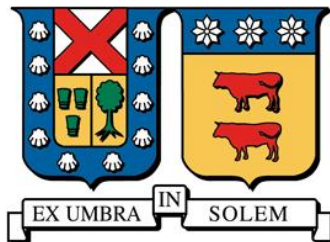


**UNIVERSIDAD TECNICA FEDERICO SANTA MARIA  
DEPARTAMENTO DE INGENIERIA DE MINAS, METALURGIA Y  
MATERIALES**



**UNIVERSIDAD TECNICA  
FEDERICO SANTA MARIA**

**Análisis de la Evolución Microestructural y de  
Propiedades Mecánicas de Uniones Soldadas de  
Acero Inoxidable 304 Utilizando Soldadura Fuerte  
por Difusión**

Proyecto de trabajo de titulación presentado en conformidad a los requisitos y reglamentos requeridos para obtener el título de Ingeniero Civil Metalúrgico.

**Profesora Guía: Dra. Karem Tello**

**Javier Alfonso Jofré Cruz**

**2025**



## CONSTANCIA DE VALIDACIÓN Y CONFIDENCIALIDAD DE MONOGRAFÍA A REPOSITORIO ACADÉMICO

### 1.- IDENTIFICACIÓN DEL TRABAJO ACADÉMICO

**Tipo de monografía (marcar una opción):**  Memoria o trabajo de título;  Tesis de Postgrado;

**Título del trabajo:** Análisis de la Evolución Microestructural y de Propiedades Mecánicas de Uniones Soldadas de Acero Inoxidable 304 Utilizando Soldadura Fuerte por Difusión.

**Nombre del candidato(a):** Javier Alfonso Jofré Cruz

**Carrera / Grado:** Ingeniería Civil Metalúrgica

**Campus:** Casa Central Valparaíso ; **Departamento:** Departamento de Ingeniería Metalúrgica Y de Materiales

### 2.- VALIDACIÓN DEL PROFESOR GUÍA/DIRECTOR DE TESIS

Yo, Karem Tello Araya , en mi calidad de profesor(a) guía/director(a) del trabajo académico mencionado anteriormente **DEJO CONSTANCIA** que:

- He revisado esta versión del documento y corresponde a la versión final aprobada del trabajo.
- El trabajo cumple con los requisitos académicos y de formato establecidos por la institución

### 3.- EVALUACIÓN DE CONFIDENCIALIDAD POR PROPIEDAD INDUSTRIAL

El trabajo **NO contiene información que amerite confidencialidad** y puede ser publicado de inmediato en repositorio con acceso abierto.

El trabajo **CONTIENE** información con potenciales implicancias de propiedad industrial o intelectual y requiere un periodo de confidencialidad (embargo) por:

6 meses;  12 meses;  2 años;  3 años;  5 años;  10 años

Fundamentación de la necesidad de confidencialidad (obligatorio si se solicita embargo):

### 4.- FIRMAS

**Profesor(a) guía o director(a) de memoria o tesis:**

Fecha: 20/08/2025

; Firma:

**Estudiante o Candidato(a):**

Fecha: 20/08/2025

; Firma:

*Este formulario debe ser insertado como página 2 de la memoria o tesis, completado y firmado por estudiante y profesor(a) antes de la entrega en portal PRISMA de Biblioteca USM.*

## DEDICATORIA

*A Noemi, Fresia, Pedro y Ricardo.  
Por sus años de amor y dedicación.*

## AGRADECIMIENTOS

En primer lugar, agradecer a mis padres Verónica y Enrique, por ser un pilar fundamental en estos 27 años, por su arduo trabajo y esfuerzos incansables por darme todas las herramientas que permitieran convertirme en la persona que soy. Por haberme entregado una buena crianza y educación que propiciara estar donde estoy, y por supuesto, por darme las armas para encontrar mi propio camino, respetando mis decisiones y aconsejándome siempre que la ocasión lo amerita.

A mi familia en general: Mimi, Yayi. Mis eternas segundas madres que se desvivieron para criarme, y sobre todo amarme, sin las cuales, este camino no se hubiese podido llevar a cabo. Tías, tíos, primos, primas, cada persona que aportó de diferentes maneras con su granito de arena desde el día uno.

A Catalina, la perfecta coincidencia que la vida me entregó. Por ser mi compañera, mi gran apoyo independiente de la distancia, que me permitiera creer, soñar y sobre todo confiar en quien soy.

A mi segunda familia en estos últimos años. Con quienes pasé gran parte de mis días, disfrutando de buenos momentos, aunque también apoyándonos en los malos. Con quienes pasé largas horas de arduo estudio para certámenes, controles, laboratorios, presentaciones, etcétera, como también de largas charlas de buenos chismes en la cafetería del turco. Mis amigos y colegas metalúrgicos, quienes fueron de gran apoyo no solo en lo académico sino también en lo psicológico y mental. Las únicas personas que realmente podían ponerse en mis zapatos cuando expresaba que tal vez no me la iba poder, y que permitían que una lloradita fuera el límite ante un fallo, para luego volver a intentarlo.

A mis profesores del DIMMM, por sus enseñanzas estos años de Universidad. A Prof. Karem Tello por su gran apoyo en este trabajo de titulación. A Prof. Flavio De Barbieri por ser el primero en creer en mi como Ayudante. A Prof. Sergio Estay por su sabiduría y gran disposición a enseñar. Y por supuesto, a todo el apoyo académico del DIMMM. A Linda Mella, Felipe Soto, Macarena Menéndez, Luis Hernández, Carolina González y

Claudia Morales, por su gran disposición, ayuda y apoyo en lo referente a esta memoria, y a lo largo de todos estos años en las diferentes asignaturas de las cuales fueron parte como un profesor(a) más.

## RESUMEN

La soldadura fuerte por difusión representa una alternativa innovadora para la unión de metales iguales o disímiles a temperaturas relativamente bajas. En métodos tradicionales como la soldadura por fusión, la unión de metales con diferentes propiedades mecánicas y térmicas puede resultar contraproducente, pues la presencia post – soldadura de tensiones residuales debido a las diferencias en coeficientes de expansión térmica puede generar distorsiones internas, fisuras, etcétera. Por otro lado, la soldadura fuerte por difusión se basa no solo en la unión por capilaridad del metal de aporte en la superficie del metal base, sino también en la interdifusión de elementos entre estos. En el presente estudio, una aleación de la familia Ag – Cu – Zn (BAg – 1) fue utilizada como metal de aporte para unir dos placas de acero inoxidable 304, y el efecto del tiempo (30, 60 y 120 minutos) y temperatura (620°C, 660°C) en la evolución microestructural y de propiedades mecánicas de las uniones resultantes fueron investigados, por lo tanto, perfiles metalográficos, de dureza y ensayos de resistencia al corte fueron realizados.

Los resultados obtenidos mostraron que la fase rica en Cu – Zn ( $Cu_{ss}$ ) aumenta su tamaño conforme el tiempo de soldadura aumenta y que mientras hacia el centro de la unión se presentó gran presencia de esta solución sólida, hacia los extremos esta cambiaba por una mayor fracción de eutéctico. Además, la nucleación de  $Cu_{ss}$  se da únicamente hacia la cercanía con la interfase con el metal base y no hacia el centro de la capa intermedia. Esto ocurrió dada la interdifusión entre el metal base y metal de aporte, en donde la presencia de elementos como el Ni que difundió hacia el metal de aporte ve favorecida la nucleación de  $Cu_{ss}$ .

La resistencia al corte de las uniones aumentó al aumentar la temperatura y tiempos de soldadura, promovido por la interdifusión de elementos del metal base y metal de aporte, donde para bajos tiempos y temperaturas, las uniones presentaron nula resistencia al corte dada las pobres condiciones para que existiera una buena adhesión y mojabilidad de parte del metal fundido en la superficie del metal base. Para el perfil de dureza se encontraron tres zonas características, zona de metal base (MB), zona de metal de aporte (MA) y una zona afectada por la difusión (DAZ), presentándose un comportamiento diferente en el tiempo de soldadura para cada zona mencionada, siendo para el MA y

DAZ las zonas donde un tiempo intermedio permitió encontrar valores más altos de dureza, mientras que en el MB la dureza aumentó conforme el tiempo lo hacía.

