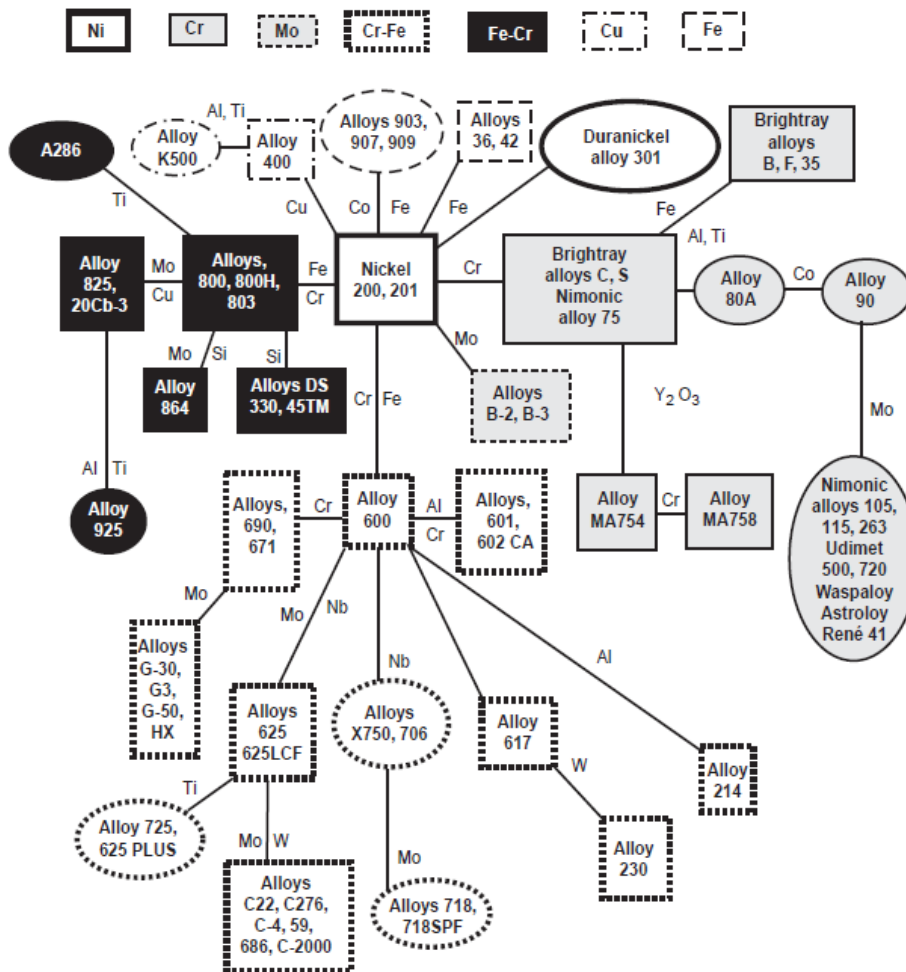


Figura 2. 10 Diagrama de flujo en el desarrollo de aleaciones de níquel. (24)

2.2.1 Clasificación de las aleaciones base níquel

Existen ramas dentro de las aleaciones base níquel las cuales son: (CRA y HTA)

Las CRA: (aleaciones resistentes a la corrosión) a temperaturas menores de 500°C. Las HTA: (aleaciones de altas temperaturas) en ambientes oxidantes a temperaturas mayores a 500°C se muestran en la Figura 2. 11. (24)

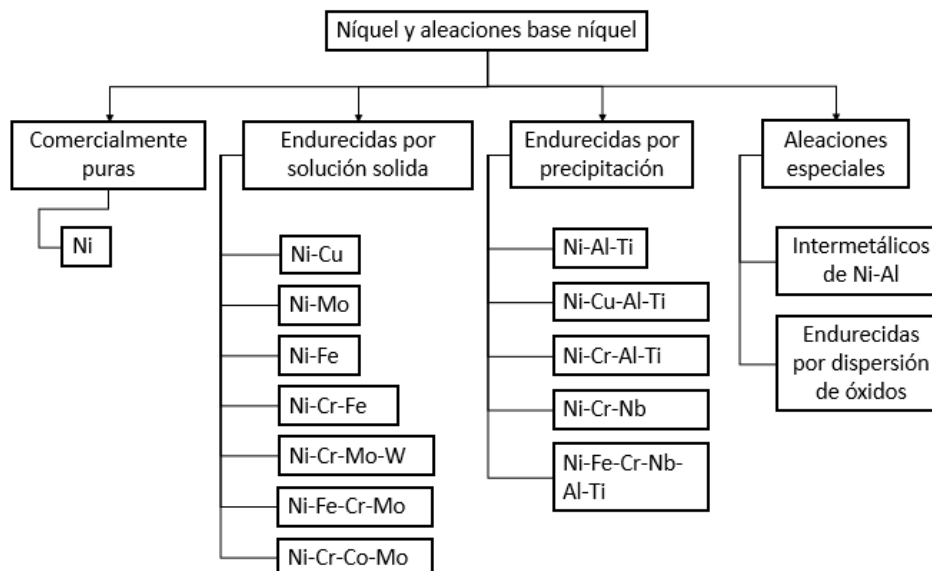


Figura 2. 11 Clasificación de las aleaciones base níquel. (1)

2.2.2 Efecto de los elementos de aleación

La mayoría de las superaleaciones base Ni tienen altos contenidos de Cr, y en menor contenido los elementos de Al, Ti y Co. La importancia de estos elementos es la formación de precipitados de alta estabilidad térmica y coherentes con la matriz. Otros elementos se adicionan en menores contenidos, con el fin de incrementar la resistencia mecánica a elevadas temperaturas mediante la formación de carburos y boruros, así como reducir el tamaño de la gamma prima (γ'): B, Zr y C. (24)

Los elementos formadores de γ se encuentran en los grupos V, VI, y VII de la tabla periódica los cuales difieren un 13.3% con respecto al diámetro atómico del Ni, los elementos formadores de γ' se encuentran en el grupo III, IV, V y difieren un 6.18%, los elementos que principalmente forman carburos son Cr, Mo, W, Ni, Ta y Ti y los elementos que separan el límite de grano son B, C, Zr los cuales difieren en un 20-27% con respecto a los átomos del Ni. (24)

En la Figura 2. 12 se aprecian algunos elementos utilizados en las aleaciones base níquel y sus efectos. (23)

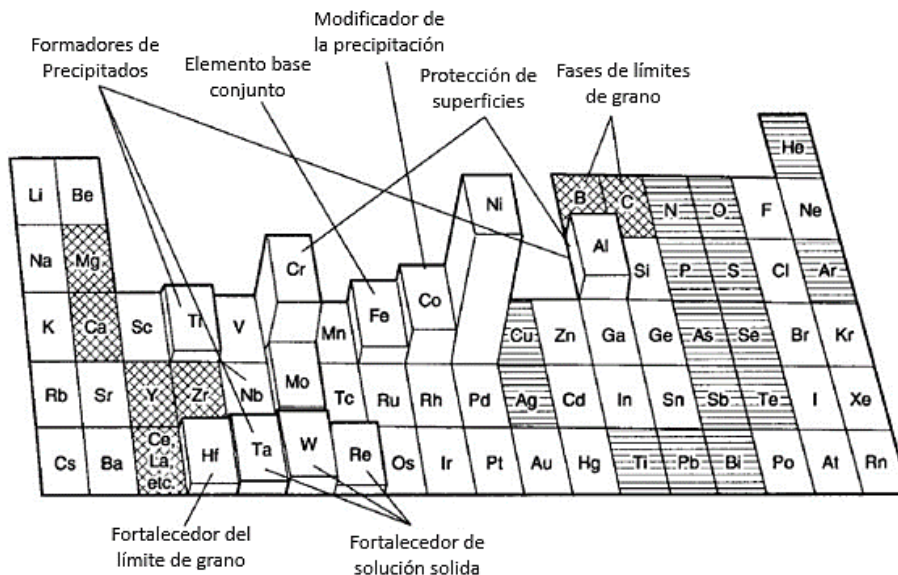


Figura 2. 12 Elementos utilizados en las superaleaciones base níquel, elementos perjudiciales indicados con líneas horizontales y elementos benéficos indicados con líneas entrecruzadas. (23)

Estas superaleaciones se producen ya sea por forjado, fundición y metalurgia de polvos las cuales son reforzadas por diferentes mecanismos de endurecimiento (precipitación o solución sólida). En la Figura 2. 13 se muestra una comparación de las propiedades de resistencia de los diferentes mecanismos de endurecimiento. (25)

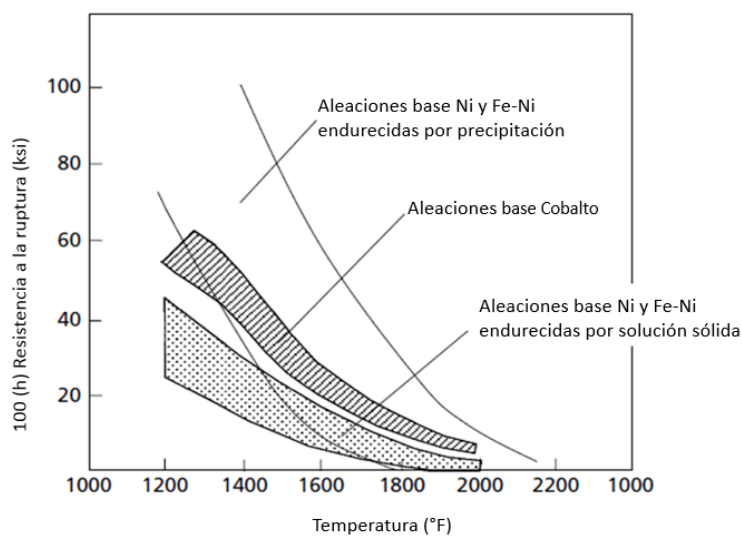


Figura 2. 13 Diferentes mecanismos de endurecimiento y resistencia a la ruptura. (25)

De acuerdo con R. Roger (26) existen 3 diferentes grupos los cuales propician la formación de ciertas fases. El primer grupo está compuesto por (Co, Fe, Cr, Ru, Mo, Re, W) estos propician la formación de la (γ), ya que los radios atómicos no son muy diferentes a los del níquel.

El segundo grupo está compuesto por (Al, Ti, Nb, Ta) estos promueven la formación de fases como $Ni_3(Al, Ta, Ti)$ conocido como (γ'), debido a que los radios atómicos son mucho mayores que el Ni. (25)

El tercer grupo está compuesto por (B, C y Zr) y tienden a segregar en los límites de granos de la fase γ debido a que los tamaños atómicos son muy diferentes. (25)

- La fase (γ) tiene una estructura FCC y en casi todos los casos forma una fase continua con la matriz donde residen los elementos del grupo 1.
- La fase (γ') forma precipitados que son coherentes con la matriz y es rica en elementos del grupo 2.
- Carburos y Boruros: el carbono presente en concentraciones hasta de 0.2% en peso se combina con elementos reactivos como el Ti, Ta y Hf formando carburos MC. Durante el proceso o servicio estos se pueden descomponer en $M_{23}C_6$ y M_6C los cuales residen en (γ), límites de grano y son ricos en Cr, Mo y W.

2.2.3 Microestructuras de las superaleaciones base níquel

Los componentes esenciales en las superaleaciones base níquel son el aluminio y/o titanio, con una concentración menor al 6%. Ambos elementos generan una estructura de dos fases, que consiste de la fase gamma (γ) que forma una matriz austenítica (FCC) y contiene un alto porcentaje de elementos en solución sólida como el Co, Cr, Mo y W. La otra fase es gamma prima (γ') que se encuentra distribuida al azar en forma de diferentes especies de átomos y precipitados con una estructura (FCC). Los átomos de níquel están en los centros de las caras y

los átomos de aluminio y titanio en las esquinas del cubo, conformando una fase intermetálica basada en $Ni_3(Al, Ti)$, este precipitado es de tipo A_3B donde A está compuesto por elementos electronegativos (Ni, Co, Fe) y B de elementos electropositivos (Al, Ti, Nb). Tienen un error de coincidencia del 0.1% con respecto de la matriz, por lo tanto, precipita de manera homogénea con baja energía superficial y una excelente estabilidad por periodos muy largos. Estos precipitados proporcionan la resistencia del material a temperaturas elevadas y su resistencia a la deformación. Otras fases presentes en este tipo de aleación, son los carburos del tipo M_6C y $M_{23}C_6$ que tienden a precipitar sobre los límites de grano y fases tipo TCP (topológicamente compactas) (μ , σ y Laves), que precipitan después de un servicio prolongado a temperaturas elevadas. (25) y (27)

La coherencia de (γ') con respecto a (γ) se mantiene a elevadas temperaturas y cuando se llega a temperaturas superiores de 705 °C la incoherencia se hace más grande y esto determina la morfología de (γ') con desajustes menores al 0.05% se producen precipitados de morfología esférica y con desajustes mayores los precipitados de (γ') son cúbicos. (25) Ver Figura 2. 14.

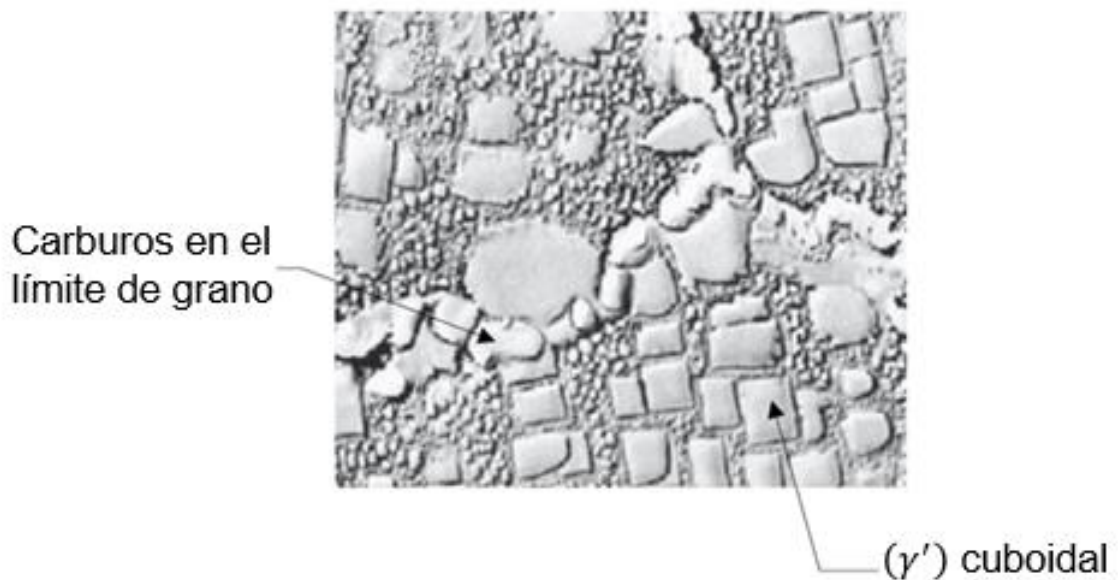


Figura 2. 14 Morfología de las fases en superaleaciones base Ni. (25)

A temperaturas mayores a 850 °C, la fase (γ') crece, debido a la coalescencia de las partículas grandes a expensas de las más pequeñas. Al disminuir la cantidad de partículas en la matriz queda mayor espacio disponible para el deslizamiento de las dislocaciones y menor cantidad de obstáculos para evitar su movimiento, lo cual ocasiona una pérdida de dureza y mayor deformación, esto se refleja en el decrecimiento de las propiedades mecánicas del material. Ver Figura 2. 15. (28)

Cuando se requiere más resistencia a temperaturas más bajas, las aleaciones pueden ser endurecidas con otra fase conocida como (γ''). Esta fase se presenta en superaleaciones base níquel con significantes adiciones de niobio (IN718) o vanadio; la composición de (γ'') es Ni_3Nb o Ni_3V .

La estructura cristalina de (γ'') está basada en una red tetragonal centrada en el cuerpo con un arreglo ordenado de átomos de níquel y niobio.

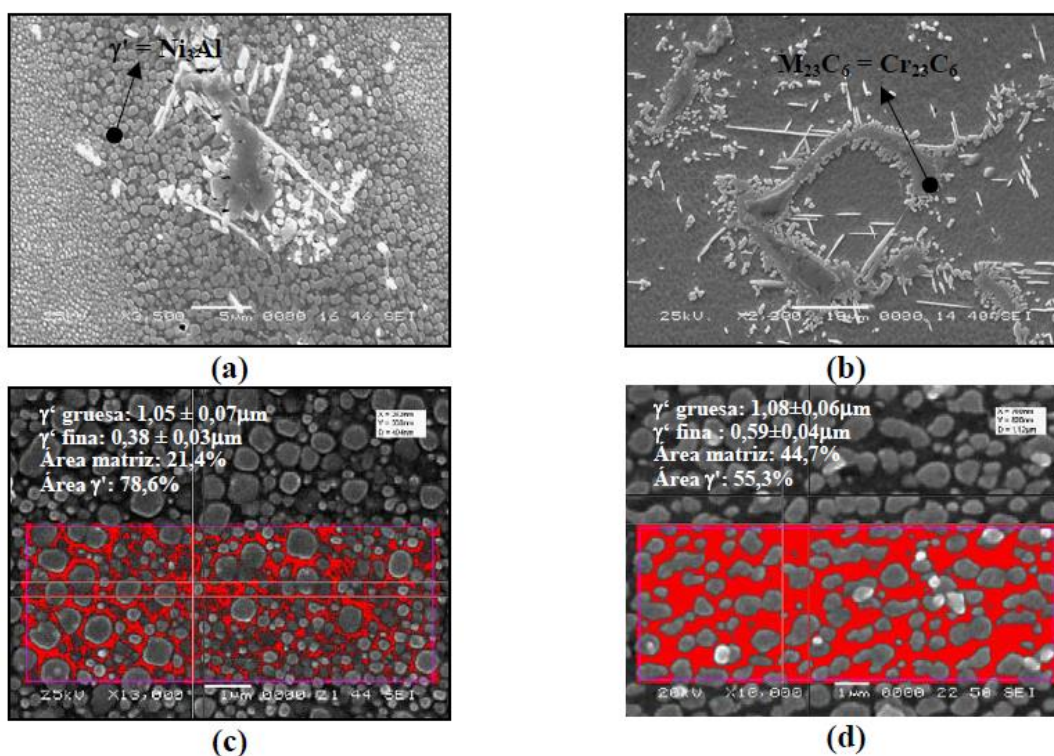


Figura 2. 15 Indicios de degradación: (a) Presencia de (γ'); (b) Presencia de carburos en los límites de grano; (c, d) Efectos del esfuerzo y la temperatura (70 ksi y 760 °C) en el crecimiento de (γ'). (28)

En la literatura (29) se menciona que los microconstituyentes observados en la gran mayoría de superaleaciones base níquel y hierro-níquel son muy similares, pero se hace énfasis en que todas las aleaciones base níquel tienen una matriz austenítica (γ) la cual es reforzada por endurecimiento por solución sólida y por carburos precipitados. En la Tabla 2. 1 se muestran fases más comunes su cristalinidad y una breve descripción:

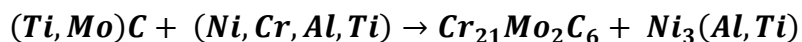
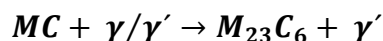
Tabla 2. 1 Principales fases y cristalinidad de las aleaciones base Ni. (29)

Fase	Estructura cristalina	Formula	Descripción
γ'	FCC	NiAl, $Ni_3(Al,Ti)$	Principal fase de endurecimiento en las aleaciones base níquel, varía ligeramente de tamaño con la red cristalina de la matriz austenítica (0 a 0.5%), su morfología es esferoidal o cuboidal y su tamaño varía con el tiempo de exposición a temperatura.
η	HCP	Ni_3Ti	Se encuentra en superaleaciones base Ni, Fe, Co con una relación elevada de Ti/Al, después de la exposición prolongada puede formar intergranularmente en una forma celular o como plaquetas aciculares en una estructura widmastaten
γ''	BCT	Ni_3Nb	Principal fase endurecedora en la aleación Inconel 718, γ'' son precipitados en forma de disco, son coherentes con la matriz y se forman en los planos (100) con un diámetro aproximado a 600 Å y espesor entre 50-60 Å
Ni_3Nb	Ortorrómbica	Ni_3Nb	Es observado en el Inconel 718 tiene forma acicular cuando se forma entre 815 y 980°C y se forma por la reacción de envejecimiento a bajas temperaturas y por precipitación intergranular
MC	Cubica	TiC, NbC, HfC	la característica principal es que los carburos de titanio tienen cierta solubilidad en el Ni, Zr y Mo, la composición es variable y aparecen como partículas globulares de forma irregular
μ	Romboédrica	Co_7W_6	Se observa generalmente en aleaciones con altos niveles de Mo o W, aparece como plaquetas gruesas de Widmanstatten a elevadas temperaturas
σ	Tetragonal	FeCr, FeCrMo, CrCo, CrNiMo	Se encuentra en superaleaciones base Fe-Co y con menor frecuencia en aleaciones base Ni, aparece en forma de glóbulos dispersos en ocasiones alargados, estos son formados después de largas exposiciones al calor

2.2.3.1 Morfología y degeneración de carburos MC, M₂₃C₆, M₆C

En las superaleaciones base níquel, los carburos tienden a aparecer en los límites de grano. Los carburos más comunes son el MC, M₂₃C₆, M₆C y raramente el M₇C.