## ABSTRACT

Diffusion Brazing represents an innovative alternative for joining similar or dissimilar metals at relatively low temperature. In traditional welding joining methods, joining metals with different mechanical and thermal properties can be detrimental, as the presence of residual stresses post-welding due to differences in thermal expansion coefficients can lead to internal distortions, cracks, and other defects. On the other hand, diffusion brazing relies not only on the capillary action of filler metal on the base metal surface but also on the interdiffusion of elements between them. In the present study, an Ag – Cu – Zn alloy (BAg – 1) was used as a filler metal to join 304 stainless steel plates, and the effect of time (30, 60 and 120 minutes) and temperature (620°C, 660°C) on the microstructural evolution and mechanical properties of the resulting joints was investigated. To achieve this, metallographic analysis, hardness profiling and shear strength test were conducted. The results showed that Cu – Zn-rich phase ( $\text{Cu}_{\text{ss}}$ ) increased in size as the brazing time increased. While a significant presence of this solid solution was observed at the center of the joint, it transitioned towards a greater fraction of the ternary eutectic at the edges of the joint. Additionally, the nucleation of  $\text{Cu}_{\text{ss}}$  occurred only near the interface with the base metal and not towards the center of the interlayer. This was due to the interdiffusion between the base metal and the filler metal, where the presence of elements such as Ni, which diffused into the filler metal, promotes the nucleation of  $\text{Cu}_{\text{ss}}$ . The shear strength of the joints increased with higher temperatures and longer brazing times, promoted by the interdiffusion of elements between the base metal and filler metal. At lower temperatures and shorter times, the joints exhibited no shear strength whatsoever due to poor adhesion and wettability of the molten metal on the base metal surface. The hardness profile revealed three characteristics zones: base metal (BM), filler metal (FM) and a diffusion-affected zone (DAZ). Each zone exhibited different behavior regarding brazing time. In both filler metal zone and diffusion-affected zone, intermediate brazing times resulted in the highest hardness values, whereas in the base metal zone, hardness values increased as brazing times increased.

## TABLA DE CONTENIDOS

DEDICATORIA .....	iv
AGRADECIMIENTOS .....	v
RESUMEN .....	vii
ABSTRACT .....	ix
TABLA DE CONTENIDOS .....	x
TABLA DE FIGURAS .....	xii
ÍNDICE DE TABLAS .....	xvi
1. ANTECEDENTES BIBLIOGRÁFICOS .....	1
1.1 Introducción general.....	1
1.2 Soldadura fuerte .....	3
1.2.1 Descripción del Proceso.....	4
1.2.2 Tipos de Brazing .....	5
1.2.3 Tipos de metales de aporte .....	7
1.3 Soldadura Fuerte por Difusión.....	9
1.4 Efecto de la temperatura y tiempo de soldadura fuerte por difusión en microestructura de uniones .....	10
1.5 Efecto de la temperatura y tiempo de soldadura fuerte por difusión en propiedades mecánicas de uniones .....	19
1.6 Revisión de diagramas de fases .....	26
Objetivo General .....	32
Objetivos específicos .....	32
2. Metodología Experimental.....	33
2.1 Caracterización Metalográfica .....	36

2.2	Ensayo de Dureza .....	37
2.3	Ensayo de Corte.....	38
3.	RESULTADOS Y DISCUSIÓN.....	40
3.1	Evolución Microestructural.....	40
3.2	Propiedades Mecánicas .....	61
	Conclusiones .....	69
	Referencias.....	71
	Anexo A: Tablas y gráficos procesos de Preparación Metalográfica .....	76
	.....	77
	Anexo B: Tablas y gráficos procesos de Soldadura .....	79
	Anexo C: Tablas y gráficos de ensayo de resistencia al corte.....	83
	Anexo D: Tablas de datos de ensayo de microdureza .....	103
	Anexo E: Tablas de datos de área promedio granos Solución Sólida Cu <sub>ss</sub> .....	106
	Anexo E: Tablas de datos de Espesor promedio interfase Solución Sólida Cu <sub>ss</sub> .....	109
	Anexo F: Tablas porcentaje de Solución Sólida Ag <sub>ss</sub> en capa intermedia.....	110

## TABLA DE FIGURAS

Figura 1: Pintura mural fechada en 1475 a.C. de la Tumba de Rekh-Mi-Re en Tebas, Egipto [1].....	1
Figura 2: Motor de turbina de gas soldado mediante soldadura fuerte por difusión con BNi-1 [4].....	2
Figura 3: Esquema para antecedentes bibliográficos proceso de soldadura fuerte. ....	3
Figura 4: Ángulo de contacto para una gota de líquido sobre una superficie sólida para (A) $\theta > 90^\circ$ , (B) $\theta > 90^\circ$ y (C) $\theta = 0$ [1]. ....	4
Figura 5: Ilustración de proceso de soldadura fuerte por difusión observándose en a,b) metal base y metal de aporte original, c) unión heterogénea difundiendo desde MB a MA y viceversa y d) una unión homogénea. ....	7
Figura 6: Microestructuras de la zona de unión generada por soldadura fuerte por difusión a una temperatura de 1120 °C y diferentes tiempos: (a) 5 min (b) 15 min (c) 30 min (d) 45 min (e) 90 min (f) 120 min y (g) 240 min [12]. ....	11
Figura 7: Microestructura de la unión soldada de super aleación Inconel 393 para tiempos de difusión de (a) 45 min, (b) 60 min, (c) 75 min, (d) 90 min por FESEM. ....	12
Figura 8: Ancho de ASZ e ISZ para diferentes tiempos de difusión [18]. ....	14
Figura 9: Microscopía electrónica de barrido (SEM) de unión soldada por 30 segundos a: (a) 710°C, (b) 730°C, (c) 750°C, (d) 770°C, (e) 790°C y (f) 810°C [19]. ....	15
Figura 10: Microscopía electrónica de barrido (SEM) de unión soldada a 770°C por: (a) 1 segundo, (b) 30 segundos, (c) 60 segundos, (d) 90 segundos y (e) 120 segundos [19]. ....	17
Figura 11: Microscopía electrónica de barrido (SEM) de unión soldada a 780°C por: (a) 5 minutos, (b) 15 minutos y (c) 30 minutos [20]. ....	19
Figura 12: Perfil de microdureza para diferentes tiempos de soldadura fuerte por difusión [12]. ....	20
Figura 13: Reducción de la resistencia al corte de unión de super aleación Inconel 393 para el incremento del ancho de la ASZ [18]. ....	21
Figura 14: Resistencia al corte en uniones soldadas por DFB a diferentes tiempos de soldadura en aleación Inconel 393 [18]. ....	22
Figura 15: Microdureza Vickers (HV) en las diferentes zonas microestructurales de la unión a diferentes tiempos de soldadura [18]. ....	23

Figura 16: Resistencia al corte para las uniones soldadas por 30 segundos a diferentes temperaturas de soldadura [19].	24
Figura 17: Resistencia al corte para las uniones soldadas a 770°C a diferentes tiempos de soldadura [19].	25
Figura 18: Microdureza de las diferentes fases presentes en la capa intermedia de metal de aporte Ag-Cu-Zn [19].	25
Figura 19: Evolución de Cu(ss) con el incremento del tiempo de soldadura [20].	26
Figura 20: Diagrama de Fases Ag – Cu [22].	27
Figura 21: Diagrama de fases Ag – Cd [22].	28
Figura 22: Diagrama de fases Cu – Zn [22].	28
Figura 23: Diagrama de fases Ag – Zn [22].	29
Figura 24. Diagrama de Fases Cu – Cd [22].	29
Figura 25: Diagrama de fases ternario Ag – Cu – Cd para proyección de línea liquidus [22].	30
Figura 26: Diagrama de fases ternario Ag – Cu – Zn para proyección de línea liquidus [22].	31
Figura 27: Laminas de Metal de Aporte para soldadura fuerte por difusión [21].	34
Figura 28: Horno tubular Nabertherm modelo P330 [22].	34
Figura 29: Esquema de arreglo y dimensionamiento de metal base y metal de aporte para configuración de caracterización metalográfica y perfil de dureza.	35
Figura 30: Esquema de arreglo y dimensionamiento de metal base y metal de aporte para configuración de ensayo de corte.	35
Figura 31: Disposición de muestras sujetas para (a) configuración de ensayo de corte, (b) configuración de caracterización metalográfica y perfil de dureza, (c) dentro de porta muestra previo a hacer ingreso a horno y (d) desbastadas y limpiadas superficialmente previo al arreglo.	36
Figura 32: Micro durómetro Vickers marca Zwick/Roell modelo ZHVμ.	38
Figura 33: Máquina multi – ensayo de materiales Zwick/Roell modelo Z030.	39
Figura 34: Muestra para ensayo de corte marcada previo la realización de la prueba.	39
Figura 35: Micrografía óptica del área de unión para muestra soldada a 660 °C por (a) 30 minutos, (b) 60 minutos y (c) 120 minutos para un aumento de 100X.	41
Figura 36: Micrografía óptica del área de unión para muestra soldada a 660 °C por 60 minutos para un aumento de 200X.	42

Figura 37: Evolución del área de granos de Cu(ss) [ $\mu\text{m}^2$ ] con el incremento del tiempo de soldadura fuerte por difusión a una temperatura de 660°C. ....	43
Figura 38:(A) Micrografía óptica en binario del área de unión para muestra soldada a 660°C por (a) 30 minutos, (b) 60 minutos y (c) 120 minutos para un aumento de 100X. (B) Porcentaje total de Ag <sub>ss</sub> para cada tiempo de soldadura fuerte por difusión. ....	44
Figura 39: Micrografía óptica para costado izquierdo, central y derecho de la unión soldada para un tiempo de soldadura de (a) 30 minutos, (b) 60 minutos y (c) 120 minutos a un aumento de 100X y temperatura de 660°C. ....	46
Figura 40: Micrografía óptica de metal base en la cercanía a capa intermedia para un tiempo de soldadura fuerte por difusión de 60 minutos y una temperatura de 660°C a un aumento de 200X.....	46
Figura 41: (A) Micrografía óptica del área de unión para muestra soldada a 660°C por 60 minutos para un aumento de 500X. (B) Observación en detalle de solución sólida de Cu – Zn (Cu <sub>ss</sub> ) interfacial. ....	48
Figura 42: Espesor promedio de capa intermedia de solución sólida rica en Cu - Zn (Cu <sub>ss</sub> ) para los diferentes tiempos de soldadura fuerte por difusión a 660°C.....	49
Figura 43: Micrografía óptica del área de unión para muestra soldada a 660°C por 60 minutos para formación de fase $\beta$ en cercanía de solución sólida Cu <sub>ss</sub> . ....	51
Figura 44: Resultados mapeo elemental EDS para la muestra soldada a 660°C por 30 minutos. ....	53
Figura 45: Resultados mapeo elemental EDS para la muestra soldada a 660°C por 60 minutos. ....	54
Figura 46. Resultados mapeo elemental EDS para la muestra soldada a 660°C por 120 minutos. ....	56
Figura 47: (a) Micrografía SEM para muestra soldada a 660°C por 120 minutos a 500X de aumento. (b)Perfil de línea EDS para tal muestra. ....	59
Figura 48: (a)Micrografía SEM para muestra soldada a 660°C por 60 minutos a 2000X de aumento. (b)Perfil de línea EDS para tal muestra. ....	60
Figura 49: Resistencia al corte de las uniones soldadas por soldadura fuerte por difusión a diferentes tiempos y temperaturas de soldadura. ....	62
Figura 50: Perfil metalográfico de unión soldada para 660°C a los diferentes tiempos de soldadura fuerte por difusión. ....	64

Figura 51: Microdureza Vickers (HV) promedio para las diferentes zonas microestructurales a los diferentes tiempos de soldadura fuerte por difusión a una temperatura de 660°C.....	67
Figura 52: Microcortadora metalográfica MECATOME T-180. ....	76
Figura 53: Muestra cortada previo a ser llevada a montaje. ....	76
Figura 54: (a) Prensa de montaje Buehler SIMPLIMET II. (b) Manta calefactora y mantas enfriadoras para prensa de montaje. Encerradas en círculos se puede observar la resina y termocupla utilizadas en el proceso. ....	76
Figura 55: Briqueta con muestra montada lista para caracterización metalográfica. ....	77
Figura 56: Maquina de pulido manual MINITECH 265 Presi. ....	77
Figura 57: (a) Muestra siendo atacada para posterior observación en microscopio. (b) Campana de extracción en donde se aplicó la solución para ataque químico. ....	78
Figura 58: Microscopio óptico invertido marca MOTIC AE2000 MET TRINOCULAR. ...	78
Figura 59: Curva de control del Proceso de Soldadura Fuerte por Difusión para los diferentes tiempos y temperaturas. ....	82
Figura 60 Curva Esfuerzo cortante vs deformación cortante para las diferentes temperaturas y tiempos de soldadura fuerte por difusión. ....	102

## ÍNDICE DE TABLAS

Tabla 1: Composiciones metal base y metal de aporte. ....	33
Tabla 2: Esquema diseño experimental para estudio del efecto de la Temperatura y tiempo de soldadura por difusión. ....	33
Tabla 3: Datos de control de proceso de soldadura fuerte por difusión a una temperatura de 620°C por un tiempo de 30 minutos. ....	79
Tabla 4: Datos de control de proceso de soldadura fuerte por difusión a una temperatura de 620°C por un tiempo de 60 minutos. ....	79
Tabla 5: Datos de control de proceso de soldadura fuerte por difusión a una temperatura de 620°C por un tiempo de 120 minutos. ....	80
Tabla 6: Datos de control de proceso de soldadura fuerte por difusión a una temperatura de 660°C por un tiempo de 30 minutos. ....	80
Tabla 7: Datos de control de proceso de soldadura fuerte por difusión a una temperatura de 660°C por un tiempo de 60 minutos. ....	81
Tabla 8: Datos de control de proceso de soldadura fuerte por difusión a una temperatura de 660°C por un tiempo de 120 minutos. ....	81
Tabla 9: Datos de ensayo de corte para experimento a 620°C por 60 minutos. ....	83
Tabla 10: Datos de ensayo de corte para experimento a 620°C por 120 minutos. ....	84
Tabla 11: Datos de ensayo de corte para experimento a 660°C por 30 minutos. ....	88
Tabla 12: Datos de ensayo de corte para experimento a 660°C por 60 minutos. ....	92
Tabla 13: Datos de ensayo de corte para experimento a 660°C por 120 minutos. ....	98
Tabla 14: Datos resistencia al corte a las diferentes temperaturas y tiempos de soldadura fuerte por difusión. ....	102
Tabla 15: Datos perfil de microdureza Vickers a una temperatura de 660°C y un tiempo de soldadura fuerte por difusión de 30 minutos. ....	103
Tabla 16: Datos perfil de microdureza Vickers a una temperatura de 660°C y un tiempo de soldadura fuerte por difusión de 60 minutos. ....	104
Tabla 17: Datos perfil de microdureza Vickers a una temperatura de 660°C y un tiempo de soldadura fuerte por difusión de 120 minutos. ....	105
Tabla 18: Microdureza Vickers promedio para las diferentes zonas de la microestructura de uniones soldadas a una temperatura de 660°C. ....	105

Tabla 19: Datos de áreas de granos de solución sólida rica en Cu - Zn ( $Cu_{ss}$ ) a una temperatura de 660°C y tiempo de 30 minutos. ....	106
Tabla 20: Datos de áreas de granos de solución sólida rica en Cu - Zn ( $Cu_{ss}$ ) a una temperatura de 660°C y tiempo de 60 minutos. ....	107
Tabla 21: Datos de áreas de granos de solución sólida rica en Cu - Zn ( $Cu_{ss}$ ) a una temperatura de 660°C y tiempo de 120 minutos. ....	108
Tabla 22: Datos de espesor promedio interfase de solución sólida rica en Cu - Zn ( $Cu_{ss}$ ) a una temperatura de 660°C y tiempo de 30 minutos. ....	109
Tabla 23: Datos de espesor promedio interfase de solución sólida rica en Cu - Zn ( $Cu_{ss}$ ) a una temperatura de 660°C y tiempo de 60 minutos. ....	109
Tabla 24: Datos de espesor promedio interfase de solución sólida rica en Cu - Zn ( $Cu_{ss}$ ) a una temperatura de 660°C y tiempo de 120 minutos.....	109
Tabla 25: Porcentaje de solución sólida rica en Ag - Cd ( $Ag_{ss}$ ) en capa intermedia a una temperatura de 660°C y tiempo de 30 minutos. ....	110
Tabla 26: Porcentaje de solución sólida rica en Ag - Cd ( $Ag_{ss}$ ) en capa intermedia a una temperatura de 660°C y tiempo de 60 minutos. ....	110
Tabla 27: Porcentaje de solución sólida rica en Ag - Cd ( $Ag_{ss}$ ) en capa intermedia a una temperatura de 660°C y tiempo de 120 minutos. ....	110