El carburo más estable encontrado en las superaleaciones base Ni es el carburo MC, donde M representa al elemento Ti, aunque parte de éste puede ser sustituido por Nb, Ta, W y Cr, dependiendo de la composición de la aleación. Como casi todas las superaleaciones base Ni contienen Ti y W, el carburo MC puede estar basado en el TiC o en el WC. Durante el servicio prolongado los carburos del tipo MC se descomponen en carburos ricos en cromo (M₂₃C₆). La descomposición del carburo MC ocurre por difusión del carbón hacia la matriz (γ) y (γ'), resultando en la formación de carburos del tipo M₂₃C₆ cerca de la interfase carburo/matriz. La descomposición del MC puede ser expresada por la reacción:



La reacción anterior ocurre aproximadamente a una temperatura de 980 °C, pero también se ha observado a una temperatura de aproximadamente 760 °C. El M₂₃C₆ tiene un efecto significativo sobre las propiedades de las aleaciones base Ni. Su ubicación crítica (límites de grano) promueve la resistencia a la ruptura a través de la inhibición del deslizamiento de los límites de grano. Sin embargo, la falla por ruptura puede iniciar por fractura de estas partículas.

2.2.3.2 Fases tipo TCP

Las superaleaciones contienen altos niveles de elementos refractarios tales como Mo, W, Re y Ta, con el fin de incrementar la resistencia a la termofluencia y resistencia a la ruptura. Estos elementos actúan como reforzadores en solución sólida tanto en la matriz (γ) como en la fase (γ'). Niveles elevados de estos elementos pueden hacer a la superaleación más propensa a la formación de fases tipo TCP. La fase σ es la más común en las superaleaciones base níquel

y tiene efectos perjudiciales sobre la ductilidad, resistencia al impacto y fatiga térmica.

2.2.4 Principales tratamientos térmicos aplicados en superaleaciones base Ni

En las superaleaciones base níquel los tratamientos térmicos son prolongados y con bajas susceptibilidades de transformaciones alotrópicas. Las transformaciones ocurren mediante el endurecimiento por precipitación de carburos o por (γ'), pero se debe tener demasiado cuidado con el contenido de azufre, ya que el níquel tiene mucha afección por éste elemento.

Se menciona que si en el material ocurre la fragilización por el azufre no existen técnicas para recuperar el material afectado. (30)

Debido a que el níquel tiene muy poca solubilidad en el carbono en estado sólido es muy común utilizar estos materiales en hornos de cementación.

Los tratamientos térmicos utilizados para las superaleaciones son empleados para disminuir la dureza y homogeneizar la microestructura del material por recocido, o para aumentar su resistencia mecánica por solución sólida, precipitación etc. El envejecido se aplica para mejorar las propiedades, reducir los esfuerzos internos y se realiza a temperaturas menores que el recocido, sin embargo, este tratamiento térmico puede ser perjudicial por la precipitación de carburos indeseables. (25)

2.2.4.1 Tratamiento térmico de recocido

El recocido completo se utiliza para homogeneizar la microestructura mediante la recristalización y, obtener bajas durezas tanto en el cordón de soldadura como en el metal base. Así mismo, reducir los esfuerzos internos después de la soldadura. Se lleva a cabo entre 955° y 1120 °C por 5 y 20 min. Seguido de un enfriamiento rápido hasta los 650° y 870 °C para evitar la precipitación o crecimiento de carburos secundarios.

Casi todas las superaleaciones forjadas son conformadas en frío y, en consecuencia, requieren un tratamiento térmico de recocido intermedio para evitar el agrietamiento incluso para trabajos en caliente. (25)

A continuación en la Figura 2. 16 Micrografía de IN-738 atacada químicamente con H_2SO_4 . se muestra una micrografía referente a la literatura (30) donde se observan las fases de una pieza recocida de IN-738 a $1120\text{ }^\circ\text{C}$ durante 2 horas y un enfriamiento hasta los $845\text{ }^\circ\text{C}$ esta temperatura se mantuvo durante 24 horas, lo que se observa son partículas de γ' elipsoidales en una matriz γ , las partículas más pequeñas son formadas durante el enfriamiento.

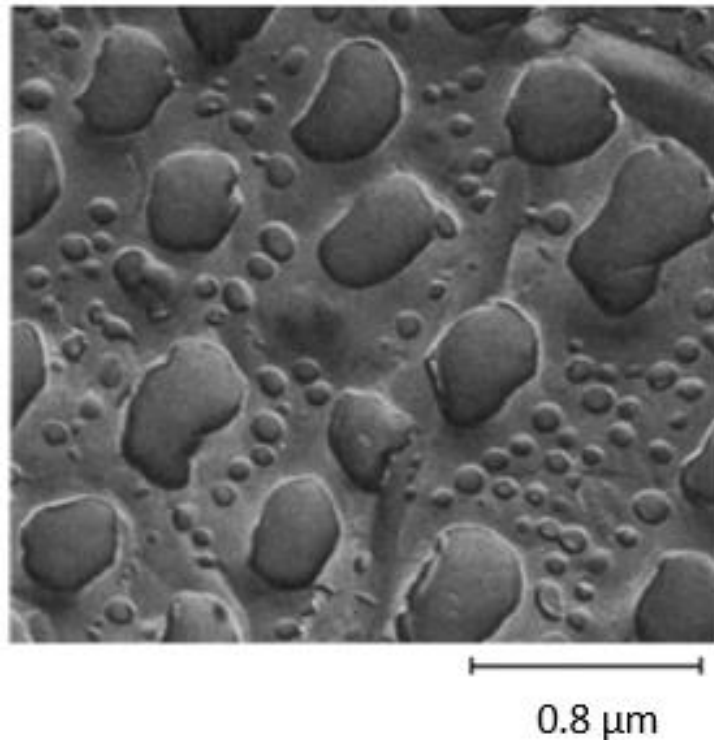


Figura 2. 16 Micrografía de IN-738 atacada químicamente con H_2SO_4 . (30)

2.2.4.2 Endurecimiento por solución sólida

El endurecimiento por solución sólida se aplica bajo el principio de que todos los carburos secundarios están disueltos en la matriz, es decir, la microestructura consiste en carburos primarios dispersos en la matriz y límites de grano libres de carburos. Por lo tanto, cuando se encuentra a elevadas temperaturas los

carburos secundarios precipitan en el límite de grano proporcionando la alta resistencia a elevadas temperaturas.

Este se realiza en un rango de temperaturas de 1052° y 1232 °C seguido de un enfriamiento rápido a la temperatura de solución para reducir la precipitación de carburos prematuros debido a que el carbono está en un estado de sobresaturación.

La respuesta del material con respecto al tratamiento depende de la energía interna almacenada que existe en el material, si esta es menor al 10% no habrá un endurecimiento homogéneo debido al crecimiento anormal del grano. (25)

2.2.4.3 Endurecimiento por precipitación

Para las superaleaciones el endurecimiento por precipitación es otro tratamiento térmico. El material es tratado térmicamente por solución y después envejecido para obtener mejores propiedades mecánicas en el cordón de soldadura como en el metal base. Este tratamiento se lleva a cabo entre 982° y 1232 °C. En algunos casos para aleaciones monocristalinas se llega hasta los 1315 °C. El tratamiento por solución se lleva a cabo por encima o por debajo de la temperatura de solvus. Depende de la microestructura y aplicación final, ya que a elevadas temperaturas crecen excesivamente los granos y se vuelven gruesos los carburos e intermetálicos. A temperaturas inferiores se obtienen granos finos que mejoran las propiedades de fatiga y tracción. El descenso de la temperatura debe ser muy rápida para conservar la solución sobresaturada y, el subsecuente envejecido llevarlo a cabo entre 871° y 982 °C por 4-32 h. El envejecido permite las precipitaciones de carburos y gamma prima para obtener una mejor distribución de las mismas, esto involucra la aplicación final de este tratamiento para incrementar la termofluencia y esfuerzo a la rotura a elevadas temperaturas. En resumen, las rápidas velocidades de enfriamiento a bajas temperaturas forman granos finos de (γ'). (25)

2.2.4.4 Relevado de esfuerzos

La tensión residual en uniones de superaleaciones base Ni puede ser indeseable ya que estas aleaciones se utilizan a elevadas temperaturas donde el alivio de la tensión residual puede ocurrir en servicio y esto puede llevar a una inestabilidad dimensional o a la formación de fases indeseables.

El relevado de esfuerzos en la mayoría de las aleaciones base Ni se lleva a cabo en un intervalo de temperaturas de 700° y 900 °C, donde el tiempo de la temperatura debe ser controlado para evitar el crecimiento excesivo del grano en el metal base. (1)

En las aleaciones endurecidas por solución sólida se presentan tensiones residuales. Por lo tanto, para aliviar estos esfuerzos internos se requiere de una cuidadosa regulación del tiempo y temperatura a la que se someterá el material para reducir estos esfuerzos internos, esto dependerá de la aplicación final de la pieza. (30)

2.2.4.5 Endurecimiento por envejecido

La adición del Nb, Al, Si, Ti y algunos otros elementos de aleación de las superaleaciones base níquel por separado o en combinaciones produce una respuesta apreciable en el endurecimiento por envejecimiento. El efecto depende de la composición química del material y la temperatura del tratamiento térmico debido a la precipitación de partículas sub-microscópicas en todos los granos, por esto se produce un incremento en la dureza y resistencia del material.

2.2.4.6 Tratamiento de disolución

La fracción de (γ') disminuye con el incremento en la temperatura. Este fenómeno se usa con el objetivo de disolver la fase (γ') a una temperatura suficientemente alta (un tratamiento de solución) seguido por un envejecido a baja temperatura con la finalidad de generar una dispersión fina y uniforme de los precipitados. El tratamiento térmico de solución determina no solamente la cantidad de fase (γ') que se disuelve, sino también el tamaño de grano de la fase

(γ). El tamaño de grano llega a ser grueso si (γ') se disuelve ya que se pierde el efecto de los precipitados en inhibir el movimiento de los límites de grano.

La figura (a) muestra una microestructura de una aleación que ha sido tratada a una temperatura un poco más abajo que la temperatura de solvus y en la Figura 2. 17 Micrografías de aleaciones que han sido tratadas térmicamente. (b) una micrografía de una microestructura a una temperatura más arriba que la temperatura de solvus, en donde se observa claramente el crecimiento de grano con ese último tratamiento. (28)

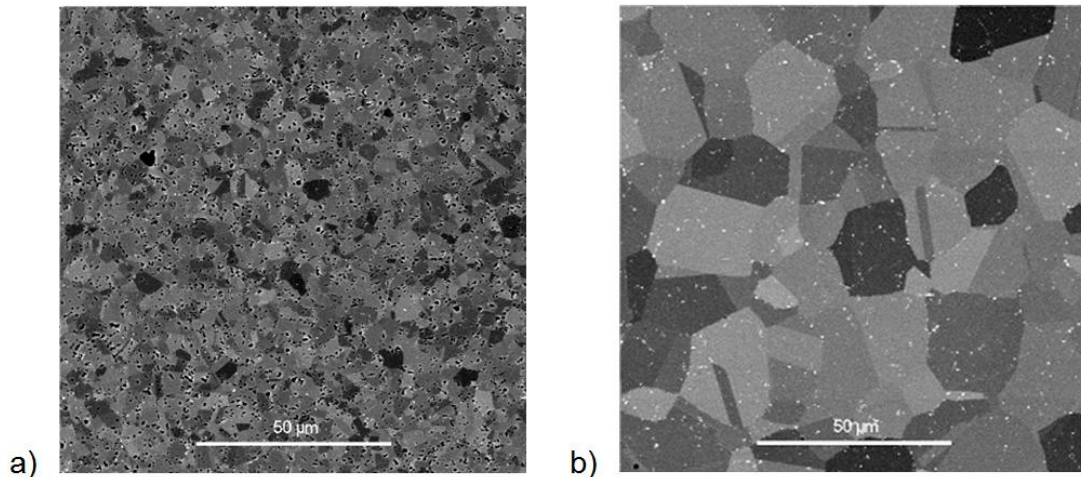


Figura 2. 17 Micrografías de aleaciones que han sido tratadas térmicamente. (28)

Un tratamiento térmico a temperaturas elevadas permite a toda la fase (γ') entrar en solución y con el envejecido precipitar en forma fina. Los álabes de turbinas son usados en aeromotores y turbinas de gas en regiones donde la temperatura excede los 400 °C.

2.2.5 Características de la aleación Waspaloy

Esta superaleación base níquel tiene una excelente resistencia mecánica y buena resistencia a la corrosión a temperaturas de 650°C. Contiene elementos que incrementan sus propiedades mecánicas y anticorrosivas como: Cr, Co y Mo. Además, contiene Al y Ti que incrementan la dureza por envejecimiento artificial.

Este tipo de aleaciones son especialmente utilizadas en componentes del motor de turbinas de gas, y otras aplicaciones que requieren una alta resistencia mecánica y resistencia a la corrosión a altas temperaturas. (31)

De acuerdo con DuPont *et al.* (1) la superaleación Waspaloy es considerada una aleación endurecida por precipitación la cual contiene muchas de las fases secundarias que tienen las aleaciones endurecidas por solución sólida, con una matriz austenítica (FCC) pero se diferencian por el fortalecimiento de gamma prima (γ') con estequiometría $Ni_3(Al,Ti)$ y gamma doble prima (γ'') con estequiometría $Ni_3(Nb)$. La característica más importante de estas aleaciones es la gran capacidad para retener sus propiedades mecánicas a elevadas temperaturas por la formación de precipitados (γ'), el desajuste con respecto a la matriz juega un papel muy importante ya que con desajustes angulares mayores la energía de deformación aumenta y del enfriamiento depende la morfología de la fase final.

2.2.5.1 Composición química

A continuación, se muestra la composición química del Waspaloy en porcentaje de peso de acuerdo a la designación UNS No. N07001.

Tabla 2. 2 Composición química de la aleación Waspaloy. (26)

Composición química (% e.p.)								
Elemento	Cr	B	Al	Ti	Mo	Co	C	Ni
	19.5	0.006	1.3	3	4.3	13.5	0.08	Balance

Cada uno de los elementos de aleación del Waspaloy confiere diferentes propiedades solo por mencionar algunos: el Cr mejora la resistencia a la oxidación y sulfuración, así como la resistencia a la corrosión en ambientes acuosos. El (Al) mejora notablemente la resistencia a la oxidación y sulfuración, y es un componente de endurecimiento por envejecimiento artificial. El C aumenta la resistencia a altas temperaturas por formación de carburos de alta

estabilidad térmica (MoC, TiC) y el Mo aumenta la resistencia a la termofluencia a altas temperaturas, así mismo, reduce la resistencia a la oxidación. (23)

2.2.5.2 Propiedades mecánicas

El Waspaloy es un material con excelentes propiedades mecánicas a altas temperaturas y tiene la capacidad de trabajar hasta temperaturas de 700 °C por 10,000 horas bajo esfuerzos de tensión de 300 MPa siendo que para turbinas de aviones de gas se requieren solo 100 MPa a 700 °C. Ver Figura 2. 18 Variación del esfuerzo de tensión y elongación en función de la temperatura de una aleación Waspaloy.

K. Minn *et al.* (32) Establecen que bajo un ensayo de pruebas a tensión del Waspaloy a 760 °C, la resistencia mecánica se mantiene constante y posteriormente disminuye a temperaturas mayores de 760 °C debido a la disolución de la fase γ' .

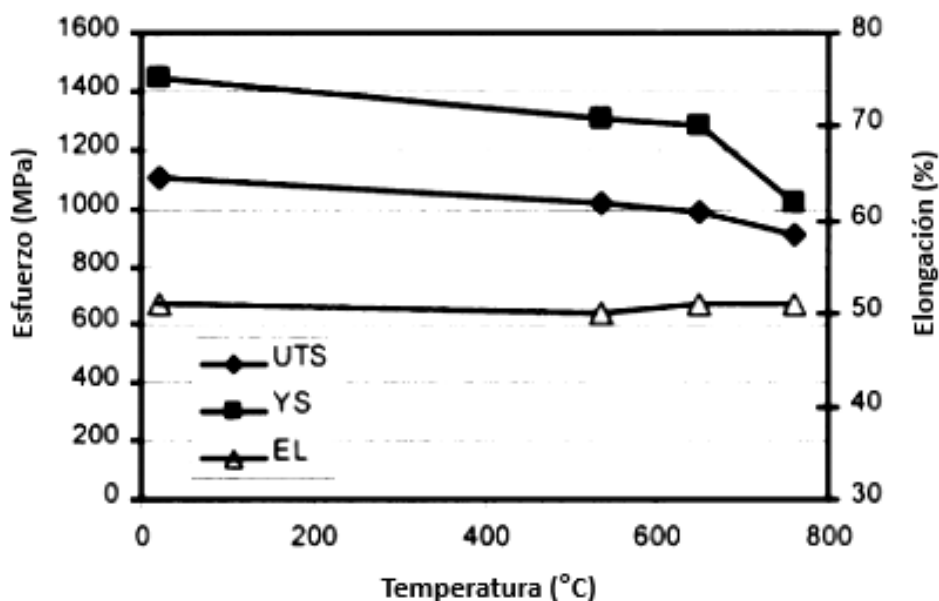


Figura 2. 18 Variación del esfuerzo de tensión y elongación en función de la temperatura de una aleación Waspaloy. (32)

Comparativamente en la Figura 2. 19 se muestran las propiedades mecánicas de la aleación Waspaloy a 1000 °C y corroborando los datos obtenidos por K. Minn *et al.* (32) se ilustra que las propiedades de tensión disminuyen a 200 MPa y el porcentaje de elongación aumenta.