# 1. ANTECEDENTES BIBLIOGRÁFICOS

## 1.1 Introducción general

El proceso de soldadura ha pasado de ser, un arte ancestral donde los antiguos hombres la utilizaban para unir metales, hasta llegar en la actualidad, a ser un proceso de alta tecnología y ciencia. Alrededor del 5000 a.C los sumerios lograron identificar y recolectar metales que se encontraban en estado natural como el oro, la plata y el cobre, pudiendo llevarlos hasta altas temperaturas con la intención de unirlos. Esto mismo, lo pudieron corroborar arqueólogos, quienes revelaron que el proceso de soldadura fuerte (Brazing) era ampliamente utilizado por los sumerios y egipcios, entre los 4500 a.C y 2500 a.C [1]. La Figura 1 representa la imagen de un jeroglifo de un hombre realizando un proceso de soldadura muy rudimentario en el antiguo Egipto. Algo dice que donde fue el nacimiento de las civilizaciones, fue también el nacimiento de la metalurgia.



Figura 1: Pintura mural fechada en 1475 a.C. de la Tumba de Rekh-Mi-Re en Tebas, Egipto [1].

Miles de años después, a principios del siglo XX, las técnicas de soldadura fuerte llegaron a experimentar la mayor evolución en el desarrollo de aleaciones, encontrándose una amplia gama de opciones tanto para metales base como para metales de aporte de bajo punto de fusión [2]. Hoy por hoy, la soldadura fuerte por difusión (Diffusion Brazing) se ha convertido en uno de los métodos comerciales más viables para la unión de materiales con una integridad estructural de alta pureza.

Actualmente, la utilización de soldadura fuerte por difusión posee ventajas en comparación a los métodos convencionales de soldadura por fusión (Welding), la principal se relaciona con la menor susceptibilidad de agrietamiento en caliente que experimentan algunas uniones generadas por la primera de estas [3]. La investigación en este tipo de soldadura presenta una oportunidad considerable, pues esta técnica permite calentar un metal de aporte a su temperatura de fusión sin que los metales base se fundan, lo que evita problemas comunes asociados con las soldaduras tradicionales por fusión. Esto proporciona una mayor versatilidad en las aplicaciones de este tipo de uniones, especialmente en sectores como la industria nuclear, electrónica y aeroespacial, como se ilustra en la Figura 2, donde se muestra un motor de turbina de gas fabricado de una aleación de níquel soldado mediante este método en las zonas de ensamblaje de los álabes (palas de la turbina) con los anillos de soporte, utilizando un metal de aporte AWS BNi – 1, aleación en base níquel con bajo contenido de carbono con elementos como Boro y Silicio que ayudan a reducir la temperatura de fusión y mejorar la fluidez de la aleación. Este proceso abre la posibilidad de unir materiales disímiles, mejorando así sus propiedades y atrayendo una atención considerable como método de unión.



Figura 2: Motor de turbina de gas soldado mediante soldadura fuerte por difusión con BNi-1 [4].

En Chile, el uso de procesos de unión soldada por difusión ha sido limitado hasta el momento, lo que abre nuevas oportunidades de investigación sobre este método. La principal motivación para explorar el empleo de estos procesos y materiales radica en la industria nuclear presente en el país. Esto representa un primer paso en la investigación a nivel nacional sobre estos métodos de soldadura y unión de metales. Para el presente estudio, se llevó a cabo experimentos en laboratorio para analizar la evolución microestructural y, como consecuencia, analizar las propiedades mecánicas de un metal base (MB) de acero inoxidable austenítico AISI 304. Estos experimentos consistieron en

la fabricación de una unión con un metal de aporte (MA) de aleación plata – cobre – zinc (AWS BAg – 1). Se analizó el efecto de las variables de proceso temperatura y tiempo en las propiedades mecánicas de la unión. Los experimentos se realizaron en un horno tubular marca Nabertherm modelo P330, con tiempos de soldadura de 30, 60 y 120 minutos, y temperaturas de soldadura de 620 °C y 660 °C, en atmosfera controlada de Argón.

## 1.2 Soldadura fuerte

La soldadura fuerte es un proceso de unión de metales que se realiza a temperaturas superiores a los 450 °C, pero inferiores a la temperatura de fusión del metal base (MB). Esto significa que es posible unir metales iguales o disimiles sin fundir el metal base, ya que sólo se funde el metal de aporte (MA). Esta distinción lo diferencia de procesos convencionales como la soldadura "Welding", donde sí existe fusión del metal base, pudiendo o no utilizar metal de aporte [5].

La gran demanda de los últimos años por materiales y estructuras más sofisticadas (llámese sofisticada a la aleación tal con una gran cantidad de elementos aleantes, lo que encarece mucho su valor comercial), ha hecho una necesidad primordial para los ingenieros el crear y producir metales para soldadura fuerte que puedan satisfacer las necesidades específicas que requieran estos en cuanto al uso y diseño de las uniones, o también sus propiedades químicas para solucionar problemas como la corrosión [6].

La Figura 3 representa un esquema que servirá como base para los antecedentes bibliográficos del proceso de soldadura fuerte.

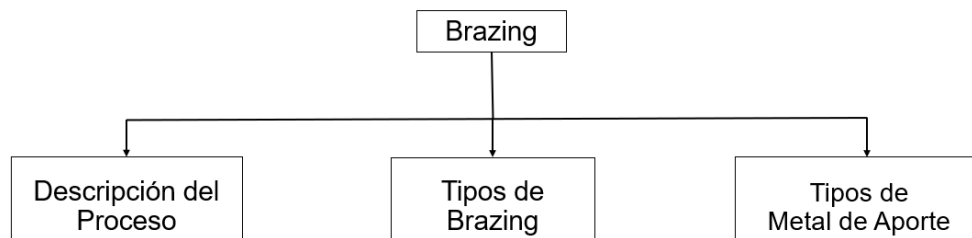


Figura 3: Esquema para antecedentes bibliográficos proceso de soldadura fuerte.

### 1.2.1 Descripción del Proceso

La soldadura fuerte o Brazing consiste en calentar los componentes a unir hasta una temperatura tal en que ocurre la fusión del metal de aporte, es decir, la temperatura de trabajo es mayor a la temperatura de fusión del material de aporte, pero siempre menor a la del metal base. A esta temperatura el metal líquido fluye, por capilaridad, y rellena la junta entre los metales base. Posteriormente, el conjunto se enfría produciéndose la solidificación del material de aporte.

La mojabilidad juega un papel fundamental en este proceso, ya que facilita que el metal de aporte se adhiera y fluya sobre la superficie del metal base sólido, lo que resulta en la formación de la unión de soldadura. Este fenómeno está impulsado por el balance de energías libres superficiales (Ver Figura 4).

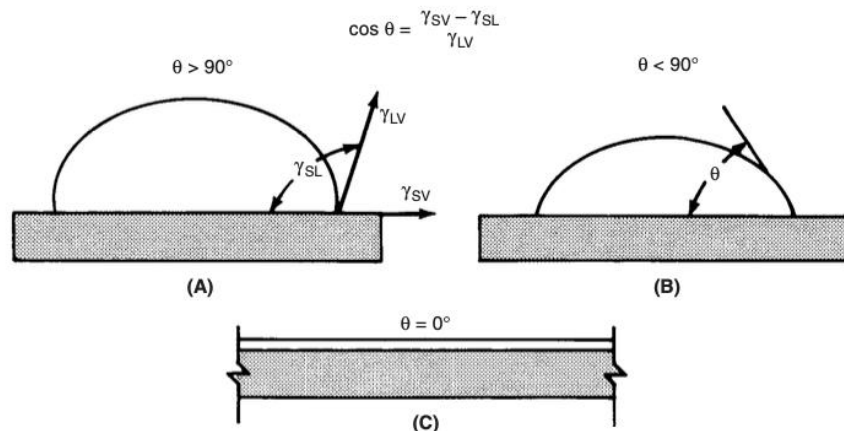


Figura 4: Ángulo de contacto para una gota de líquido sobre una superficie sólida para (A)  $\theta > 90^\circ$ , (B)  $\theta < 90^\circ$  y (C)  $\theta = 0$  [1].

La relación entre estas energías se presenta en la Ecuación 1:

$$\cos(\theta) = \frac{\gamma_{sv} - \gamma_{sl}}{\gamma_{lv}} \quad (1)$$

donde  $\theta$  corresponde al ángulo de contacto,  $\gamma_{sv}$  corresponde a la energía libre superficial de la interfase sólido/vapor,  $\gamma_{sl}$  corresponde a la energía libre superficial de la interfase sólido/líquido y  $\gamma_{lv}$  corresponde a la energía libre superficial de la interfase líquido/vapor.

El grado de mojabilidad de una superficie de un metal de aporte líquido se determina por el ángulo de contacto  $\theta$ . Los valores que puede tener el ángulo de contacto se presentan en la Ecuación 2, en donde:

$$\theta = \begin{cases} < 90^\circ, \text{ el líquido moja la superficie del material base.} \\ > 90^\circ \text{ nula mojabilidad, el material base se comporta como hidrofóbico.} \end{cases} \quad (2)$$

Cuando  $\theta=0^\circ$  se alcanza el máximo nivel de mojabilidad. Los valores óptimos de ángulo de contacto se sitúan generalmente entre  $10^\circ$  y  $45^\circ$ . Este ángulo se ve influenciado principalmente por la presencia de óxidos en la superficie del sólido. La presencia de estos óxidos reduce significativamente las energías libres de las superficies sólida y líquida al absorberlos, lo que suprime la mojabilidad y, por ende, inhibe la dispersión del metal líquido sobre la superficie sólida. Además, en este proceso interviene la energía libre de formación de fases y los mecanismos de difusión de masa, los cuales contribuyen a la reacción entre el metal de aporte y metal base, favoreciendo la formación de una unión metalúrgica estable, garantizando con una buena mojabilidad, no solo el contacto entre metal base y de aporte, sino que también mayor facilidad para que los procesos termodinámicos y cinéticos necesarios para una unión eficaz, puedan llevarse a cabo [1][2] [7].

### 1.2.2 Tipos de Brazing

La palabra "Brazing" abarca una amplia gama de técnicas que incluyen diversas fuentes de calor, estrategias de protección atmosférica y métodos de carga, todo con el fin de lograr una unión metalúrgicamente sólida. En la actualidad, aproximadamente una docena de procesos de soldadura Brazing tienen aplicaciones comerciales, entre las que se encuentran la soldadura fuerte con soplete (*Torch Brazing*), soldadura fuerte en horno (*Furnance Brazing*), soldadura fuerte por inducción (*Induction Brazing*), soldadura fuerte por resistencia (*Resistance Brazing*), soldadura fuerte por rayo láser (*Laser Brazing*), entre otras. Es importante destacar que muchas aplicaciones de soldadura Brazing pueden ser compatibles con más de un proceso. La elección del proceso adecuado para

una aplicación específica depende de razones técnicas y económicas que determinan cuál método es óptimo en cada caso. [1] [8]. Este trabajo se centrará únicamente en la soldadura fuerte por difusión.

La soldadura fuerte por difusión, también conocida como *Diffusion Brazing*, es un proceso mediante el cual se unen o cohesionan metales que son calentados a la temperatura de fusión del material de aporte. Este metal de aporte líquido (Figura 5(a) y Figura 5(b)) fluye sobre la superficie del metal base gracias a la acción capilar. Durante este proceso de alta temperatura, se genera la difusión de átomos desde el material de aporte hacia el material base (y viceversa) en la interfase de estos metales (Figura 5(c)). Este proceso puede llevarse a cabo con o sin la aplicación de presión. Algunos aspectos críticos para que ocurra la soldadura fuerte por difusión son tanto la formación de un metal de aporte en estado líquido en la superficie de la unión como una extensa difusión de los elementos de aleación presentes en el metal de aporte hacia el metal base, resultando en algunos casos con la pérdida total de la identidad de la interfase metal base/metal de aporte original. (Figura 5(d)) [1] [6].

Una vez que el metal de aporte (MA) líquido se haya distribuido por toda el área, es crucial mantener el conjunto Metal base + Metal de aporte a la temperatura de Brazing. Esto garantiza que los elementos del metal de aporte difundan adecuadamente (en términos cinéticos y termodinámicos), en el metal base y viceversa. Como resultado, debido al cambio en la microestructura, las propiedades mecánicas de la unión serán diferentes a la del metal base y metal de aporte por separado, sino de una nueva aleación. Por lo tanto, la extensión de la difusión que ocurre en el proceso de Brazing dependerá de la temperatura, el tiempo, la cantidad de metal de aporte disponible y la solubilidad mutua entre el metal de aporte y el metal base [1] [9].

Cuando se lleva a cabo el proceso de soldadura fuerte por difusión (DFB) con metales base y de aporte en forma de láminas, es recomendable aplicar presión en el conjunto. Esto ayuda a reducir la separación entre ambos metales base una vez que el metal de aporte se ha fundido, facilitando así una adecuada difusión de los elementos de este último. Esta práctica no se realiza al azar, ya que la soldadura fuerte por difusión tiene aplicaciones importantes en sectores como la industria nuclear y aeroespacial, donde es

crucial que los materiales funcionen correctamente a temperaturas superiores a los 1000 °C.

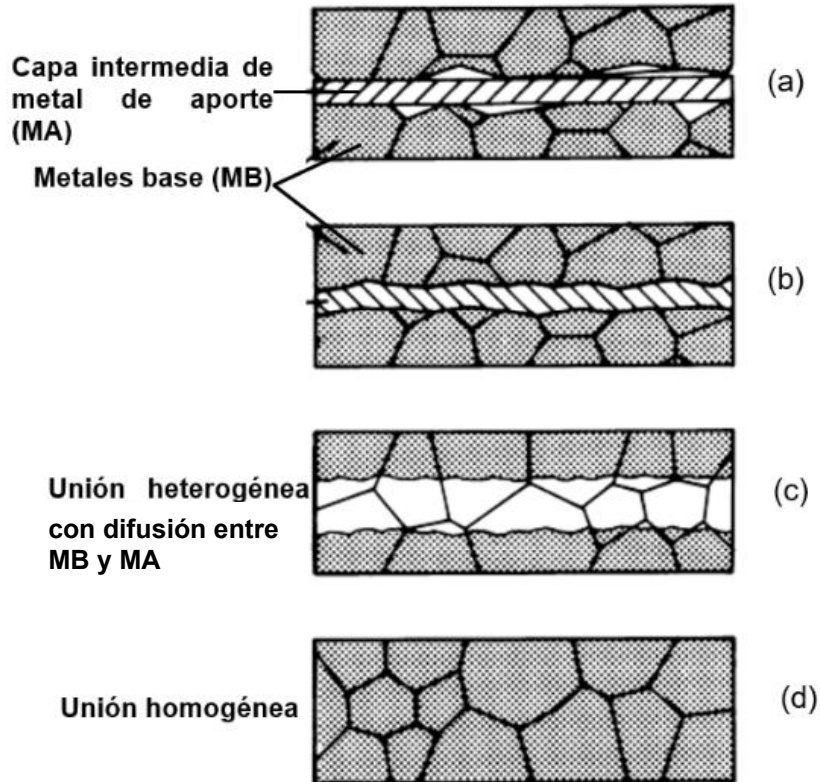


Figura 5: Ilustración de proceso de soldadura fuerte por difusión observándose en a, b) metal base y metal de aporte original, c) unión heterogénea difundiéndose desde MB a MA y viceversa y d) una unión homogénea.