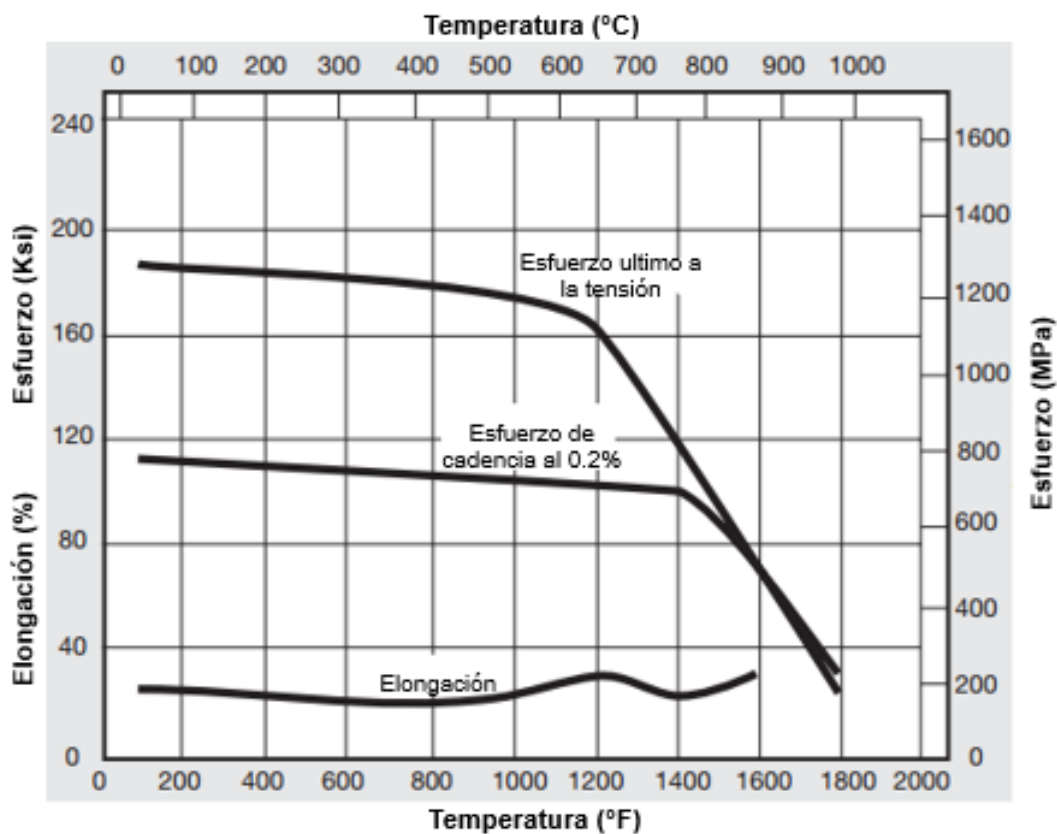


Figura 2. 19 Propiedades mecánicas típicas del Waspaloy. (33)

2.2.6 Aleación Inconel 738

Este material es una aleación base Níquel, resistente a la oxidación con algunos otros elementos de aleación como (Al, Cr, Nb y algunos otros). Esta aleación es de gran interés en el sector aeronáutico ya que tiene un coeficiente de expansión mucho menor que la aleación IN-718, además tiene una excelente resistencia a la oxidación hasta temperaturas de 704 °C, baja densidad en comparación con otras aleaciones y es más fácil de maquinar. (34)

Las propiedades mecánicas de la gran mayoría de superaleaciones base níquel dependen de la precipitación de la fase (γ'). El Inconel 738, es una aleación base níquel reforzada por precipitación de fase (γ'), precipitados en forma cuboidal o esférica. El reforzamiento obtenido por la fase (γ') en el IN-738 dependerá del tamaño, forma y volumen de los precipitados en función de las temperaturas de envejecimiento y velocidades de enfriamiento. (35)

2.2.6.1 Composición química

A continuación, se muestra la composición química de la aleación Inconel 738 de acuerdo con la UNS R30783.

Tabla 2. 3 Composición química de la aleación Inconel 738. (26)

Composición química (% e.p.)												
Elemento	Cr	B	Zr	Al	Ti	Mo	Co	C	Ta	Nb	W	Ni
	16	0.01	0.05	3.4	3.4	1.75	8.5	0.11	1.7	0.9	2.6	Balance

Los diferentes elementos de aleación mejoran las propiedades de esta aleación como el Cr mejora la resistencia a la oxidación y sulfuración, por debajo del 18% mejora la resistencia a los halógenos y haluros de alta temperatura e incrementa la resistencia a la oxidación en solución acuosa. El Co mejora la resistencia mecánica a altas temperaturas y la resistencia a la oxidación. El Al incrementa la resistencia a la oxidación, sulfuración y es un componente de endurecimiento por envejecimiento. En el caso del Ti en exceso forma óxidos de titanio y disminuye la mojabilidad en el proceso brazing, no obstante se adiciona para promover la (γ'). (23)

2.2.6.2 Propiedades mecánicas

En la Tabla 2. 4 se muestran las propiedades mecánicas a diferentes temperaturas. Se observa una variación en el esfuerzo y en la elongación de 21° a 704 °C debido al ablandamiento de la aleación.

Tabla 2. 4 Propiedades mecánicas Inconel 738. (34)

Temperatura		Esfuerzo de cedencia	Esfuerzo ultimo a la tensión	Elongación	Reducción de área
(°F)	(°C)	(MPa)	(MPa)	(%)	(%)
70	21	779	1194	24	44
800	427	717	1076	25	42
1000	538	686	1034	25	46
1200	649	683	979	28	39
1300	704	607	807	39	64

En la Figura 2. 20 se muestra el comportamiento de la resistencia a la fractura en la aleación Inconel 738 a diferentes temperaturas. Se observa que la vida del material se reduce drásticamente para las temperaturas de (649 °C y 704 °C por 1500 y 2000 horas) respectivamente. A temperaturas menores de 600 °C tiene una vida superior a las 10000 horas.

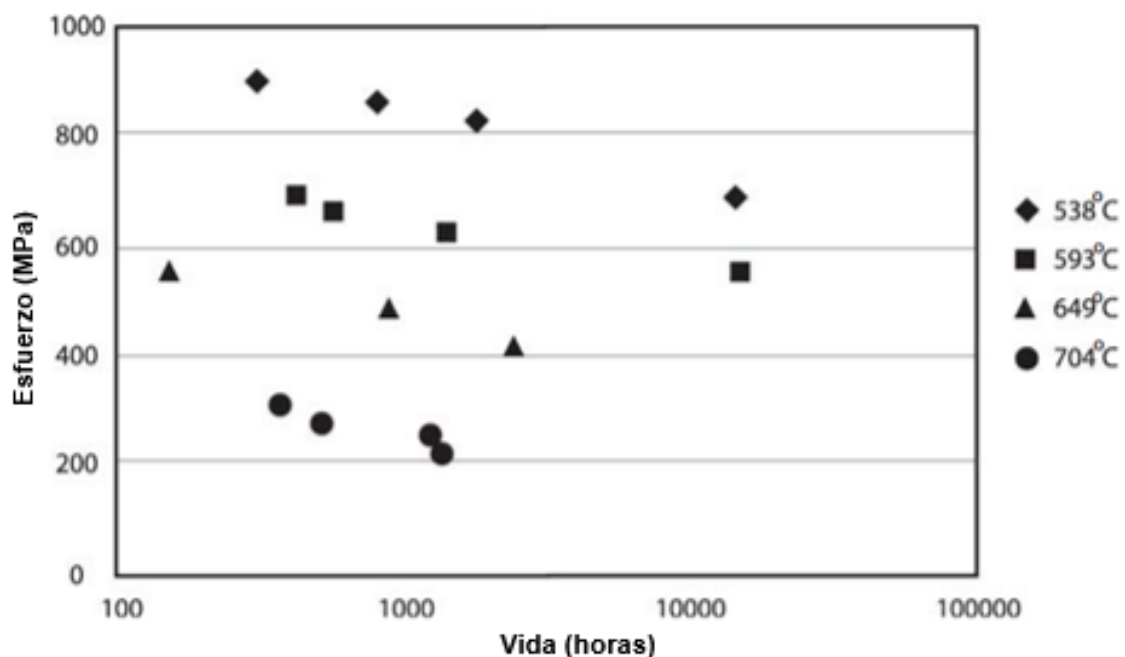


Figura 2. 20 Variación del esfuerzo a la fractura en función de la temperatura y vida útil de servicio de una aleación Inconel 738. (34)

2.2.6.3 Fases y sus efectos

La superaleación Inconel 738 tienen diversas fases con diferentes características físicas y mecánicas en la Figura 2. 21 se aprecia la microestructura principal que es un eutéctico (γ') mostrado en (A), en forma de $Ni_3(Al,Ti)$, con carburos dispersos mostrado en (B) con una matriz austenítica que está en solución sólida (γ).

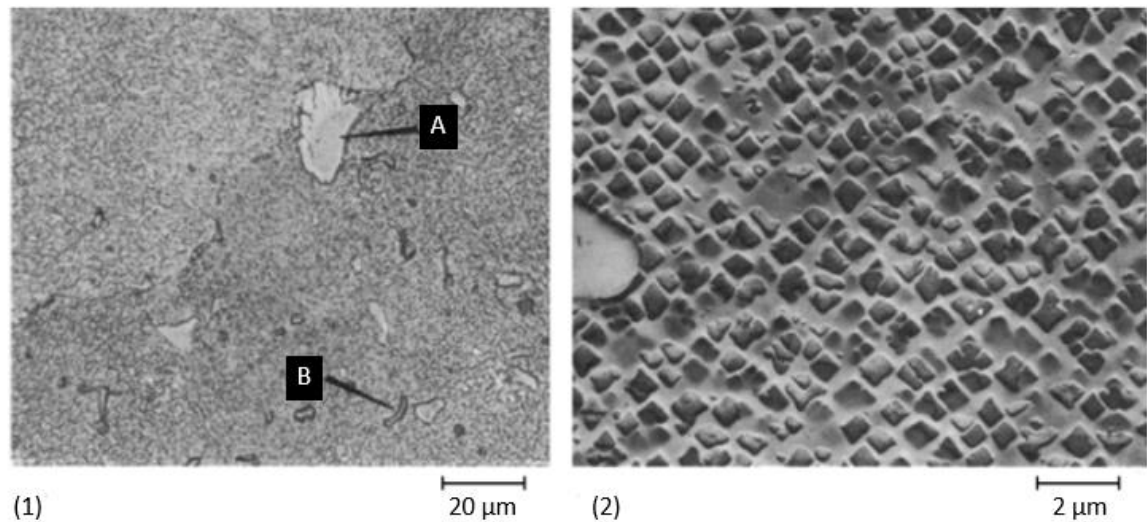


Figura 2. 21 Micrografía del IN-738 con magnificación de 500x, (2) muestra una réplica de la micrografía 1 donde se observa la fase primaria con carburos dispersos en una matriz de solución sólida a 5000x.

2.3 Principales materiales de aporte

Para obtener uniones satisfactorias el uso de materiales de aporte es muy importante ya que el mismo debe poseer características básicas como la capacidad de formar uniones fuertes con propiedades mecánicas, físicas y químicas adecuadas para la aplicación, intervalo de fusión adecuado y no presentar el fenómeno de licuación. (36)

Esto se reafirma por Huang *et al.* (37) donde se menciona que el metal de aporte debe proporcionar la fuerza capilar, actuar como retenedor en el gap durante el proceso y suministrar un disipador de B o Si para reducir la fases frágiles.

Los materiales de aporte existen en diferentes presentaciones (varilla, alambre, tira, preformas, polvos, pastas, cintas, etc.) y son clasificados dependiendo si son aplicados cuando la junta ha sido calentada o antes de ser pre-calentada. La (AWS) A5.8 reporta los metales de aporte en 7 clasificaciones basada en el principal elemento de composición química (Al, Mg, Cu, Ag, Au, Ni y Co).

De acuerdo con la literatura (9) en la tabla 3.2 se indican las combinaciones posibles para la unión de materiales base níquel donde se muestra que los materiales de aporte más afín son (BNi, BCu, BAg y BAu). En este estudio se pretende utilizar BNi-2 o BNi-9 ya que son compatibles con el metal base, tienen una alta resistencia a la corrosión y un excelente comportamiento a elevadas temperaturas.

2.3.1 Material de aporte BNi-2

El metal de aporte BNi-2 se emplea para uniones de aleaciones base níquel debido a su excelente resistencia a la corrosión y oxidación. Es ampliamente utilizado en la unión de equipos de alimentos, componentes de motores, componentes de las plantas nucleares y aeronáutica entre otras y, tiene un rango de temperatura de sólidos-líquidos de (971° - 999 °C), respectivamente. (9)

A continuación, se muestra la composición química del BNi-2 de acuerdo a la AWS 5.8:

Tabla 2. 5 Composición química de BNi-2. (9)

Composición química (% e.p.)														
Elemento	Ni	Cr	B	Si	Fe	C	P	S	Al	Ti	Zr	Co	Se	Otros elementos
	Balance	6.0-8.0	2.75-3.50	4.0-5.0	2.5-3.5	0.06	0.02	0.02	0.05	0.05	0.05	0.1	0.005	0.5

2.3.2 Material de aporte BNi-9

El metal de aporte BNi-9 es un material compuesto en su mayor parte por Níquel, Cromo y Boro. El boro es un elemento que activa el proceso difusivo para la formación de boruros de cromo. Por otra parte, el cromo permite formar un eutéctico que evita el fenómeno de licuación, por lo tanto, coadyuva a la unión de

secciones más gruesas que requieren de una velocidad de calentamiento más lento. (36)

A continuación, se muestra la composición química del BNi-9 de acuerdo a la AWS 5.8:

Tabla 2. 6 Composición química de material de aporte BNi-9. (36)

Composición química (% e.p.)													
Elemento	Ni	Cr	B	Fe	C	P	S	Al	Ti	Zr	Co	Se	Otros elementos
	Balance	13.5-16.5	3.25-4.0	1.5	0.06	0.02	0.02	0.05	0.05	0.05	0.1	0.005	0.5

2.3.3 Generación de precipitados e intermetálicos

En el trabajo desarrollado por Pouranvari *et al.* (13) se analizan los efectos de la temperatura de unión en las características microestructurales con especial énfasis en los precipitados de la zona afectada por la difusión (DAZ) y el tiempo requerido para completar la solidificación isotérmica (TIS) durante la TLP en la unión de la superaleación base Níquel (GTD-111) con metal de aporte (MBF-30) en forma de lámina amorfa con espesor de 25.4 μm , soldado en horno con vacío de 10^{-4} torr, temperaturas de (1100°, 1150° y 1180 °C) y tiempos de unión de (30, 45, 60, 75 y 125) min donde los resultados muestran que para las uniones realizadas a 1150 °C durante 30 min se obtuvieron estructuras eutécticas muy similares a las de las pruebas a 1100 °C, en cuanto a las pruebas realizadas a 1180 °C la línea central está compuesta por el eutéctico (γ/γ') y una fase intermetálica, el análisis EDS de la fase intermetálica reveló que son boruros ricos en Cr como se ilustra en la Figura 2. 22

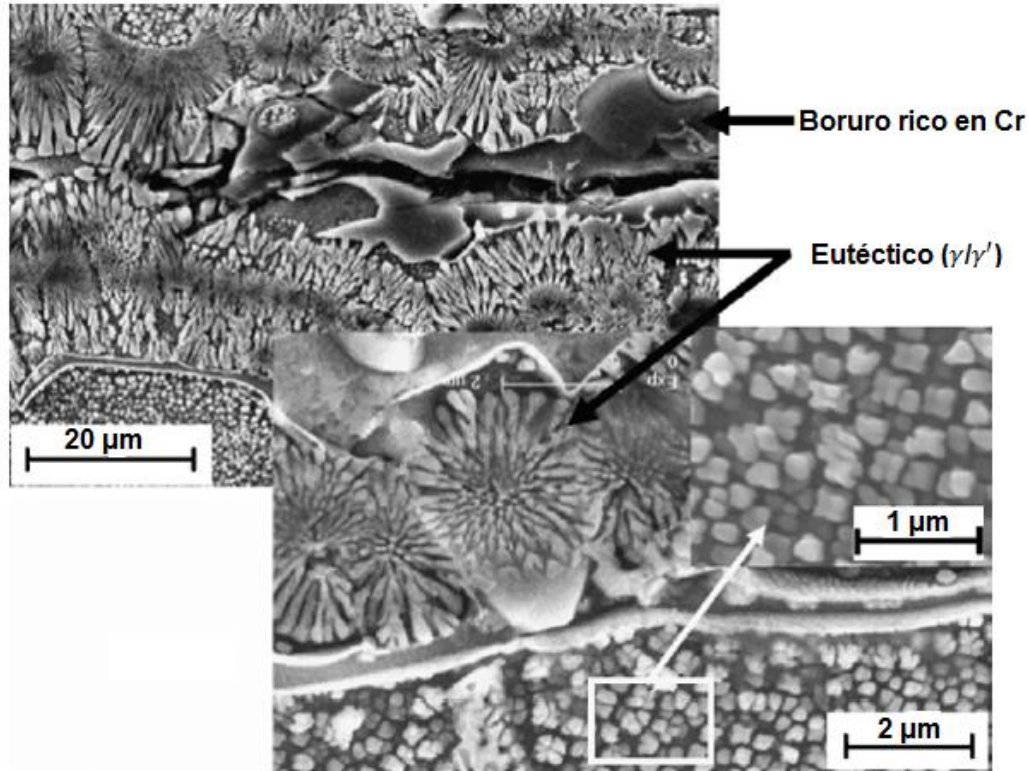


Figura 2. 22 Microestructura de la línea central de la unión realizada a 1180 °C durante 30 min.

Se menciona que la microestructura de la interfaz ISZ/ASZ indica una fracción de alto volumen de (γ') en la matriz (γ).

Un aspecto de gran importancia es que en las pruebas realizadas a 1180 °C revelan la ausencia de precipitados secundarios (boruros de Cr), en la DAZ, pero existe precipitación de boruros en la región de sustrato, debido a la difusión de B en el metal base (BM) durante la solidificación isotérmica, la baja solubilidad y bajo coeficiente de partición del B en sustratos de base Ni resultaron en la formación de fases intermetálicas dentro de la estructura eutéctica de ASZ, por lo tanto, deducen que la microestructura conjunta y velocidad de solidificación isotérmica a 1100° y 1150 °C está dominado por la difusión del B y para la temperatura de unión de 1180 °C, la microestructura de la ASZ se controla por la segregación de elementos de aleación del BM particularmente Ti y Cr.

2.4 Efecto del gap en la microestructura de uniones por brazing

La separación de la unión, es un factor importante en el desempeño mecánico de una junta de soldadura. Una junta cuya separación sea demasiado estrecha puede impedir el flujo del material de aporte líquido, mientras que una separación muy grande pueda que impida el efecto de la acción capilar, dejando vacíos y una distribución no homogénea del metal de aporte. La separación óptima varía aproximadamente desde 0.025 mm hasta 0.25 mm, que garantiza una buena penetración del metal líquido gracias a la acción capilar de las superficies a ser soldadas. (38)

En la investigación realizada por Bakhtiari y Ekrami (39) fueron estudiados los efectos en la microestructura y propiedades mecánicas en un rango de tiempo de 1, 5, 15 y 30 minutos con aberturas de unión de (25, 50, 75 y 100 μm) en la superaleación base Co (FSX-414) con metal de aporte MBF-80 en forma de lámina amorfa, las pruebas fueron realizadas en cupones de 10*10*5 mm y soldado por brazing en un horno de vacío a una temperatura de 1150 °C y presión de vacío de 10^{-4} Torr, después de dejaron enfriar hasta temperatura ambiente dentro del horno.