Por esta razón, los metales de aporte comúnmente utilizados corresponden a aleaciones que contienen elementos que reducen el punto de fusión, como Boro (B), Cadmio (Cd), Zirconio (Zr), entre otros [6] [10], permitiendo que al difundir estos elementos desde el metal de aporte hacia el metal base, las uniones resultantes tengan temperaturas de fusión mayores a la que inicialmente presentan los metales de aporte por sí solos, generando un adecuado funcionamiento para el servicio al que están destinados.

### 1.2.3 Tipos de metales de aporte

Los metales de aporte (MA) son esenciales para llevar a cabo el proceso de Brazing. Para ello, es necesario que el punto de fusión de estas aleaciones sea mayor a los 450

°C, pero inferior al punto de fusión del metal base (MB). Para comprender esto, es importante entender los términos "*temperatura liquidus*" y "*temperatura solidus*". La temperatura liquidus corresponde a la temperatura más baja en la que una aleación se encuentra completamente líquida (comienza la solidificación), mientras que la temperatura solidus corresponde a la temperatura más alta en la que la aleación es completamente sólida (comienza la fusión). En el caso de los metales puros, estas temperaturas serán la misma, pero para aleaciones existirá un rango bifásico donde coexisten tanto la fase sólida como la fase líquida. Para garantizar una alta fluidez del metal de aporte, se prefieren aleaciones cuya temperatura de trabajo esté cercana a la temperatura liquidus.

Las aleaciones utilizadas como metal de aporte (MA) en el proceso de Brazing deben cumplir con una serie de características fundamentales: (i) deben tener la capacidad de extenderse y adherirse (mojabilidad) al metal base sobre el cual se aplican; como consecuencia, se garantiza una unión efectiva; (ii) el punto de fusión y la fluidez de estas aleaciones deben ser los adecuados, en términos de que, el primero de estos se encuentre lo más cercano a la temperatura liquidus de la aleación de aporte, lo que genera con esto una mayor fluidez, para así permitir su mejor distribución a lo largo de las uniones mediante la acción capilar, especialmente en condiciones de preparación previa de las superficies; y (iii) la composición de las aleaciones debe ser homogénea (elementos que conforman la aleación estén uniformemente distribuidos en la matriz) y estable para evitar la separación de fases (descomposición y precipitación de fases no deseadas) durante el proceso de soldadura que comprometan la calidad de la unión.

Es crucial que las uniones generadas con estas aleaciones presenten propiedades mecánicas y físicas adecuadas para el servicio al cual están destinadas, garantizando su durabilidad y resistencia. Finalmente, dependiendo de las especificaciones y requisitos particulares de la aplicación, las aleaciones deben ser capaces de producir o evitar ciertos tipos de interacciones con el metal base. Por ejemplo, pueden ser diseñadas para generar una temperatura de fusión de la unión soldada más alta, lo cual puede ser deseable en ciertos casos, como lo son los ambientes de alta temperatura de servicio (componentes de turbinas, motores de reacción, intercambiadores de calor, etcétera), o en términos de compatibilidad metalúrgica con el metal base, en donde al elevar el punto

de fusión de la unión se puede reducir la formación de compuestos intermetálicos frágiles, entre otros.

### **1.3 Soldadura Fuerte por Difusión**

El proceso de soldadura fuerte por difusión surge de fabricar uniones disímiles, ya que los métodos de unión como la soldadura por fusión no son aplicables debido a las diferencias en sus propiedades físicas, químicas y metalúrgicas. Estas diferencias pueden provocar tensiones residuales significativas después de la soldadura, especialmente en aleaciones con grandes disparidades en sus coeficientes de expansión térmica [11]. Estas tensiones pueden surgir cuando se exponen a cargas mecánicas y térmicas. Por lo tanto, el proceso de soldadura fuerte se vuelve la opción más adecuada para este tipo de aplicación.

A. Nasajpour et al. [12]. emplearon la soldadura fuerte por difusión para unir una superaleación Nicrofer 5520. Esta aleación, con altos niveles de níquel y cromo, exhibe una excepcional resistencia a la oxidación, lo que la convierte en un material altamente deseable en diversas industrias, incluidas aquellas que fabrican intercambiadores de calor, reactores nucleares y equipos aeroespaciales. Esta elección representó una alternativa a los métodos convencionales de soldadura por fusión, los cuales presentan limitaciones como la formación de fases frágiles, tales como los carburos tipo  $M_{23}C_6$ , que pueden provocar problemas de fisuración en la Zona Afectada Térmicamente (ZAT). En contraste, la soldadura fuerte por difusión no enfrenta estas restricciones asociadas con la soldadura por fusión.

M. Paidar et al. [13] utilizaron la soldadura fuerte por difusión para realizar una unión disímil entre un acero inoxidable 321 y una superaleación Inconel IN738. Utilizaron como material de aporte una aleación Ag-Cu-Zn en forma de polvo. Este enfoque es especialmente relevante dado que las superaleaciones a base de níquel, como el Inconel, son costosas, y por tanto entrega una nueva oportunidad de unión mediante soldadura fuerte por difusión, no solo por la inaplicabilidad de procesos de soldadura por fusión dada las diferencias metalúrgicas, mecánicas y físicas, sino también por el abaratamiento

de costos al unir materiales disímiles con propiedades compatibles pese a la gran diferencia en sus valores comerciales [14] [15]. La unión de estas superaleaciones con aceros inoxidables austeníticos ayuda a reducir los costos de los materiales sin comprometer el rendimiento en aplicaciones industriales dada la compatibilidad que presentan en cuanto a sus propiedades físicas y mecánicas, pese a que químicamente la Inconel IN738 presenta una mayor cantidad de elementos de aleación que el acero inoxidable 321 [16] [17]. Los investigadores seleccionaron la soldadura fuerte por difusión para evitar el agrietamiento en caliente y la formación de fases indeseables ricas en niobio que podrían ocurrir si se utilizara la soldadura por fusión (welding). La presencia del metal de aporte (Ag, Cu, Zn) contribuye a mitigar la formación de compuestos intermetálicos frágiles, mejorando así la integridad de la unión.

#### **1.4 Efecto de la temperatura y tiempo de soldadura fuerte por difusión en microestructura de uniones**

Ali Nasajpour et al. [12] estudiaron el efecto del tiempo de soldadura fuerte por difusión en la evolución microestructural de la unión de una superaleación Nicrofer 5520 utilizando un metal de aporte de BNi – 9 (Ni – Cr – B), a una temperatura constante de proceso de 1120 °C. El tiempo de soldadura varió entre los 5 a 240 minutos, obteniéndose las diferentes microestructuras que se muestran en la Figura 6.