En los resultados se reportan fases eutécticas en la línea central de las articulaciones hechas a 1150 °C durante 1 min, con abertura de unión (gap) de 50 μm . Estas fases las caracterizaron como boruros ricos en níquel y cromo incluyendo Boruros de (Ni_4B_3 , Cr_5B_3 y Cr_2B), el tiempo insuficiente para la difusión del Boro en la capa intermedia del metal líquido al metal base causa la formación de estos boruros durante la solidificación atérmica. Las fases de la zona afectada por la difusión (DAZ) de estas articulaciones pueden ser boruros de Ni-Cr, boruros de Cr-Co o de los intermetálicos de sistema de Co-B.

Se menciona que el aumento del tiempo de unión a 5 min causó la solidificación isotérmica completa en uniones con gap de 25 μm y 50 μm , estas uniones se mostraron libres de eutécticos. Ver Figura 2. 23

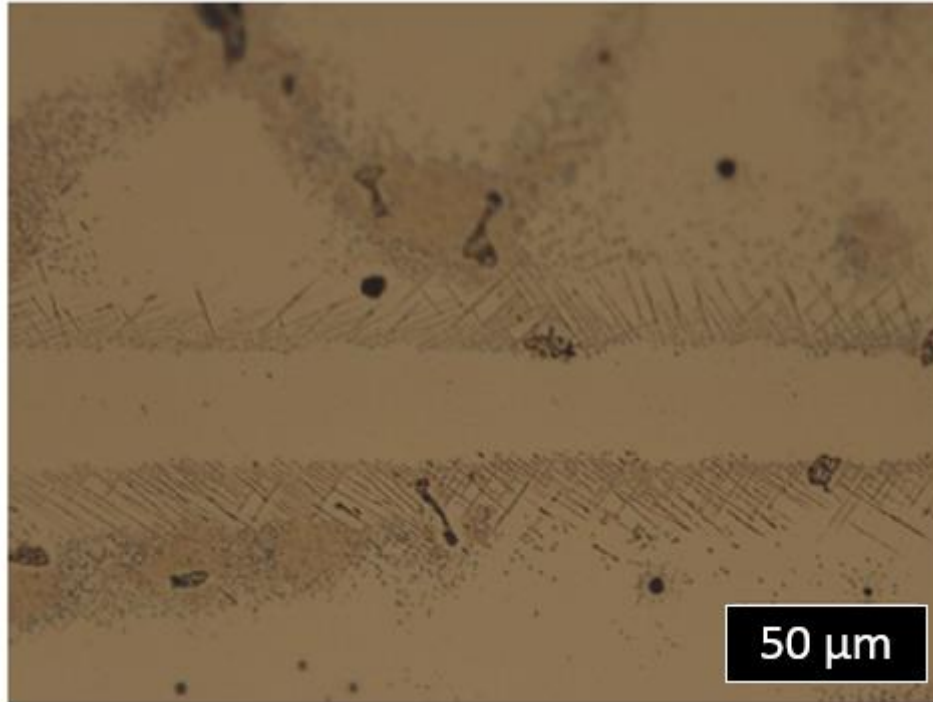


Figura 2. 23 Microestructura de la unión realizada a 1150 °C durante 5 min usando un gap de 50 μm.

Se realizó una correlación entre los resultados de los experimentos y los modelos de las diferentes literaturas sobre el tiempo de solidificación isotérmica completa a diferentes tamaños de abertura (gap), en donde se encontró una relación muy similar para los gaps de 25 y 50 μm pero se observó una diferencia considerable para los gaps de 75 y 100 μm, debido a que los resultados de las pruebas con gap de 100 μm durante un lapso de tiempo de soldadura de 10 min no se tiene una solidificación isotérmica completa esto ocasiona fases eutécticas en la unión además de observar difusión de solutos del metal base en la unión y formación de intermetálicos debido a la difusión del boro en la capa intermedia del líquido.

De acuerdo con la literatura (37) las uniones hechas por brazing con gaps (abertura de la unión) amplios tienen propiedades mecánicas más bajas que las del material base. Debido a que el boro induce la formación de fases eutécticas frágiles ($\gamma - Ni$ y *boruros*), además de formación de fases intermetálicas por elementos de aleación como Cr, W y Ta.

2.4.1 Zona de fusión

Es de suma importancia entender la naturaleza difusiva de los elementos en los límites de grano o interfaces carburos-matriz. Debido a que muchas de las discontinuidades están presentes en la zona de fusión e isotérmica. Como se mencionó anteriormente las fracturas están asociadas a los procesos difusivos que toman lugar en los límites de grano. Debido a que los gradientes térmicos por la soldadura aceleran la difusión entre el material de aporte y el metal base. Evidentemente, la fase γ es una estructura cristalina típica de las aleaciones base Ni. Ver Figura 2. 24

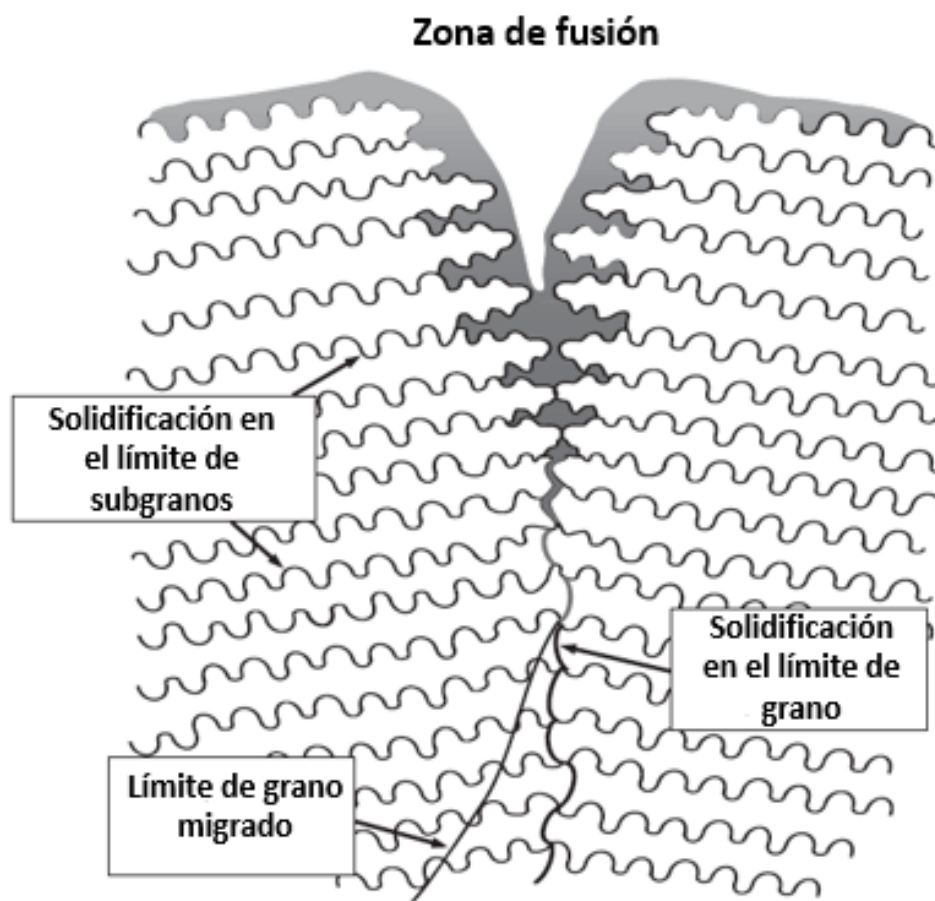


Figura 2. 24 Esquema de los límites en metales soldados. (1)

La solidificación en el límite de los subgranos (SSGB) es la estructura más fina. Estos subgranos están normalmente presentes como dendritas. La redistribución del soluto crea un gradiente de composición en el SSGB.

En la SSGB prácticamente no hay misorientación cristalográfica a través de la misma y se caracteriza cristalográficamente como límites de bajo ángulo (menor a 5°) con crecimiento de granos durante la solidificación en direcciones preferenciales (100) debido a esto la densidad de dislocaciones a lo largo de la SSGB es baja debido a la baja misorientación. (1)

La solidificación en el límite de grano (SGB) es el resultado de la intersección de paquetes o grupos de subgranos que crecen competitivamente desde el charco de soldadura. Cada grupo tiene una dirección y orientación de crecimiento diferente por lo que son llamados de alto ángulo. Esta misorientación resulta en el desarrollo de una red de dislocaciones a lo largo de SGB, también se presenta la redistribución de soluto durante la solidificación a menudo con elevadas concentraciones de soluto y de impurezas lo que conduce por lo regular al agrietamiento a lo largo de SGB. (1)

El límite de grano migrado (MGB) que se forma al final de la solidificación tiene un componente de composición cristalográfica, en algunos casos este tiende a migrar fuera del componente y este nuevo límite lleva la misorientación de alto ángulo y se llama límite de grano migrado. La fuerza motriz para lograr esta migración es la misma que para el crecimiento de grano sencillo en metales base.

De acuerdo con DuPont *et al.* (1) la soldabilidad, propiedades mecánicas y resistencia a la corrosión de las superaleaciones base níquel controlan en gran medida el comportamiento de la solidificación y la microestructura resultante en la zona de fusión.

Las microestructuras primarias de interés incluyen la distribución de los elementos de aleación a través de la subestructura celular/dendrítica y, las fases que se forman en la zona de fusión durante la solidificación, que a su vez controla la distribución del soluto.

Las superaleaciones base níquel endurecidas por solución sólida solidifican como austenita y solidifican totalmente como austeníticas. La segregación durante la solidificación de estas aleaciones se traduce en variaciones locales en la composición química de sub-granos mientras que para las aleaciones endurecidas por precipitación

2.5 Tantalio en la soldadura brazing

La literatura (10) menciona que el tantalio es un material refractario con excelente resistencia al ataque químico, elevada ductilidad a baja temperatura y buena estabilidad a elevadas temperaturas. Los diferentes estudios indican que el tantalio puede ser unido por diferentes métodos uno de los más importantes y más utilizados en aplicaciones a elevadas temperaturas es el brazing empleando una atmósfera de gas inerte (He, Ar) o al vacío. En el caso de atmósferas con gas inerte se debe tener precaución en la pureza ya que los elementos como O, N, H producen una reducción de la ductilidad por la formación de óxidos, nitruros e hidruros. Para la unión se requieren de metales de aporte compatibles, la serie Ni son apropiados por formar una solución homogénea con un 36% de Ta lo cual reduce la línea de líquido del Ta desde 1449° a 1399 °C. En consecuencia, se espera que el tantalio se comporte de forma similar al unir la aleación Waspaloy con partículas de tantalio.

2.5.1 Propiedades químicas del tantalio

El tantalio es un material con una excelente resistencia a la corrosión, esta propiedad es el resultado de una película muy fina impermeable que protege contra el óxido que se forma después de que el material ha sido expuesto en condiciones oxidantes o anódicas. El pentóxido de tantalio (Ta_2O_5) es la película protectora más común que se encuentra en este material. Las subsecuentes capas de óxido de tantalio son estables hasta 425 °C. A temperaturas superiores a ésta solo existe el pentóxido. El tantalio ocupa una posición electropositiva por lo que tiende a convertirse en un circuito catódico de celda galvánica debido al contacto con los demás metales, debido a este comportamiento catódico el

hidrogeno catódico es liberado o absorbido por el tantalio lo que ocasiona la fragilización en el material.

Este material no muestra signos de corrosión y se considera resistente al vapor saturado a temperaturas inferiores a 250 °C bajo una presión menor a 4 MPa.

No es atacado por la mayoría de los ácidos excepto con HF, no reacciona con sales secas o soluciones salinas en cualquier concentración. Se funde en presencia de las sales de NaHSO₄ o KHSO₄ y, es atacado por dióxido de carbono a 500°C y por monóxido de carbono a 1100°C, incluso a temperatura ambiente por sustancias alcalinas con pH mayor a 8. (40)

2.5.3 Efectos sobre la microestructura

En la investigación desarrollada por Janowski *et al.* (41) se estudiaron los cambios microestructurales en γ , *carburos* y γ' en función del contenido de Ta en las fundiciones (B 1900+HF y MAR-M247) ambas con solidificación direccional y sometidas a tratamiento térmico durante 4 horas a una temperatura mayor que la de solvus y envejecidas durante 20 horas a 871 °C. Se reporta en los resultados que la microestructura de las fundiciones consisten en una matriz γ , con cubos gruesos de γ' , carburos MC y eutecticos γ/γ' además de un aumento volumétrico casi lineal con respecto a (γ') y carburos MC en ambas aleaciones, la fase (γ') no reflejó cambios en su composición con la adición de Ta, pero si hubo un incremento de Ta, Cr y Co en la fase matriz (γ) en ambas aleaciones. Se observó que en todas las aleaciones el eutéctico compuso el 10% del volumen de la microestructura, pero la fracción eutéctica fue degenerada con el incremento de Tantalio de 0 - 0.25 y 0.78. En resumen, se menciona que los efectos principales del Ta en las microestructuras de ambas superaleaciones se separan en dos áreas generales: Las adiciones de Ta modifican la composición de los carburos MC con un aumento dominante de la fracción en peso del residuo total de carburo, y las adiciones de Ta altera la composición de la fase γ/γ' , con un aumento visible en la fracción en peso de γ' .

Por otra parte, en la investigación realizada por Huang *et al.* (42) se menciona la adición de partículas de Y, Re y Ru en el metal de aporte (BNi-9) en uniones de ancho estándar que van en un rango de 0.1 a 0.3 mm en IN-738 donde se reporta la formación de boruros en todas las uniones, (eutéctico γ -rico en Ni y boruros discretos con contenido de Cr y W o Ru), los resultados indican que la adición de (Ru) en el metal de aporte no modifica los constituyentes microestructurales después de la soldadura, pero dispersa los boruros discretos, el (Re) cambia la presencia y distribución de los dos tipos de boruros, el constituyente eutéctico se reduce y no se observan boruros discretos más finos, en cuanto al (Y) no cambio la formación de boruros pero dio lugar a la generación de huecos en la soldadura.

El objetivo primordial de esta experimentación es aumentar la abertura de soldadura del brazing y reducir al mínimo las fases frágiles, por lo que el tiempo de unión y temperatura de enfriamiento juegan un papel muy importante en la morfología y tamaño final de los boruros, en esta investigación se reporta que a un tiempo de 15 min a 1200°C y un enfriamiento rápido se reduce el tamaño de los boruros.

Por lo que se espera que el Ta en esta investigación tenga un comportamiento similar al anterior descrito, ya que no existe literatura que indique el comportamiento del Ta en el brazing con superaleaciones base níquel si se tiene una referencia del comportamiento en general de metales de transición.

CAPÍTULO 3. ANÁLISIS Y DISCUSIÓN DE BIBLIOGRAFÍA

3.1 Proceso de soldadura brazing

El proceso de soldadura brazing es el más comúnmente utilizado para la reparación de componentes aeronáuticos (turbinas), esto debido a que genera uniones muy resistentes, no provoca la fusión del metal base con el metal de aporte y por tal las propiedades mecánicas de la unión no se ven afectadas, ya que por medio de otros procesos de arco se puede llegar a alterar las propiedades del material y de la unión.

3.2 Unión por fase líquida transitoria

La unión por fase líquida transitoria es un proceso que fue desarrollado para mejorar los procesos de unión existentes y superar las deficiencias de las actuales técnicas de unión en superaleaciones base níquel, las cuales contienen cantidades substanciales de aluminio y titanio, que las hacen susceptibles al agrietamiento en la zona afectada por el calor durante la soldadura por fusión (15).

Este proceso híbrido que une las propiedades benéficas de la fase líquida y la unión en estado líquido genera ventajas únicas en la unión ya que la unión final tiene un punto de fusión superior a la temperatura de tratamiento, la unión es homogénea y las propiedades mecánicas son muy similares al del metal base.

3.3 Efecto de la abertura de soldadura, temperatura y tiempo de unión

La separación de la unión en la soldadura brazing es un factor importante para el desempeño mecánico de una junta soldada. Si la separación es demasiado estrecha puede impedir el flujo del metal de aporte líquido, mientras que una separación muy grande impide el efecto de la acción capilar, dejando vacíos y una distribución no homogénea del metal de aporte. La separación óptima de acuerdo a la literatura varía aproximadamente desde 0.025 mm hasta 0.25 mm. (38), en la mayoría de la literatura se manejan aberturas de unión de hasta 0.4 mm y se hace referencia en que aberturas mayores no son óptimas para el brazing, pero en esta investigación se pretende observar la evolución de la unión desde una abertura de 0 a 1 mm de separación adicionando partículas de Ta.

En la investigación realizada por Bakhtiari y Ekrami (39) se estudiaron uniones con aberturas de (25, 50, 75 y 100 μm) en un rango de tiempo de 1, 5, 15 y 30 minutos con aberturas de en la superaleación base Co (FSX-414) con metal de aporte MBF-80, soldado por brazing en horno de vacío a 1150 °C y presión de vacío de 10^{-4} Torr, donde se reporta que en uniones con abertura de 50 μm durante 1 min presentan fases eutécticas en la línea central debido al insuficiente tiempo para la difusión del boro pero el aumento de tiempo a 5 min conduce a uniones con solidificación isotérmica completa, ya en aberturas mayores se requieren de tiempos de soldadura mayores pero existe una irregularidad en la literatura de acuerdo a Pouranvari *et al* (13) en su investigación relacionan el efecto de la temperatura de unión en las características microestructurales y el tiempo de unión en una superaleación GTD-111 con aporte MBF-30 (Ni, Si, B) de 25.4 μm , en horno al vacío (10^{-4} torr) donde reportan que a una temperatura de 1150 °C en una abertura no mayor a 15 μm se requiere de 45 min en el horno, para uniones a 1100 °C con abertura no mayor a 9 μm se requiere de un tiempo

de 75 min y para una temperatura de 1180 °C y abertura de 40 µm no se alcanza una solidificación isotérmica completa ni en 2 horas por lo que la temperatura crítica del material es una variable importante ya que si se rebasa la misma, la solidificación isotérmica tardara demasiado en suceder. Jalilvand *et al* (14) realizan otra investigación respecto al tiempo requerido para la solidificación isotérmica completa en IN-738LC utilizando una temperatura de 1150 °C y una abertura de 50 µm donde obtuvieron que requieren de 75 min una unión libre de fases frágiles.

Por lo que en este estudio se tomara en base la temperatura de 1150 °C para el caso de estudio.

3.4 Tantalio en la soldadura brazing

La diversa literatura menciona que el tantalio tiene diferentes propiedades como es excelente resistencia al ataque químico, elevada ductilidad a baja temperatura y buena estabilidad a elevadas temperaturas. Algunos estudios indican que el tantalio puede ser unido por diferentes métodos y uno de los más importantes es el brazing empleando una atmósfera de gas inerte (He, Ar) o al vacío.

En la investigación por Janowski *et al.* (41) estudiaron los cambios microestructurales en función del contenido de Ta en las fundiciones (B 1900+HF y MAR-M247) ambas sometidas a tratamiento térmico durante 4 horas y envejecidas durante 20 horas a 871 °C. Los resultados indican que la adición de Ta modifica la composición de los carburos MC con un aumento dominante de la fracción en peso del residuo total de carburo, y altera la composición de la fase γ/γ' , con un aumento visible en la fracción en peso de γ' además de degenerar la fracción eutéctica.

En consecuencia, se espera que el tantalio forme una zona isotérmica más grande y se reduzca la zona compuesta por fases frágiles en aberturas de hasta 1 mm.

CAPÍTULO 4. CASO DE ESTUDIO

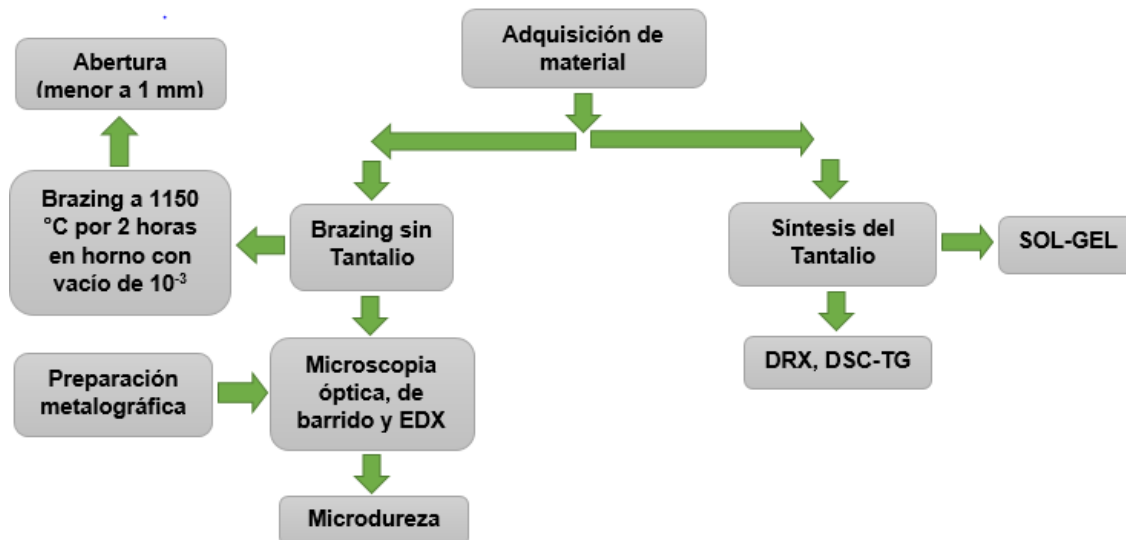
El caso de estudio considerado en este trabajo monográfico consiste en analizar la factibilidad de extender la zona isotérmica sin y con partículas de tantalio. Asimismo, caracterizar microestructuralmente el cordón de soldadura de la aleación Waspaloy.

4.1 Metodología experimental

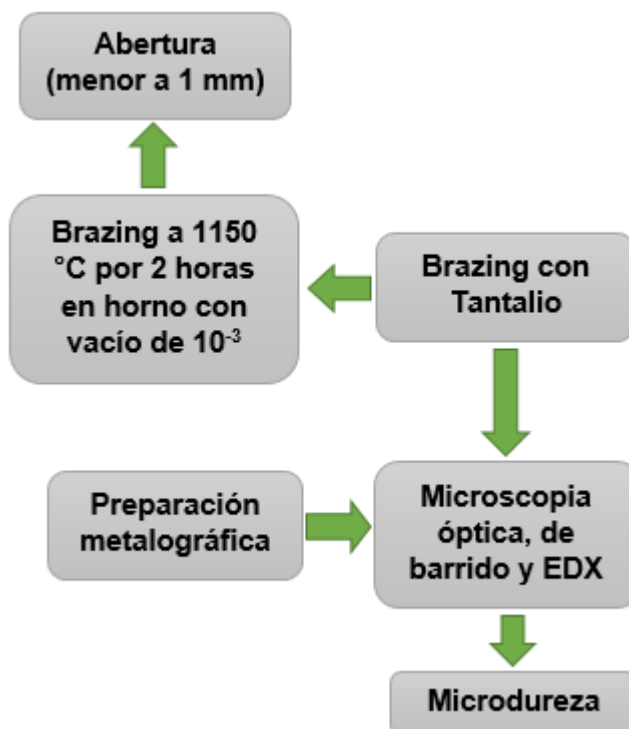
La metodología en este estudio de investigación se plantea para llevar a cabo el caso de estudio propuesto en los objetivos específicos en dos etapas experimentales sucesivas: 1) Proceso de soldadura fuerte en una aleación waspaloy y síntesis de Tantalio y 2) Proceso de soldadura fuerte en la aleación Waspaloy con tantalio.

Las dos primeras etapas antes mencionadas, se realizarán con el fin de comparar si la condición microestructural inicial del material tratado influye en el cierre de las ranuras usando material de aporte sin tantalio. A continuación, se resume la metodología propuesta de la primera etapa para el desarrollo del caso de estudio considerando las siguientes actividades:

Primera etapa:



Segunda etapa:



Primera etapa

4.1.1 Materia prima y sol-gel para la síntesis del tantalio

La técnica por sol-gel consiste en la suspensión estable de partículas sólidas en una red porosa tridimensional formada por la interconexión de partículas sólidas en un medio líquido. En este caso de estudio, se mezcló en un vaso de precipitado de 100 ml con agitación magnética 0.5 g de sal de tantalio con 0.84 g de ácido cítrico y 1 ml de etilenglicol en 20 ml de agua desionizada. Posteriormente, se aforó a 60 ml hasta obtener 20 ml de solución por calentamiento en una parrilla marca Ceramic a 80 °C. La solución se introdujo en una mufla marca Thermolyne a 90°C por 48 h. Finalmente, se tomó una muestra del gel para caracterizarla por DSC-TG.

4.1.2 Caracterización del tantalio sintetizado por Sol-Gel

La muestra de gel se introdujo en un equipo de Análisis Térmico Diferencial marca Instruments modelo 660.y, la técnica de calorimetría de barrido diferencial calorimetría de barrido diferencial (DSC, por sus siglas en inglés) y termogravimétrico (Tg, por sus siglas en el inglés) se llevó a cabo para establecer la temperatura de calcinación a una velocidad de calentamiento y/o enfriamiento de 10°C/min de 50° a 1200°C bajo un flujo de 100 ml/h de Ar. El producto calcinado se analizó mediante difracción de rayos-X.

Segunda etapa

4.1.3 Adquisición y caracterización de materiales

Se realizó un análisis químico por la técnica de emisión por chispa, para saber el porcentaje de cada elemento contenido en la aleación, así como de la pasta de aporte BNi-9.

Adicionalmente, se caracterizó la microestructura del cordón de soldadura de la aleación Waspaloy mediante un microscopio óptico marca Olympus y microscopía electrónica de barrido marca Phillips antes del tratamiento de soldadura fuerte (brazing).

Preparación de la abertura (gap): Se cortaron muestras de Waspaloy en un equipo de electro-erosionado para obtener muestras en forma de emparedado. Así, analizar el efecto de la variación del espesor de las muestras sin y con Ta. En el caso de las muestras con Ta, las muestras se introducen a un horno tubular de resistencias para sintetizar sobre las superficies partículas de Ta a 400°C por 1 h bajo un flujo de 200 ml/h de Ar (de acuerdo al resultado previo analizado del DSC-Tg).

4.2 PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

El equipo que se utilizó para reparar grietas con el proceso de soldadura fuerte consiste de un equipo hermético que tiene instalado una válvula de alivio en un cabezal de aluminio y una válvula reguladora de presión en la entrada del gas argón, para controlar la presión interna del horno, ya que se presuriza cuando se incrementa la temperatura. También se instalaron 2 tipos de manómetros, uno para observar la presión durante el tratamiento de soldadura fuerte, dentro del horno y el otro para regular la presión en la que entra el gas hacia el horno. Es importante mantener una presión constante, ya que puede generar defectos en la soldadura. Esta adaptación permite disminuir o evitar soldaduras con discontinuidades. El horno es de resistencias marca Thermocraft, las partes del dispositivo se muestran en la Figura 4. 1

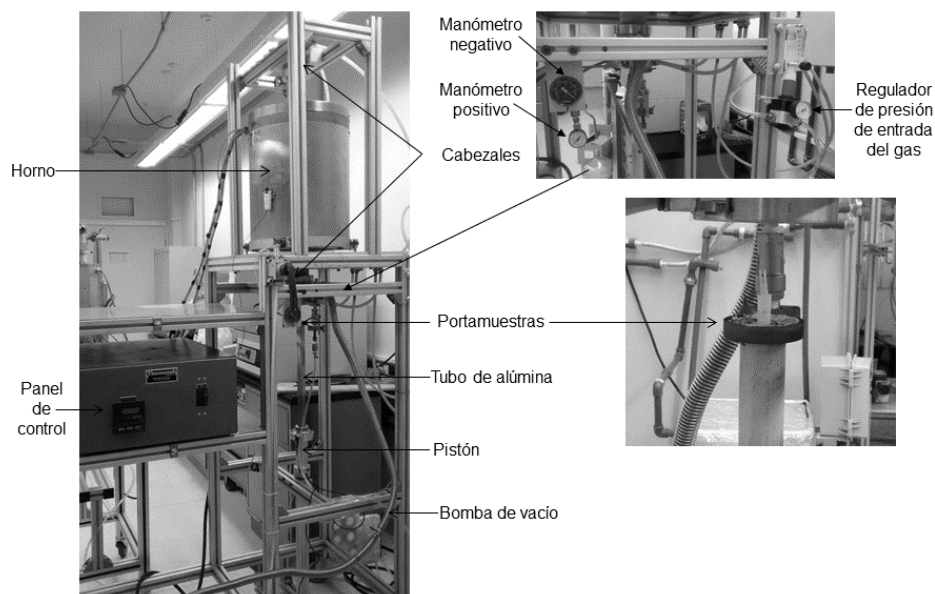


Figura 4. 1 Equipo para la unión de muestras por brazing en horno de resistencias.

4.2.1 Materiales

Se empleó Waspaloy y material de aporte: BNi-9. La aleación de Waspaloy consta de una barra rectangular de una aleación base níquel de 1.4 x 1.6 x 100 cm de la empresa AEM&Forge, en condición de solubilizado bajo especificaciones AMS 5706. La composición química se muestra en la Tabla 4. 1 y de la pasta se muestra en la Tabla 4. 2

Tabla 4. 1 Composición química del material de estudio (waspaloy).

Aleación	Elementos	Cr	Co	Mo	Al	Fe	Ti	Si	Mn	C	Cu	Ni
Waspaloy	% e.p.	18-21	12-15	3.5-5	1.2-1.6	2-3.2	2.7-3.2	0.75-1	1-1	0.02-0.1	0.5-1	Bal
Material de estudio	% e.p.	19.5	12.5	4	1.3	0.19	2.8	0.03	0.005	0.04	0.007	Bal

Tabla 4. 2 Composición química del metal de aporte.

Metal de aporte	Elementos	B	Si	C	Fe	Na	Ca	Cr	Co	Ni
BNi-9	% e.p.	2.87	0.051	1.15	0.36	0.17	0.326	15.31	-	Bal.

4.2.2 Preparación de muestras para soldadura fuerte

Se maquinaron dos láminas de la aleación, en las orillas se realizaron huecos para la introducción de tornillos para sujetarlas y que no se movieran durante el tratamiento (Figura 4. 2) y se cerraron en forma de cuña dejando un espacio descendente a partir de 1000 μm , aproximadamente. Las muestras se decaparon con una mezcla de ácidos (HCl y HNO_3 en la misma proporción), adicionalmente se lijaron las superficies a unir y, se sumergieron en un vaso de precipitado con etanol para limpiarlas mediante un equipo de ultrasonido por 15 min. Con el fin de eliminar los restos de óxido que pudiera tener, y de esta manera el metal de aporte tuviera una mejor mojabilidad en el metal base. Posteriormente, las muestras se secaron. Después se introdujo la pasta en la ranura, asegurando que la pasta rellenara toda la ranura. En el caso de las muestras tipo sándwich, se introdujo la pasta entre dos láminas de la aleación (se empalmaron una encima de la otra, con el metal de aporte en medio).

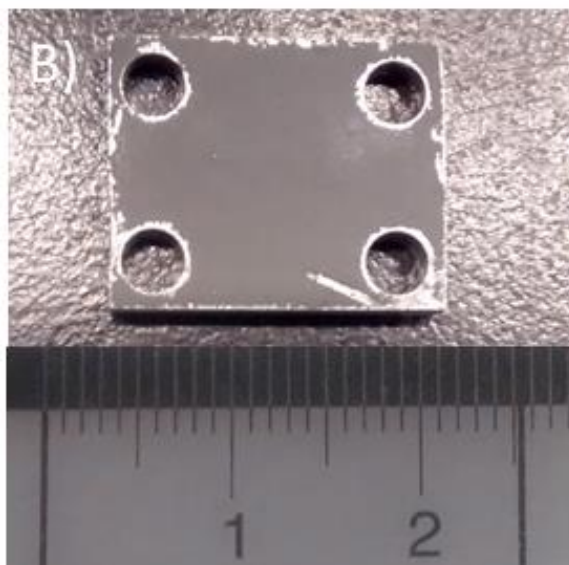


Figura 4. 2 Una de las tapas para una muestra en forma de emparedado.

4.2.3 Proceso de soldadura fuerte

Para realizar el brazing, una vez colocada la muestra en el centro de la cámara, se aplicó un purgado con la bomba de vacío para posteriormente iniciar el flujo de gas argón de 99.99% de pureza, ciclo que se repitió tres veces, posteriormente

el flujo de argón se mantuvo durante todo el tratamiento a una presión constante de 1 atm, para evitar la entrada de aire a la cámara de protección. En todas las muestras, la soldadura fuerte se realizó a una temperatura de 1150 °C por 2 h. Finalmente, las muestras se retiraron del horno al término del ciclo del tratamiento de brazing, y se dejaron enfriar al aire hasta alcanzar la temperatura ambiente.

4.2.4 Metalografía de muestras tratadas

Con la finalidad de analizar la evolución microestructural después de los tratamientos, las muestras fueron estudiadas metalográficamente. Las muestras en forma de sándwich fueron cortadas transversalmente, posteriormente desbastadas con lijas de SiC con tamaño decreciente desde la lija 500 hasta la 1200. Enseguida se pulieron sobre un paño impregnado de pasta de diamante de 3 micras. Posteriormente, en otro paño, se empleó 1 micra para obtener acabado espejo. Finalmente, para revelar la microestructura, las muestras se atacaron electrolíticamente en una solución (10 ml de H_3PO_4 , 40 ml HNO_3 y 50 ml H_2SO_4) con 6 V por 3 s.

4.2.5 Caracterización microestructural

Se realizó un estudio microestructural de la aleación de estudio con soldadura fuerte con la pasta BNi-9. Con el objetivo de conocer la evolución microestructural del material tratado, y establecer las condiciones adecuadas, para determinar el alcance del caso de estudio. La microestructura se examinó en el microscopio óptico, y por microscopía electrónica de barrido (MEB) en un equipo marca Phillips XL 30 ESEM, además se analizó la composición química por EDS.

4.3 RESULTADOS

Primera etapa

En la Figura 4. 3 se muestra la obtención del gel de Ta. Se aprecia una consistencia de apariencia viscosa de color blanco. Este gel fue obtenido antes de analizarlo mediante la técnica de DSC-Tg.



Figura 4. 3 Vaso de precipitado conteniendo gel rico en tantalio

4.3.1 Análisis de calorimetría de barrido diferencial y termogravimétrico del gel rico en tantalio

Los resultados de termogravimetría y DSC se muestran en la Figura 4. 4. Se observa en el termograma una pérdida de peso del 60% a una temperatura de 400°C, aproximadamente. Después de esta temperatura se conserva constante el termograma. La pérdida de peso es debido a la pérdida de peso por ignición de material orgánico y deshidratación del gel. A temperaturas mayores de 400°C se sintetizan partículas sólidas a partir de la descomposición del gel. Los cambios de flujo de calor son consistentes con la pérdida de peso del gel. Cabe mencionar que la curva exotérmica del DSC a 400°C indica la síntesis de material sólido. Por otro lado, se sugiere que a 100°C se aprecia un cambio exotérmico por evaporación de agua, seguido de un endotérmico a 180°C.

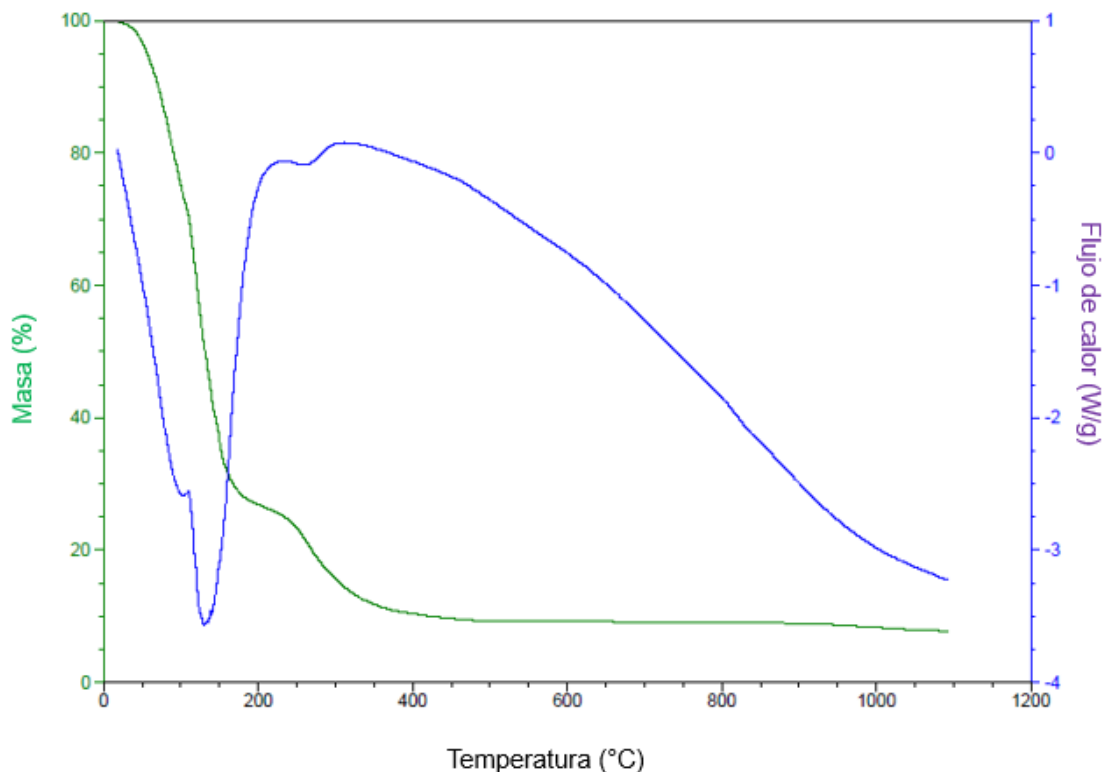


Figura 4. 4 Grafica de análisis térmico diferencial y termogravimétrico del gel con partículas de tantalio

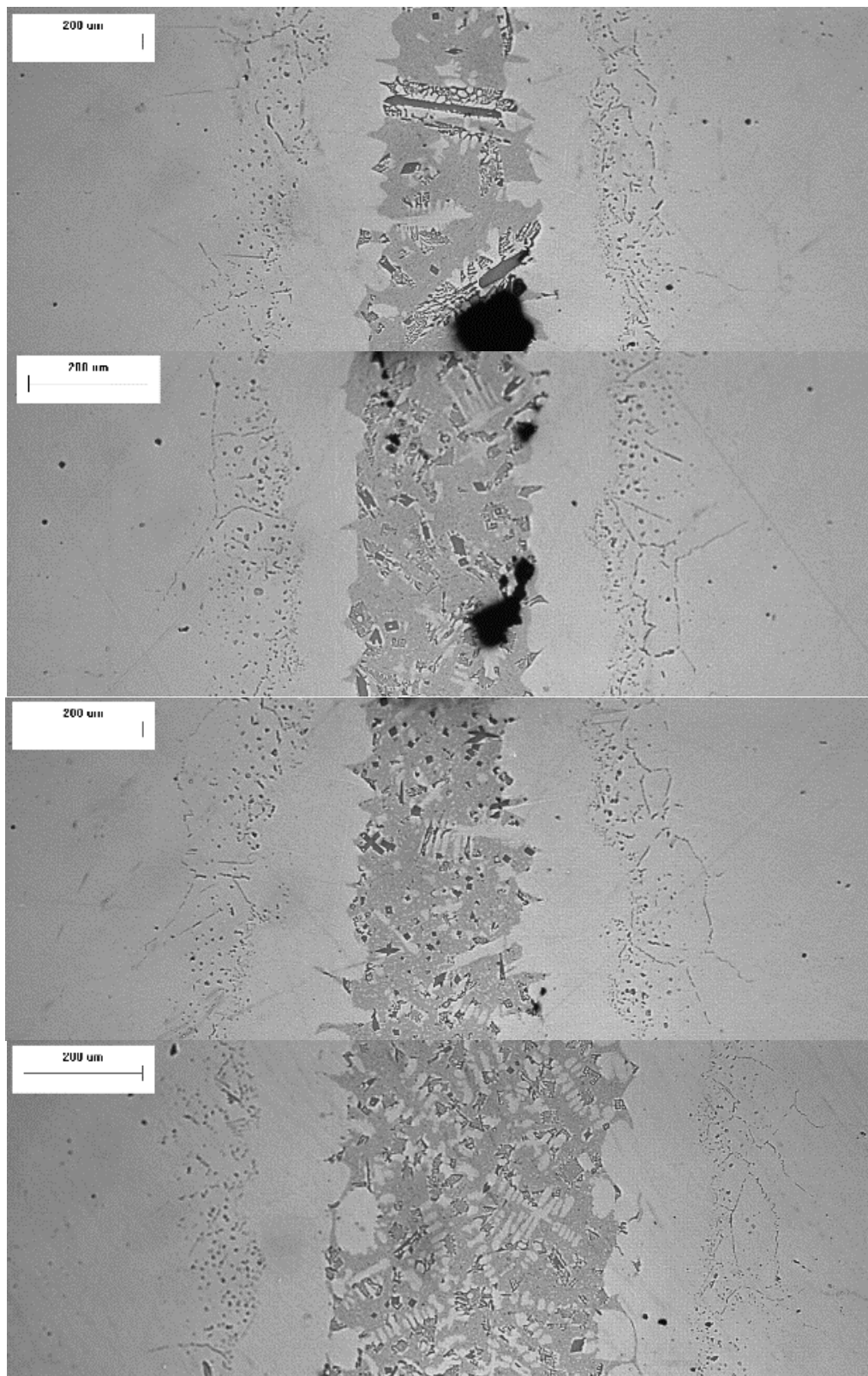
4.3.2 Caracterización de muestras tratadas por soldadura fuerte en la aleación Waspaloy en condición de solubilizado

4.3.2.1 Caracterización metalográfica

En este apartado se analiza la evolución microestructural de la zona reparada por soldadura fuerte de la aleación base níquel “waspaloy” solubilizado, empleando BNi-9 (alto boro). Las muestras fueron tratadas a una temperatura de 1150 °C por 2 h. Se estudió el efecto del tipo y tamaño de la ranura, de 200 a 1000 μm aproximadamente.