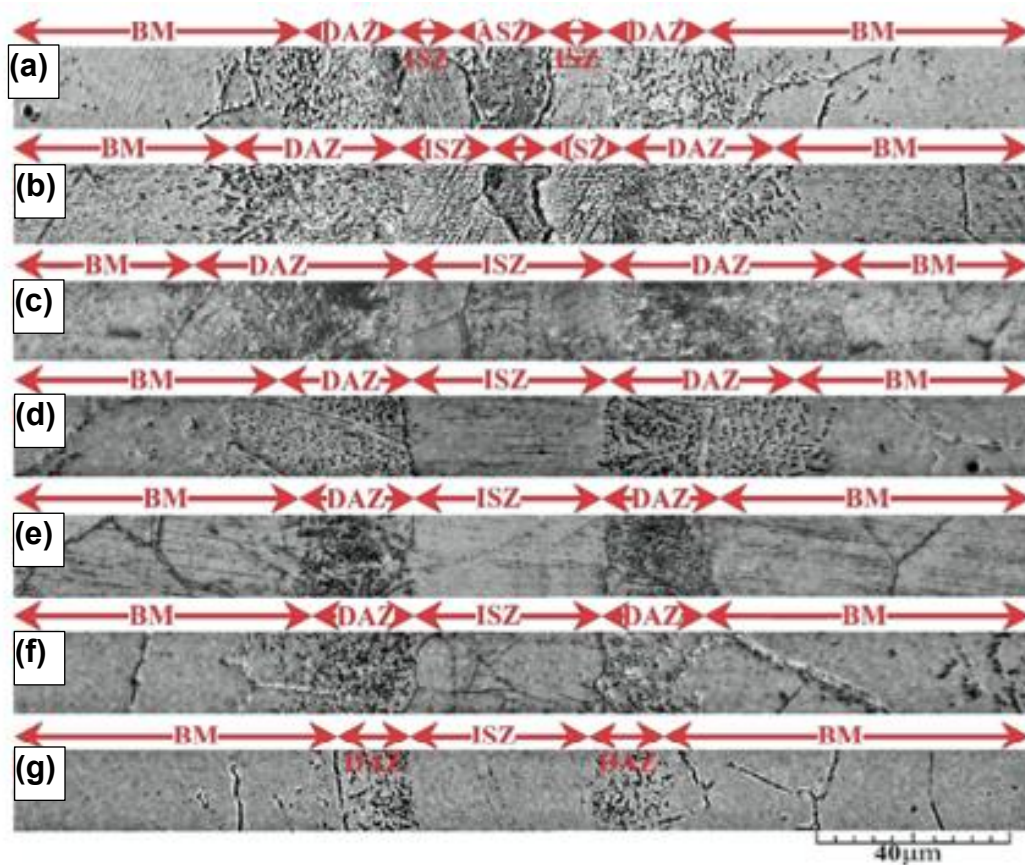


Figura 6: Microestructuras de la zona de unión generada por soldadura fuerte por difusión a una temperatura de 1120 °C y diferentes tiempos: (a) 5 min (b) 15 min (c) 30 min (d) 45 min (e) 90 min (f) 120 min y (g) 240 min [12].

Los investigadores definieron cuatro zonas en la zona de unión: (i) ASZ: zona de solidificación atérmica, una zona en el centro de la unión donde el metal de aporte ha solidificado sin un equilibrio con el metal base (liquido remanente), dada la insuficiente difusión de elementos desde la capa intermedia hacia el metal base debido a los muy bajos tiempos de soldadura (ii) ISZ: zona de solidificación isotérmica, (iii) DAZ: zona afectada por la difusión y (iv) BM: material base. Se puede observar que, para tiempos de soldadura cortos, como 5 minutos, no es suficiente para que ocurra una solidificación completamente isotérmica, lo que implica que hay una segregación en forma de fase eutéctica de no equilibrio (ASZ). A medida que aumenta el tiempo de soldadura por encima de 5 minutos, la zona de solidificación atérmica desaparece por completo, mientras que las zonas de solidificación isotérmica y afectada por la difusión aumentan con el tiempo. Esta última zona presenta partículas de carburos y boruros formados durante el proceso de soldadura, en donde su formación está directamente influenciada

por la difusión de elementos de aleación desde la capa intermedia hasta el metal base, alcanzándose un máximo valor en la fracción volumétrica de la DAZ para un tiempo de soldadura de 30 minutos, posterior a esto se dan las condiciones de tiempo suficientes para que los precipitados presentes desde (c) se disuelvan hasta que en (g) existe una muy baja fracción volumétrica de estos [12].

Arhami et al. [18] también lograron observar las diferentes zonas de solidificación que se mostraron en la Figura 6 al unir una superaleación Inconel 393 (aleación base Ni con alto porcentaje de Cr) con un metal de aporte Ni-14,9%Cr-3,7%B (AWS BNi - 9), utilizando una temperatura de soldadura de 1120 °C y diferentes tiempos de proceso (45, 60, 75 y 90 minutos). Los resultados microestructurales se presentan en la Figura 7.

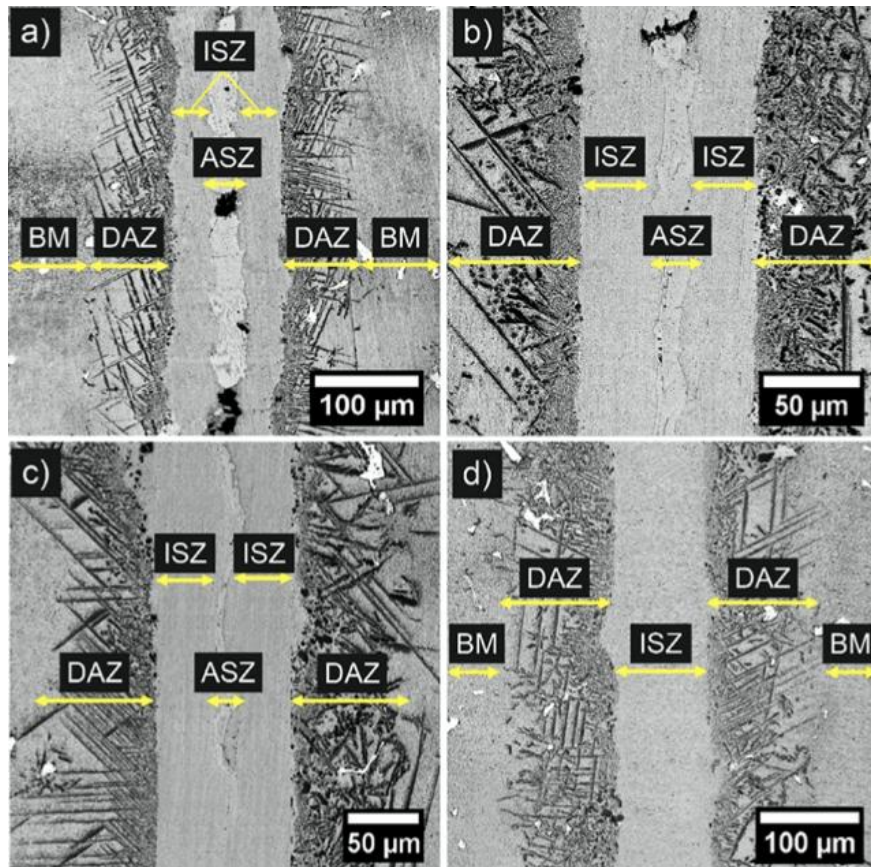


Figura 7: Microestructura de la unión soldada de super aleación Inconel 393 para tiempos de difusión de (a) 45 min, (b) 60 min, (c) 75 min, (d) 90 min por FESEM.

Los investigadores observaron la presencia de tres zonas microestructurales diferentes: ASZ (zona de solidificación atérmica), ISZ (zona de solidificación isotérmica) y DAZ (zona

afectada por la difusión), y pudieron relacionar su formación con dos mecanismos distintos de transformación: (i) solidificación y (ii) precipitación en estado sólido. El mecanismo de transformación (i) incluye la solidificación isotérmica (modo I) y la solidificación atérmica (modo II). Para la primera de éstas, existe una influencia del modo I de solidificación, en donde la interdifusión de elementos aleantes desde el metal de aporte hacia los metales base altera la composición química y aumenta la temperatura liquidus del metal de aporte. Esto se debe al agotamiento del elemento Boro, con un coeficiente de partición ( $k$ ) menor a 1, y al enriquecimiento de la fase líquida con los elementos de aleación de los metales base, como Cr, Co, W y Ta, que tienen coeficientes de partición ( $k$ ) mayores a 1. Una vez que la temperatura liquidus coincide con la temperatura de soldadura, comienza la solidificación isotérmica. Por otro lado, la ASZ está influenciada por el modo II de solidificación, donde la disminución de la temperatura no permite que la solidificación isotérmica se complete, lo que hace que el líquido residual solidifique de manera atérmica durante el enfriamiento, con una estructura eutéctica bien definida con presencia de fases intermetálicas frágiles, como lo son boruros ricos en Ni ( $\text{Ni}_3\text{B}$ ) y Cr ( $\text{CrB}$ ). Para el segundo mecanismo de transformación microestructural, la formación de la zona afectada por la difusión (DAZ) puede atribuirse a la precipitación en estado sólido. A una temperatura constante de  $1120\text{ }^\circ\text{C}$ , el aumento del tiempo de difusión condujo a una reducción sustancial de la ASZ, siendo inexistente para tiempos mayores a 75 minutos. En general, se observa una relación inversa entre la presencia de la ASZ y la ISZ. La solidificación isotérmica es un fenómeno basado en la difusión, donde tiempos de soldadura más largos proporcionan más oportunidades para que los átomos del metal de aporte, como el boro en este caso, difundan hacia el metal base adyacente, lo que resulta en una reducción del ancho de la ASZ [18]. Lo anteriormente descrito puede observarse en la Figura 8, donde se observa la relación inversamente proporcional en la presencia de la zona solidificada isotérmicamente y la zona solidificada de manera atérmica.