En la Figura 4. 5 se muestran las micrografías tratadas con la pasta BNi-9. Para fines comparativos, en esta figura se presentan al lado izquierdo las micrografías correspondientes a las muestras unidas sin Ta. Se observa en la Figura 4. 5 que al incrementar el tamaño de la ranura, la cantidad de constituyente eutéctico (ZE) incrementa. Este constituyente eutéctico resulta del líquido residual presente en la zona de unión a la temperatura de tratamiento, el cual solidifica durante el

enfriamiento a la temperatura ambiente de la muestra tratada. Su presencia indica que ese material aún está líquido al término del tratamiento.



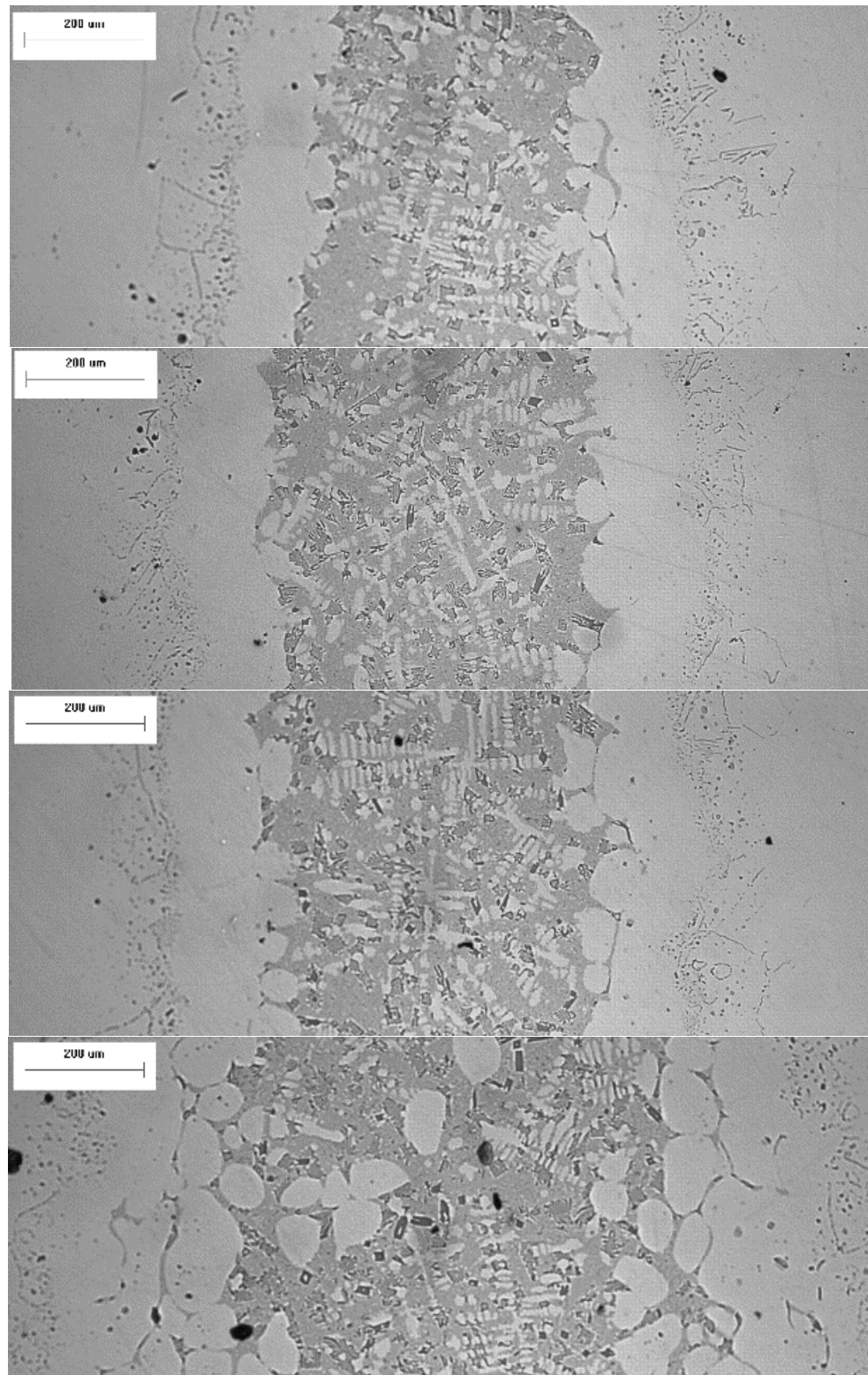


Figura 4. 5 Micrografías de muestras con tratamiento de soldadura fuerte a 1150 °C por 2 h, con diferentes espesores de ranura

4.3.3 Muestra tratada con soldadura fuerte sin Ta

La Figura 4. 6 muestra una metalografía obtenida en el microscopio óptico, donde se observa que la zona de fusión está compuesta por eutécticos, carburos de morfología cuadrada y carburos MC, correspondiente a una muestra soldada por brazing a 1150 °C durante 2 horas con material de aporte BNI-9, la muestra se encuentra en estado de solubilizado debido a que no se le aplicó tratamiento térmico.

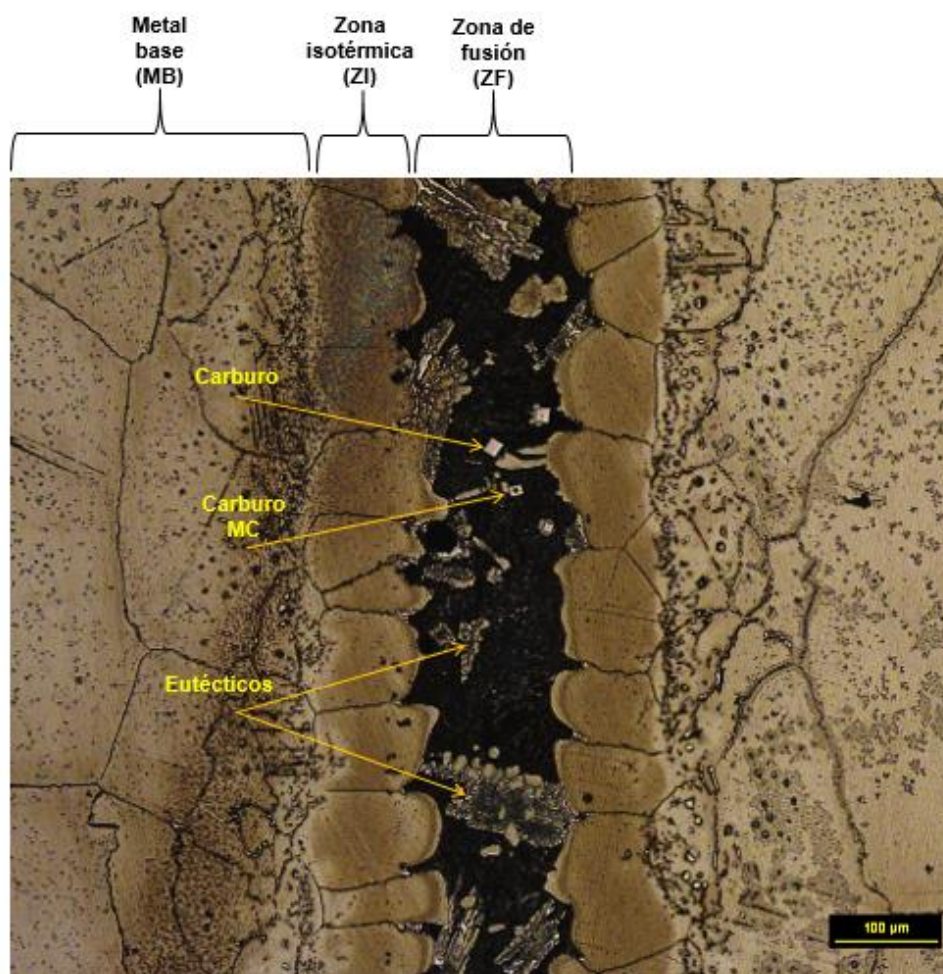


Figura 4. 6 Metalografía obtenida por microscopio óptico a 100X en condición de solubilizado y unida por brazing a 1150°C por 1 hora empleando pasta BNi-9.

La Figura 4. 7 muestra una imagen tomada en el estereoscopio donde se aprecia que la zona isotérmica tiene un crecimiento mayor en algunos puntos hacia el área de la zona de fusión, estos puntos se encuentran dispersos en una unión con abertura de 0.4 mm.

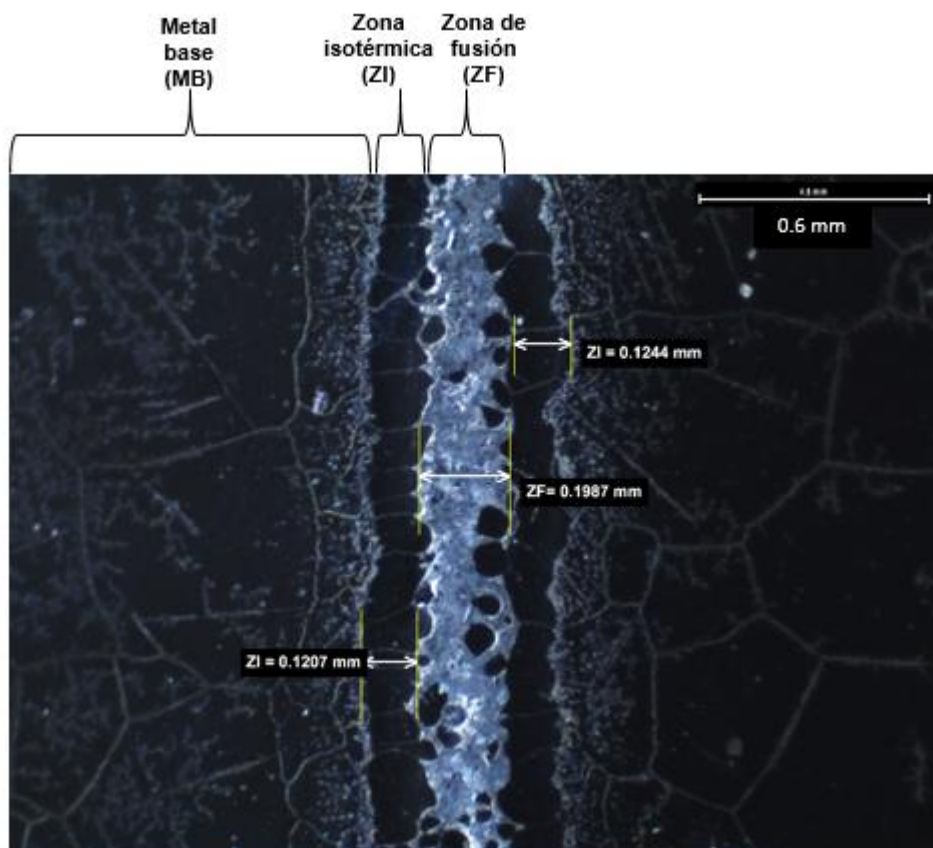


Figura 4. 7 Macrografía de la unión por brazing durante 1 hora en estereoscopio a 5X.

El crecimiento de la zona isotérmica se debe a que el boro tiene una buena difusión hacia el metal base y el tiempo de soldadura ayuda a que el boro difunda, pero como se aprecia no se alcanza una unión libre de eutécticos ya que la abertura es muy amplia (0.4 mm) considerando la literatura ya que esta menciona que en el brazing las aberturas van desde 0.025 hasta 0.25 mm.

En el siguiente bosquejo se muestra como se obtuvo la microdureza de la unión a diferentes aberturas con un microdurómetro marca Wilson hardness con una carga de 500 gr.

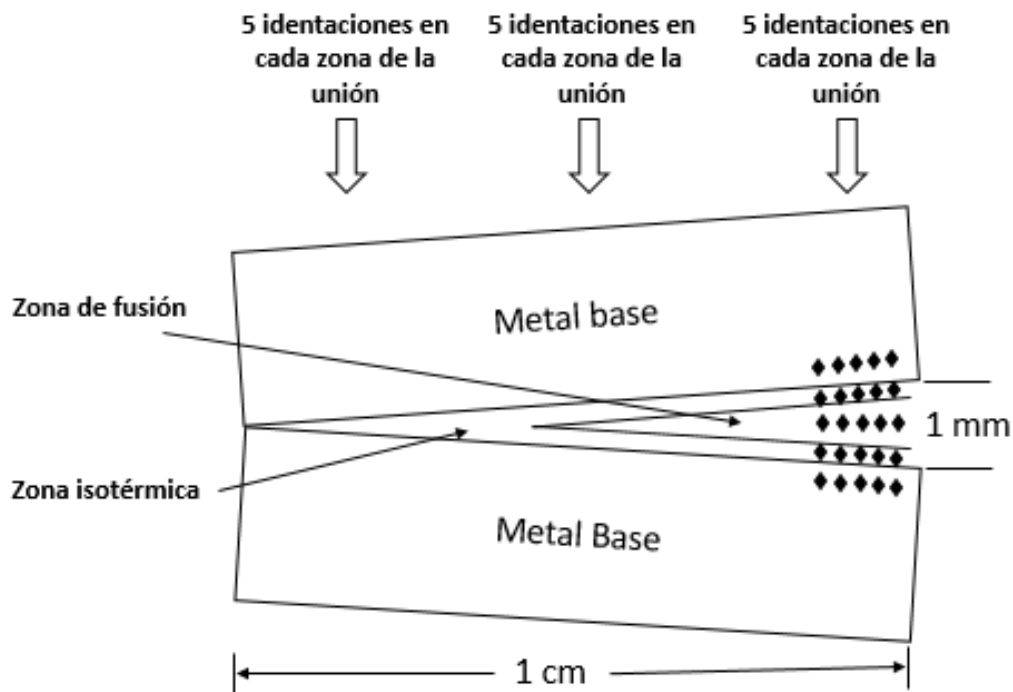


Figura 4. 8 Bosquejo de la obtención de microdureza en la unión por brazing.

La grafica del comportamiento de la microdureza se aprecia en la Figura 4. 9 cada punto con su respectiva desviación proporcional donde se obtuvo que en el metal base se tiene una microdureza cercana a los 350 HV, esta baja en la zona con solidificación isotérmica cercas de los 200 HV, debido a la inexistencia de fases duras y por último se dispara la dureza hasta los 650 HV en la zona con solidificación atérmica o ZF esto debido a que el tiempo de soldadura fue insuficiente para alcanzar una ZI completa y al enfriar esta zona liquida con falta de difusión de elementos genera la aparición de eutécticos, intermetálicos y carburos entre otros, estos en su mayoría tienen durezas elevadas y son frágiles por lo que reducen las propiedades mecánicas y aumentan el riesgo a la fractura.

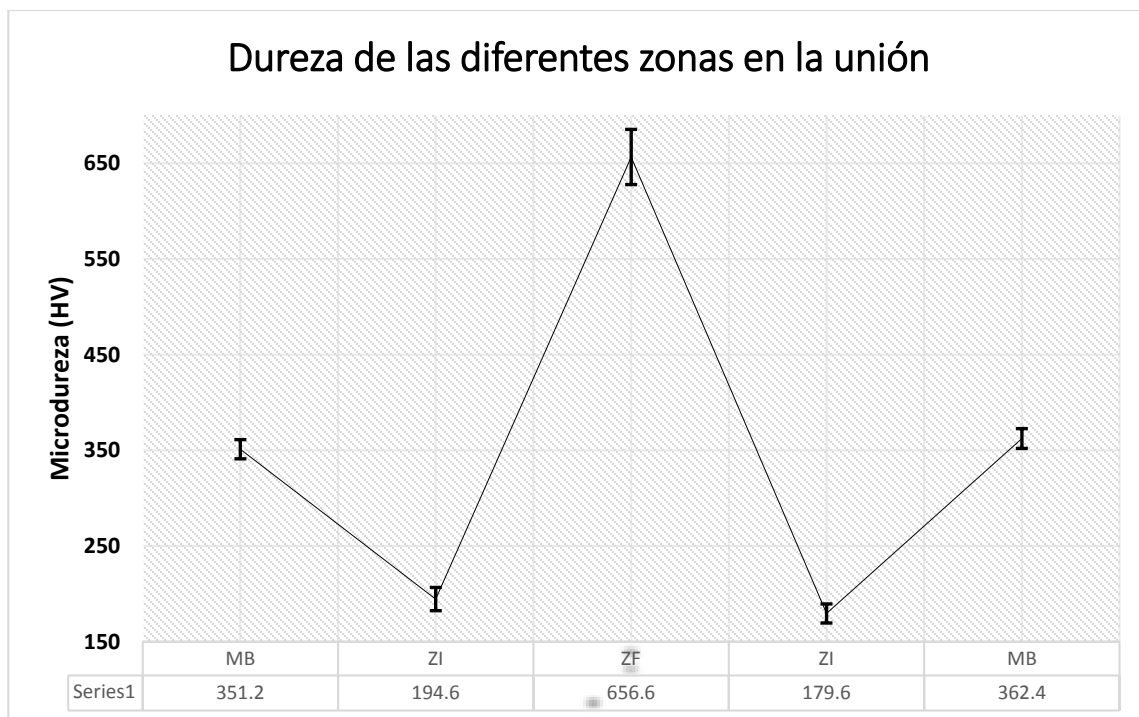


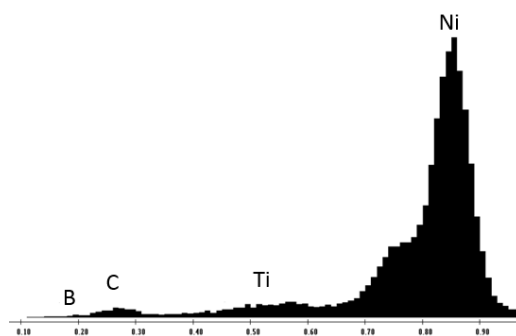
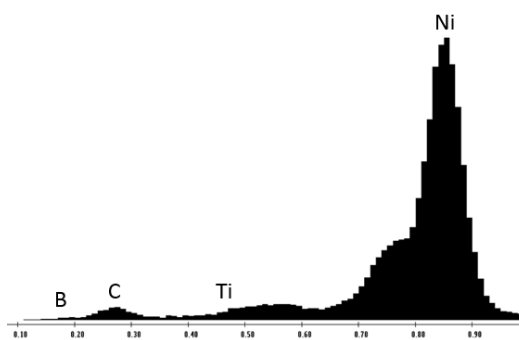
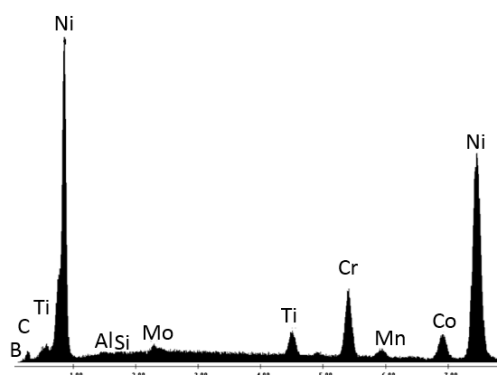
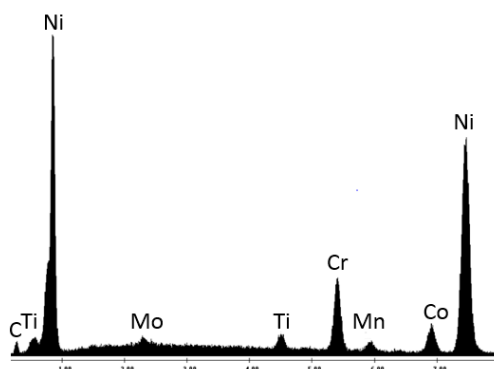
Figura 4. 9 Grafica de microdureza en diferentes zonas de la unión con intervalo de desviación promedio.

En la Figura 4. 10, se presentan los microanálisis y espectros correspondientes a diferentes constituyentes microestructurales en la ZF. Cabe señalar que no es posible cuantificar el contenido de B mediante la técnica de microanálisis utilizada, por la imposibilidad del software de cuantificar elementos ligeros lo que imposibilita estimar la composición de los boruros posiblemente formados. Sin embargo, se observan patrones de dispersión de energía, con altas amplificaciones, la presencia de B y C en algunas fases. Considerando el contenido de C y B de la pasta BNi-9, es factible la formación de fases en la ZF sean boruros (Ni y Cr) y carburos (Cr, Mo).

(A) 1)Ni ₃ B		(B) 2)Ni ₃ B	
Elemento	(% e.p.)	Elemento	(% e.p.)
Al	0.41	Al	0.23
Si	0.18	Si	0.18
Mo	1.63	Mo	1.35
Ti	1.78	Ti	2.9
Cr	11.07	Cr	10.25
Mn	0.4	Mn	0.23

Co		7.9
Ni		76.62

Co		7.66
Ni		77.2

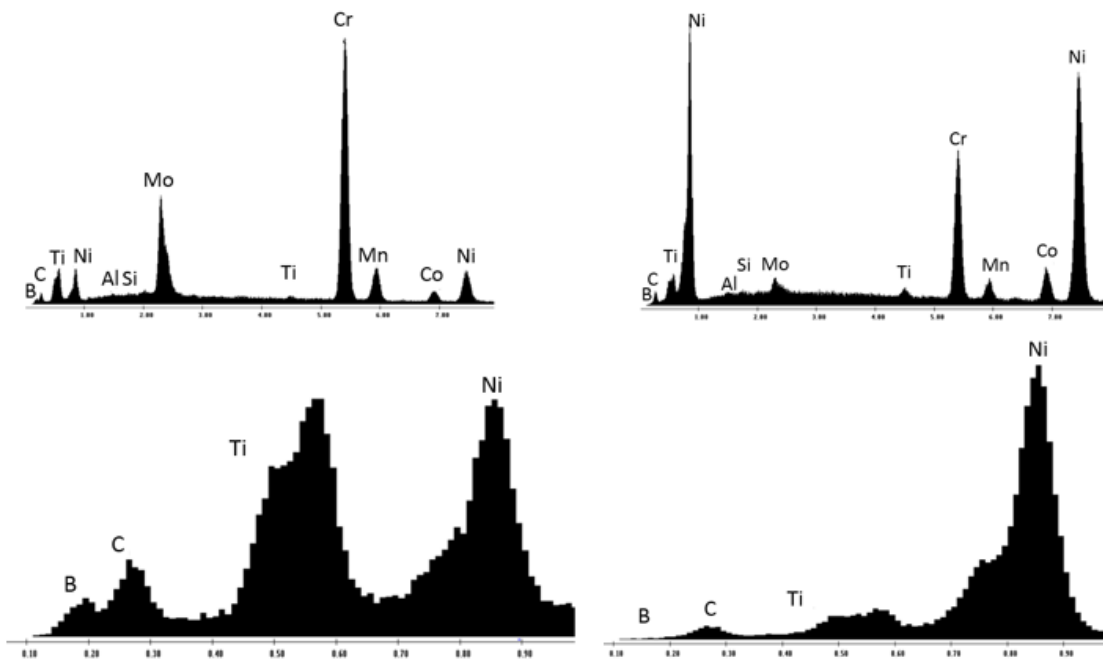


(C) 1) Carburo

Elemento	(% e.p.)
Al	0.34
Si	0.34
Mo	20.41
Ti	0.44
Cr	57.46
Mn	1.18
Co	4.55
Ni	15.29

(D) γ

Elemento	(% e.p.)
Al	0.35
Si	0.29
Mo	2.51
Ti	0.78
Cr	19.09
Mn	0.37
Co	8.03
Ni	68.58



(E) 2) Carburo

Elemento	(% e.p.)
Al	0.3
Si	0.22
Mo	13.92
Ti	0.66
Cr	33.8
Mn	0.41
Co	6.38
Ni	44.31

(F) CrB

Elemento	(% e.p.)
Al	0.22
Si	0.29
Mo	18.88
Ti	0.59
Cr	59.82
Mn	1.62
Co	4.25
Ni	14.32

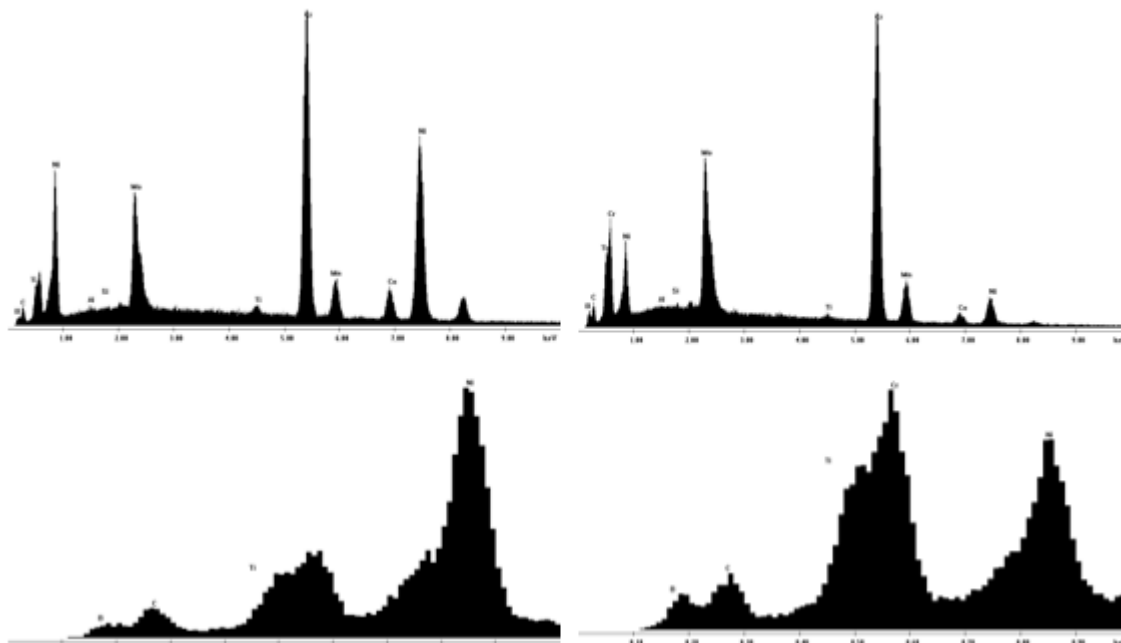


Figura 4. 10 Fases que se presentan en la zona de fusión, en la muestra con pasta BNi-9 con tratamiento de soldadura fuerte de 1 hora a 1150 °C. (A) y (B) Boruros de níquel (posiblemente Ni_3B), (C) Posiblemente carburos de cromo, (D) Matriz rica en Ni-Cr-Co (γ), (E) Posiblemente carburos de cromo y (F) Boruro de cromo (posiblemente CrB).

En la Figura 4. 11 se muestra el constituyente eutéctico a mayor aumento, el componente grisáceo (señalado en la imagen, 1) Ni_3B y 2) Ni_3B , podría ser un boruro de níquel, de acuerdo a su microanálisis respectivo (A y B). Los componentes más oscuros, podrían ser carburos distintos, en las superaleaciones base níquel los carburos tienen a aparecer en los límites de grano. Los carburos más comunes son el MC, $M_{23}C_6$, M_6C y raramente el M_7C .

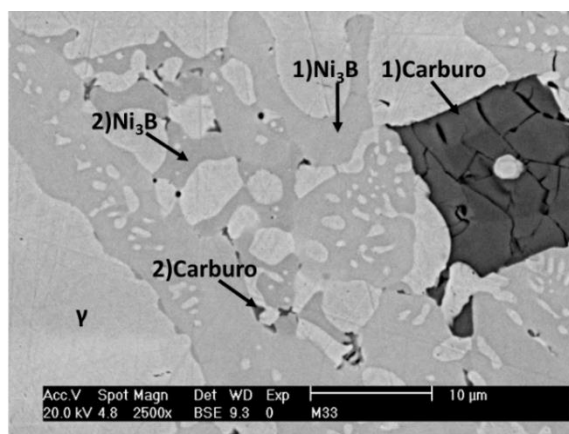


Figura 4. 11 Constituyentes eutécticos en la unión a 1150 °C

El carburo más estable encontrado en las superaleaciones base Ni es el carburo MC, donde M representa al elemento Ti, aunque parte de éste puede ser sustituido por Nb, Ta, W y Cr, dependiendo de la composición de la aleación. En este caso podría ser un carburo de Cr (CrC). de acuerdo al microanálisis (C y E) que, con altas magnificaciones, se puede observar la presencia del carbono.

En la Figura 4. 12, se muestra el componente laminar, puede ser un intermetálico (Cr-Mo-Ni), como lo sugiere el microanálisis respectivo, en el espectro se puede observar la presencia del B.

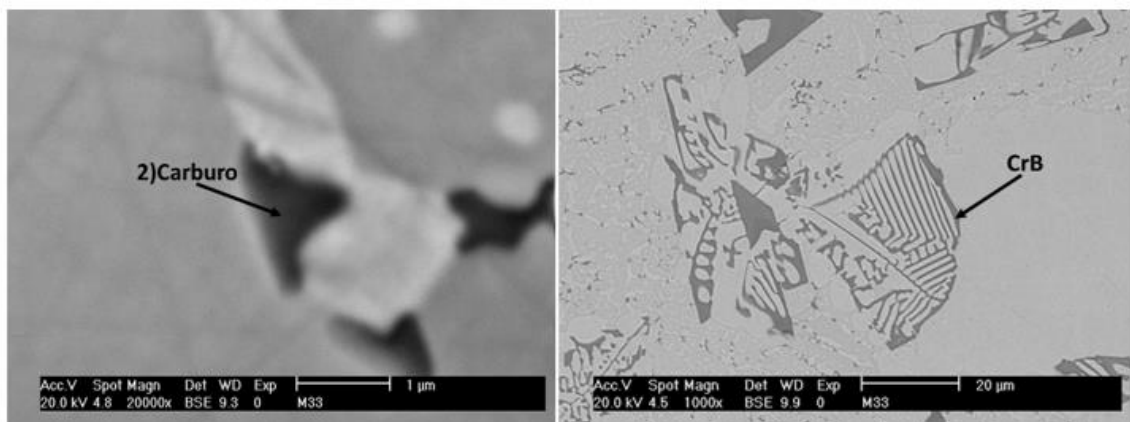


Figura 4. 12 Metalografía de carburo e Intermetálico CrB en la unión a 1150°C

En la Figura 4. 13, se muestra un perfil de concentración de varios elementos, de una fase laminar en la zona de constituyente eutéctico. Se observa principalmente la presencia del boro, molibdeno y cromo, en la fase laminar “CrB” (gris oscuro) y fuera de la fase laminar “ γ ” (gris claro), se encuentran los elementos en solución sólida Ni, Al, Ti, Mn y Co.

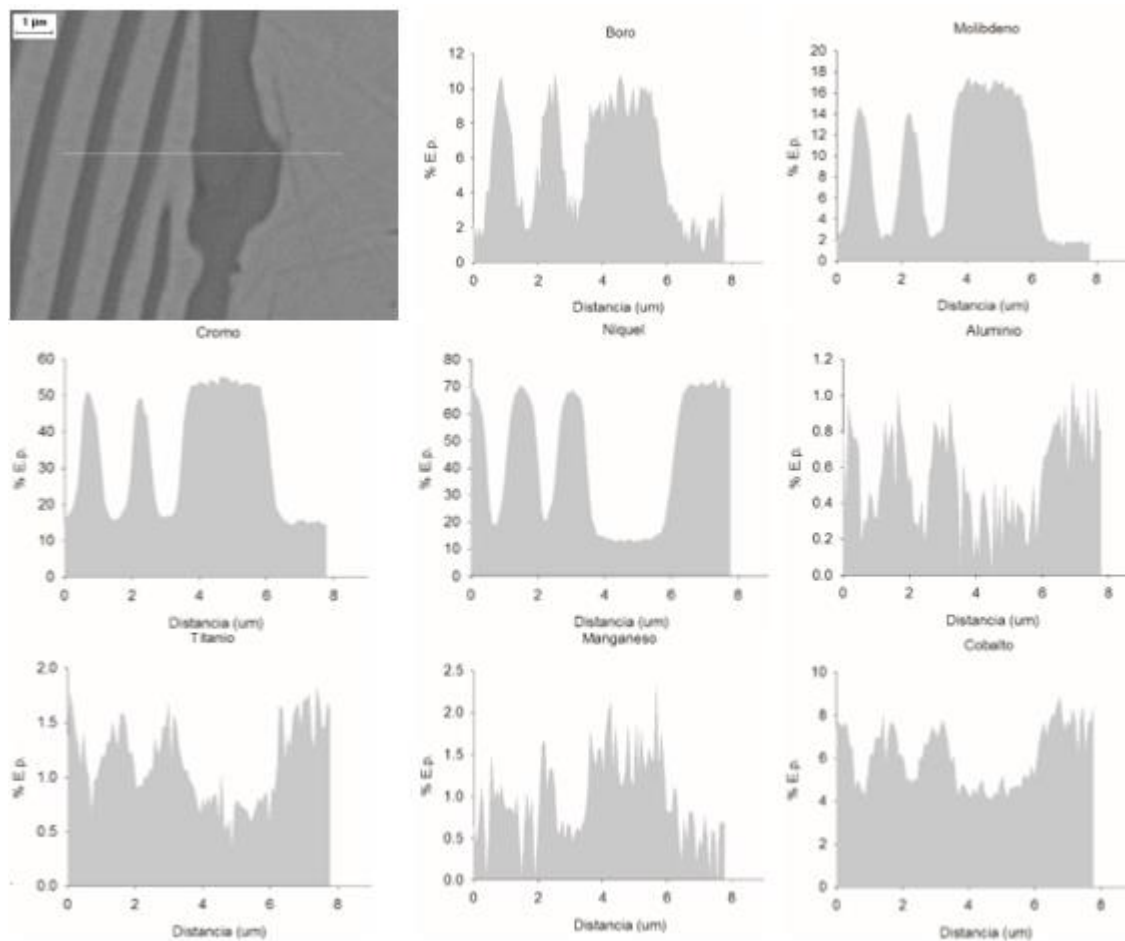


Figura 4. 13 Perfil de concentración de varios elementos, de una fase laminar en la zona de constituyente eutéctico, de una muestra tratada con soldadura fuerte a 1150 °C durante 1 hora.

En la Figura 4. 14 se muestra un análisis elemental mediante EDX. Dicha figura muestra la microestructura de la zona del metal base, la zona eutéctica, la interface y los análisis elementales donde la presencia del elemento se resalta en diferentes colores (Ni, Al, Cr, Ti, Co, Mn y Mo). Se observa que el Al, se encuentra en el metal base y en la zona de la soldadura excepto en la zona eutéctica, los intermetálicos son ricos en Cr, Mo, y Mn, algunos precipitados en el límite del metal base son ricos en Cr y Mo, no se observa gran concentración del Co en la soldadura, en la zona eutéctica se observa que es rica en Ni y Ti.

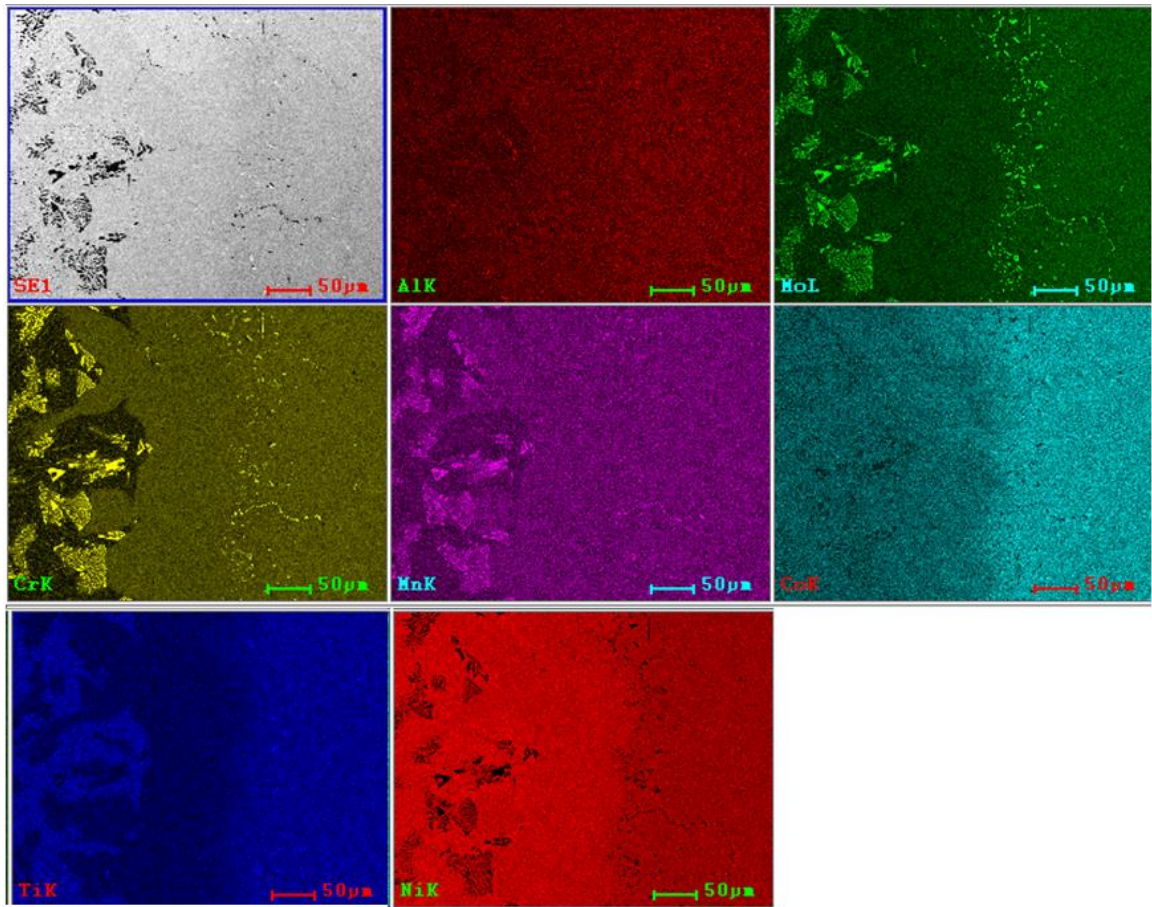


Figura 4. 14 Mapeo elemental de la muestra tratada con soldadura fuerte con pasta BNi-9 por 2 h

CONCLUSIONES

5.1 Conclusiones del estudio bibliográfico

De acuerdo a la literatura actual no hay estudios que revelen que el uso de partículas de tantalio aumente o reduzca la zona isotérmica y propiedades mecánicas en uniones con superaleaciones base níquel, pero existe literatura que revela que materiales nanoestructurados similares al tantalio se han utilizado (como W, Y, Ru o Re) y muestran un comportamiento de una manera benéfica en la unión para aumentar las propiedades mecánicas y reducir la zona isotérmica.

La revisión bibliográfica revela que la abertura de unión es una de las variables importantes a considerar ya que aberturas más amplias, mayores a los 0.25 mm no son factibles para el brazing y esto va de la mano con la temperatura de unión y el tiempo de soldadura en el horno, la mayoría de autores manejan una temperatura no mayor a los 1150 °C y 2 horas de tratamiento.

La pasta utilizada BNI-9 con alto contenido de boro ayuda a evitar la formación y crecimiento de fases fragilizadoras.

5.2 Conclusiones de los resultados experimentales

- La evolución microestructural en la unión sin partículas de tantalio con abertura de 200-1000 μm revela que en toda la unión existe una zona con fases frágiles y el tamaño de las mismas va creciendo con preste la abertura de unión es mayor.
- Sería factible realizar un tratamiento térmico de envejecido en las muestras las cuales están en condición de solubilizado, para ver si existe un crecimiento de la zona isotérmica y homogenizar las estructuras presentes.
- La microdureza en la unión muestra una variación del MB hasta la ZI donde se observa que el material se vuelve más blando y se incrementa la dureza en la ZF debido al contenido de fases duras, el intervalo de variación proporcional es muy notorio en esta zona ya que puede que el indentador haya tocado un carburo y en otros lados haya tocado fases no tan duras.

Bibliografía

1. John N. DuPont, John C. Lippold, and Samuel D. Kiser. *Welding metallurgy and weldability of nickel-base alloys*. United States of America : WILEY, 2009.
2. *Application and processing of nickel alloys in the aviation industry* . Dul, Irena. 48-56, Polonia : Welding International, 2013, Vol. 27:1.
3. *Nickel-Based Superalloys for Advanced Turbine Engines: Chemistry*, M. Tresa M. Pollock, Sammy Tin. 2, s.l. : Journal of Propulsion and Power, 2006, Vol. 22.
4. *El análisis microestructural en el mantenimiento de turbinas de gas: una herramienta útil para determinar su vida útil*. Alberto Luna Ramírez, Zdzislaw Mazur, Jesús Porcayo-Calderón. Chile : IBEROMET, 2010, Vol. XI.
5. *ESTUDIO DE LAS CAUSAS DE LA ROTURA PREMATURA DE UN ÁLABE DE TURBINA DE AVIACIÓN*. E. Silveira, G. Atxaga, E. Erauzkin, A. M. Irisarri. 551, s.l. : Anales de la mecánica de fractura , 2007, Vol. 2.
6. *Influencia de los parámetros de soldeo fuerte en la microestructura y propiedades mecánicas de la unión de la aleación base níquel Hastelloy B2*. José Carlos Sotelo, Marcos González, Enrique Porto. 3, España : REVISTA DE METALURGIA, 2014, Vol. 50.
7. HANDBOOK, ASM. *WELDING, BRAZING, AND SOLDERING*. UNITED STATES OF AMERICA : ASM international, 1993. Vol. 6. 913/2873.
8. García-Cebadera, Álvaro Rodríguez. *Estudio del ángulo de contacto y de la mojabilidad a alta temperatura de fases líquidas en la sinterización de metales*. Madrid : s.n., 2010.
9. Society, American Welding. *Brazing handbook*. United States of America : Errata, 1991. 978-0-87171-046-8.
10. Schwartz, Mel M. *Brazing*. United States of America : ASM International, 2003. 0-87170-784-5.

11. *Manual de soldadura Tomo II*. Society, American Welding. México : Prentice Hall, 1996, Vol. 2. 383/389.
12. Schmid, S. Kalpakjian and S. *Manufacturing engineering and technology*. Fourth edition. Upper Saddle, : Prentice-Hall Inc, 2002. pp. p.p. 839-844.
13. *DIFFUSION BRAZING OF A NICKEL BASED SUPERALLOY PART 1 – SOLIDIFICATION BEHAVIOR* . Pouranvari, Majid. Dezfoul, Iran : Association of Metallurgical Engineers of Serbia , 2010. 621.792.3:669.248 .
14. *Microstructural evolution during transient liquid phase bonding of Inconel 738LC using AMS 4777 filler alloy*. V. Jalilvand, H. Omidvar, H.R. Shakeri, M.R. Rahimpour. Iran : Elsevier Inc, 2012.
15. *Transient liquid phase bonding of Inconel 718 and Inconel 625 with BNi-2: Modeling and experimental investigations*. M.A. Arafin, M. Medraj, D.P. Turner, P. Bocher. 2007, *Materials Science and Engineering A* 447, pp. p.p. 125-133.
16. *North. Effect of grain boundaries on isothermal solidification during transient liquid phase brazing*. H. Kokawa, C. H. Lee, T. H. No. 07, 1991, *Metallurgical and materials transactions A*, Vol. Vol. 22A, pp. p.p. 1627-1631.
17. *The influence of base metal grain size on isothermal solidification during transient liquid-phase brazing of nickel*. K. Saida, Y. Zhou and T.H. North. University of Toronto, Ontario, Canada : Departament of Metallurgy and Materials Science, 1993, *Journal of materials science*, Vol. Vol. 8, pp. p.p. 6427-6432.
18. *Transient liquid phase bonding for Ni-base superalloys, Mar-M247 and IN939*. M. Nakahashi, S. Suenaga, M. Shirokane and H. Takeda. No. 1, 1992, *Materials transactions JIM*, Vol. Vol. 33, pp. p.p. 60-65.
19. Columbia, J. M. Cheng. *Transient liquid phase bonding in the nickel base superalloy CM 247 LC*. s.l. : The University of British, November 2005. Master's thesis.

20. *Brazing with (NiCoCr)-B-Si amorphous brazing filler metals: alloys, processing, joint structure, properties, applications.* Rabinkin., A. No. 3, 2004, Science and technology of welding and joining, Vol. vol. 9 , pp. p.p. 181-199.
21. *Evaluation of transient liquid phase bonding between nickel-based superalloys.* X. Xu, R. S. Chandel, and H. Li. No. 6, Journal of materials science, Vol. vol. 36, pp. p.p. 1539-1546.
22. *Nickel-Based Superalloys for Advanced Turbine Engines: Chemistry, Microstructure, and Properties.* Tresa M. Pollock, Sammy Tin. 2, Michigan : JOURNAL OF PROPULSION AND POWER, 2006, Vol. 22.
23. ASM International. *ASM Specialty handbook: Nickel, Cobalt and their alloys.* United States of America : ASM International, 2000. 60-65.
24. *ALEACIONES DE NÍQUEL.* Rebak, Raul B. Schenectady NY : GE Global Research.
25. Campbell, F.C. *Manufacturing Technology for Aerospace Structural Materials.* Gran Bretaña : Elsevier, 2006. 978-1-85-617495-4.
26. Reed, Roger C. *The Superalloys Fundamentals and Applications.* Cambridge : Cambridge University Press, 2006.
27. *Activated diffusion brazed repair for IN738 hot section components of gas turbines.* C.Y. Su, W.C. Lih, C.P. Chou, H.C. Tsai. Number 3, September 24, 2001, Journal of materials processing technology, Vol. Volume 115, pp. p.p. 326-332.
28. *Determinación de la degradación microestructural de álabes de turbina mediante la técnica de microscopía electrónica de barrido (MEB).* S. Camperos, Y. Rigual, H. Tovar, R. A. Caballero. Caracas : s.n., Junio 2008, XII CONVEMI, p. p.p 140.
29. ASM international. *ASM Handbook Metallography and Microstructures.* United States : ASM international, 2004.

30. —. *ASM Handbook volume 4 Heat Treatment*. United States : ASM INTERNATIONAL, 1993.
31. SAE INTERNATIONAL. *Nickel Alloy, Corrosion and Heat-Resistant, Sheet, Strip, and Plate, 57Ni - 19.5Cr - 13.5Co - 4.2Mo - 3.0Ti - 1.4Al - 0.05Zr - 0.006B, Consumable Electrode or Vacuum Induction Melted, Annealed*. 2014. AMS5544K.
32. *Effect of g% content on the mechanical behavior of the WASPALOY alloy system*. Keh-Minn Chang, Xingbo Liu. 1-8, Morgantown : Materials Science and Engineering , 2001, Vol. A308.
33. Special Metals. *Special Metals*. [Online] Special Metals Corporation, 2004. [Cited: 08 03, 2015.] <http://www.specialmetals.com/assets/documents/alloys/other/waspaloy.pdf>.
34. Special Metals. *Special Metals*. [Online] Special Metals Corporation, 2004. [Cited: 08 01, 2015.] <http://www.specialmetals.com/assets/documents/alloys/inconel/inconel-alloy-783.pdf>.
35. *Growth kinetics of g 9 precipitates in superalloy IN-738LC during long term aging*. R.S. Moshtaghin, S. Asgari. Iran : Materials and Design, 2003, Vol. 24. 325-330.
36. Mustaleski, T.M. *AWS User's Guide to Filler Metals* . United States of America : American Welding Society, 2010. 978-0-87171-765-8.
37. *EFFECT OF RUTHENIUM, RHENIUM AND YTTRIA ADDITIONS ON THE MICROSTRUCTURE OF WIDE GAP BRAZING OF IN738*. Xiao Huang, Scott Yandt, Doug Nagy, Matthew Yao. Montreal, Canada : ASME, 2007. GT2007-27129.

38. *Soldadura indirecta en tuberías de cobre para instalaciones de agua potable*. Mendoza, C. Pilla and A. Octubre 2007, Escuela Politécnica Nacional, pp. p.p. 18-27.
39. *The effect of gap size on the microstructure and mechanical properties of the transient liquid phase bonded FSX-414 superalloy*. R. Bakhtiari, A. Ekrami. 130-137, Iran : s.n., 2012, Vol. 40.
40. ASM International. *Handbook of Corrosion Data*. United States of America : ASM International, 1995. 0-87170-518-4.
41. *The Effects of Tantalum on the Microstructure of Two Polycrystalline Nickel-Base Superalloys B-1900 + Hf and MAR-M247*. G.M. JANOWSKI, R.W. HECKEL, B.J. PLETKA. Michigan : METALLURGICAL TRANSACTIONS A, 1985, Vol. 17A.
42. *EFFECT OF RUTHENIUM, RHENIUM AND YTTRIA ADDITIONS ON THE MICROSTRUCTURE OF WIDE GAP BRAZING OF IN738*. Xiao Huang, Scott Yandt, Doug Nagy y Matthew Yao. Montreal Canada : ASME, 2007.
43. *Tantalum and its Alloys*. S. M. Cardonne, P. &mar, C. A. Michaluk & H. D. Schwartz. Pennsylvania, USA : ELSEVIER, 1995, Vol. 13. 0263-4368.
44. Bruce L. Bramfitt, Arlan O. Benscoter. *METALLOGRAPHER'S GUIDE*. EUA : ASM International, 2002. 0-87170-748-9.

LISTADO DE FIGURAS

Figura 2. 1 Principio de la atracción capilar. (7)	9
Figura 2. 2 Ilustración de la mojabilidad (A) Sin mojabilidad ($\Theta > 90^\circ$) y (B) Buena mojabilidad ($\Theta < 90^\circ$). (7).....	10
Figura 2. 3 Tipos de unión en el brazing. (11)	11
Figura 2. 4 Unión a tope tipo bufanda. (11)	11
Figura 2. 5 Bobinas y placas típicas de la soldadura brazing por resistencia. (11)	16
Figura 2. 6 Esquema de operación de la soldadura brazing en horno. (7)	17
Figura 2. 7 Ilustración de un horno para soldadura brazing en serie al vacío. (7)	18
Figura 2. 8 Micrografía SEM con las diferentes zonas en la unión por brazing a 1100°C por 30 min en horno con vacío. (13)	19
Figura 2. 9 Micrografía SEM de la unión hecha a 1050°C por 15 min. (14).....	20
Figura 2. 10 Diagrama de flujo en el desarrollo de aleaciones de níquel. (24) .	26
Figura 2. 11 Clasificación de las aleaciones base níquel. (1)	27
Figura 2. 12 Elementos utilizados en las superaleaciones base níquel, elementos perjudiciales indicados con líneas horizontales y elementos benéficos indicados con líneas entrecruzadas. (23).....	28
Figura 2. 13 Diferentes mecanismos de endurecimiento y resistencia a la ruptura. (25)	28
Figura 2. 14 Morfología de las fases en superaleaciones base Ni.....	30
Figura 2. 15 Indicios de degradación: (a) Presencia de (γ'); (b) Presencia de carburos en los límites de grano; (c, d) Efectos del esfuerzo y la temperatura (70 ksi y 760 °C) en el crecimiento de (γ'). (28).....	31
Figura 2. 16 Micrografía de IN-738 atacada químicamente con H ₂ SO ₄ . (30)....	35
Figura 2. 17 Micrografías de aleaciones que han sido tratadas térmicamente. (28)	38
Figura 2. 18 Variación del esfuerzo de tensión y elongación en función de la temperatura de una aleación Waspaloy. (32)	40

Figura 2. 19 Propiedades mecánicas típicas del Waspaloy. (33).....	41
Figura 2. 20 Variación del esfuerzo a la fractura en función de la temperatura y vida útil de servicio de una aleación Inconel 738. (34).....	43
Figura 2. 21 Micrografía del IN-738 con magnificación de 500x, (2) muestra una réplica de la micrografía 1 donde se observa la fase primaria con carburos dispersos en una matriz de solución sólida a 5000x.....	44
Figura 2. 22 Microestructura de la línea central de la unión realizada a 1180 °C durante 30 min.	47
Figura 2. 23 Microestructura de la unión realizada a 1150 °C durante 5 min usando un gap de 50 µm.	49
Figura 2. 24 Esquema de los límites en metales soldados. (1).....	50
Figura 4. 1 Equipo para la unión de muestras por brazing en horno de resistencias.....	62
Figura 4. 2 Una de las tapas para una muestra en forma de emparedado.....	63
Figura 4. 3 Vaso de precipitado conteniendo gel rico en tantalio.....	65
Figura 4. 4 Gráfica de análisis térmico diferencial y termogravimétrico del gel con partículas de tantalio.....	66
Figura 4. 5 Micrografías de muestras con tratamiento de soldadura fuerte a 1150 °C por 2 h, con diferentes espesores de ranura	68
Figura 4. 6 Metalografía obtenida por microscopio óptico en condición de solubilizado y unida por brazing a 1150°C por 1 hora empleando pasta BNi-9	69
Figura 4. 7 imagen tomada en el estereoscopio	70
Figura 4. 8 Bosquejo de la obtención de microdureza en la unión por brazing.	71
Figura 4. 9 Gráfica de microdureza en diferentes zonas de la unión	72
Figura 4. 10 Fases que se presentan en la zona de fusión, en la muestra con pasta BNi-9 con tratamiento de soldadura fuerte de 1 hora a 1150 °C. (A) y (B) Boruros de níquel (posiblemente Ni ₃ B), (C) Posiblemente carburos de cromo, (D) Matriz rica en Ni-Cr-Co (γ), (E) Posiblemente carburos de cromo y (F) Boruro de cromo (posiblemente CrB).....	75
Figura 4. 11 Constituyentes eutécticos en la unión a 1150 °C.....	75

Figura 4. 12 Metalografía de carburo e Intermetálico CrB en la unión a 1150°C	76
Figura 4. 13 Perfil de concentración de varios elementos, de una fase laminar en la zona de constituyente eutéctico, de una muestra tratada con soldadura fuerte a 1150 °C durante 1 hora.....	77
Figura 4. 14 Mapeo elemental de la muestra tratada con soldadura fuerte con pasta BNi-9 por 2 h	78

LISTADO DE TABLAS

Tabla 2. 1 Principales fases y cristalinidad de las aleaciones base Ni. (29)	32
Tabla 2. 2 Composición química de la aleación Waspaloy. (26).....	39
Tabla 2. 3 Composición química de la aleación Inconel 738. (26).....	42
Tabla 2. 4 Propiedades mecánicas Inconel 738. (34)	43
Tabla 2. 5 Composición química de BNi-2. (9).....	45
Tabla 2. 6 Composición química de material de aporte BNi-9. (36).....	46
Tabla 4. 1 Composición química del material de estudio (waspaloy).....	62
Tabla 4. 2 Composición química del metal de aporte.	62

RESUMEN AUTOBIOGRÁFICO

Autor de la monografía:

Ing. Michel Torres Santoyo

Nacido el 20 de febrero de 1992 en Tacámbaro Michoacán de Ocampo.

Padres: Martin Torres Villarreal y Silvia Olga Santoyo Carranza.

Grado a obtener:

Especialista en Tecnología de la Soldadura Industrial.

Título de monografía:

Evolución microestructural por adición de tantalio y variación de la abertura de soldadura por brazing de una aleación waspaloy.

Escolaridad:

Universidad Autónoma Agraria Antonio Narro, Ingeniería Mecánica Agrícola con especialidad en diseño mecánico.

Experiencia laboral:

Prácticas profesionales en el área de diseño y manufactura avanzada, Corporación Mexicana de Investigación en Materiales S.A (2014).

Colaboración en el área de diseño y manufactura avanzada realizando ingeniería inversa, selección de componentes mecánicos, desarrollo de memorias de cálculo, diseño de elementos mecánicos y análisis por elemento finito en la Corporación Mexicana de Investigación en Materiales S.A (2014-2015).