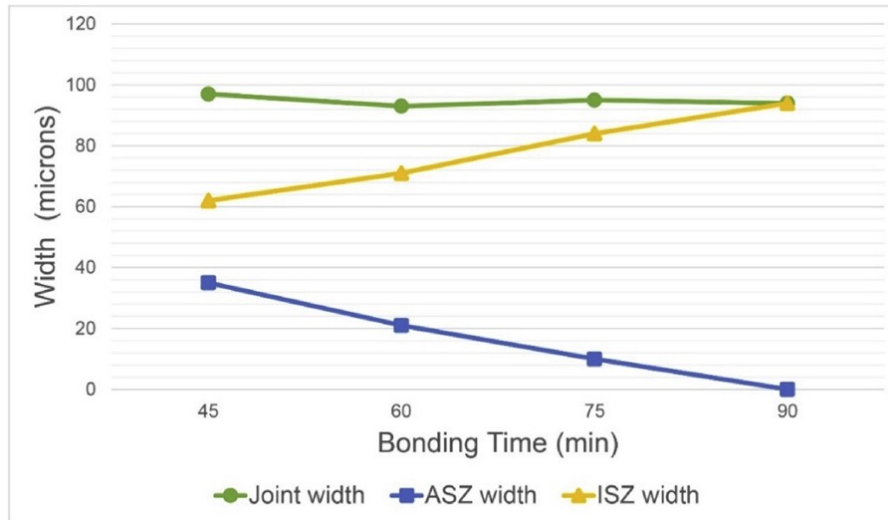
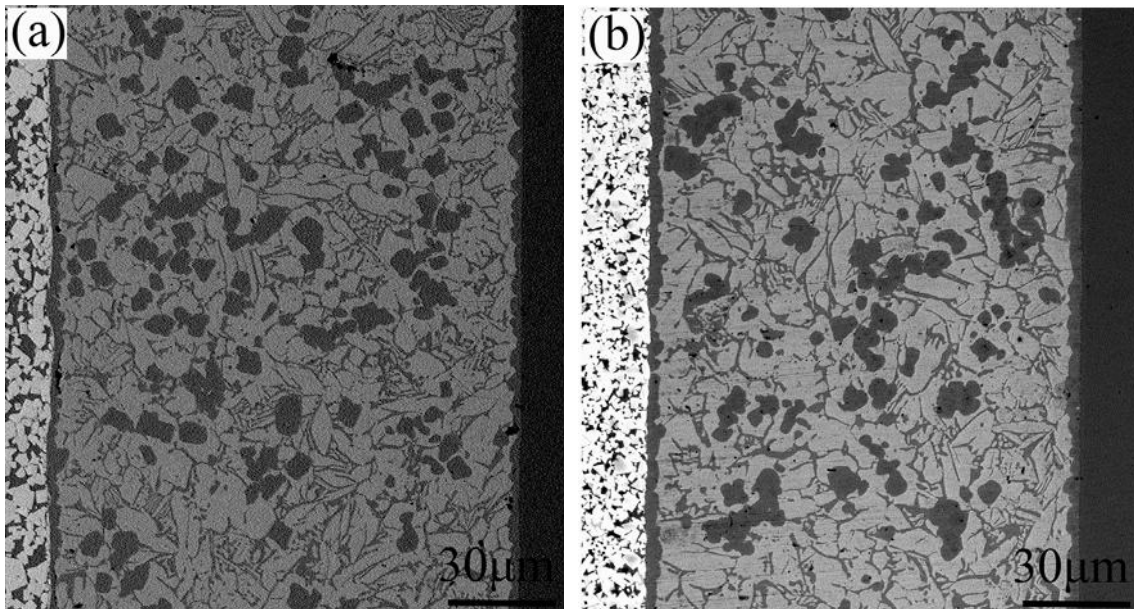


Figura 8: Ancho de ASZ e ISZ para diferentes tiempos de difusión [18].

Diferentes autores utilizaron metales de aporte de la familia de las Ag – Cu – Zn con el agregado de otros elementos de aleación para unir aleaciones iguales o disímiles. Jiang et al [19], unieron un acero al carbono a un carburo de tungsteno por soldadura fuerte por difusión utilizando un metal de aporte Ag-16%Cu-23%Zn-7.5%Mn-4.5%Ni (wt%) a una temperatura de soldadura de entre 710°C hasta 810°C por 30 segundos (Figura 9).



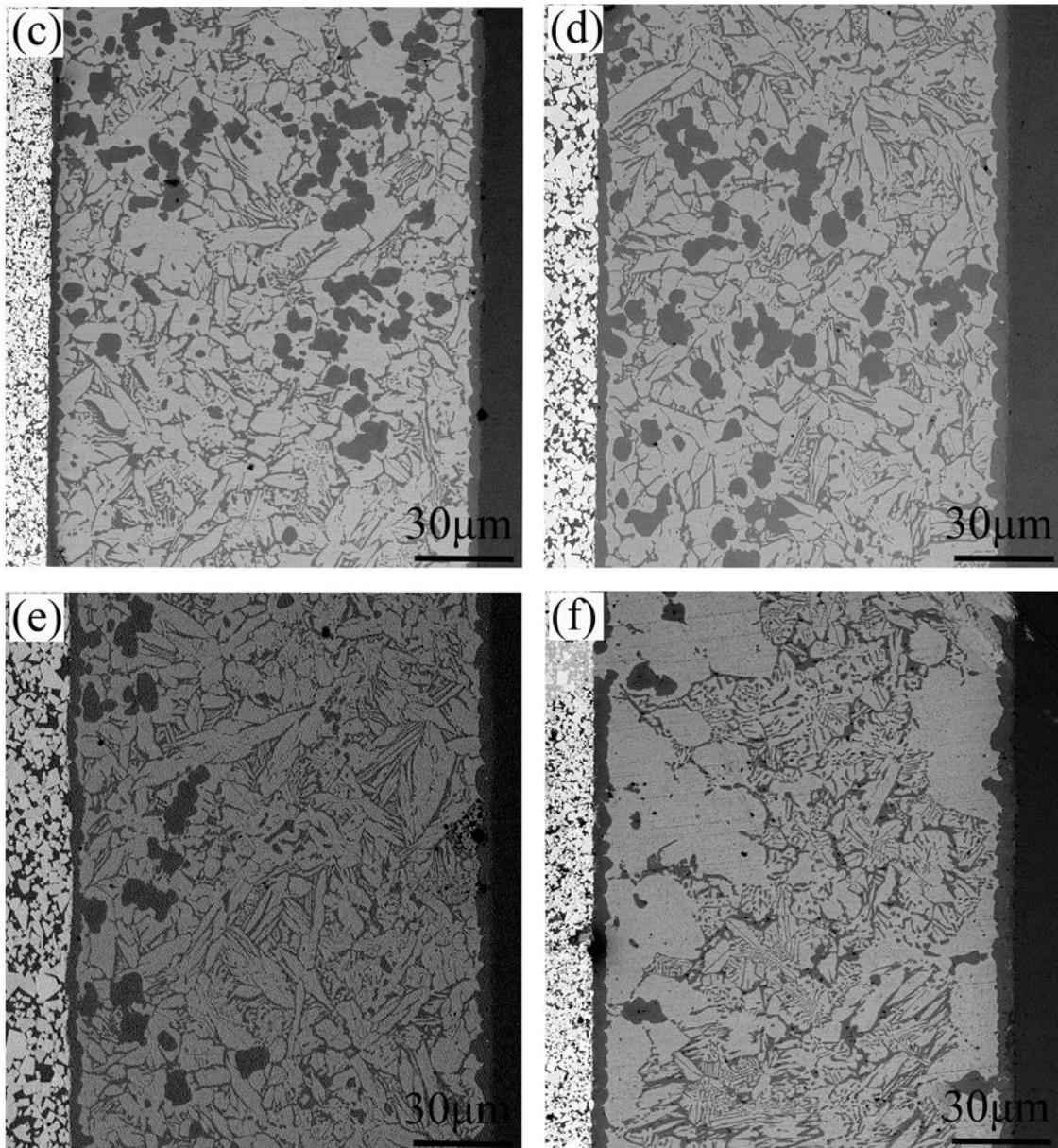
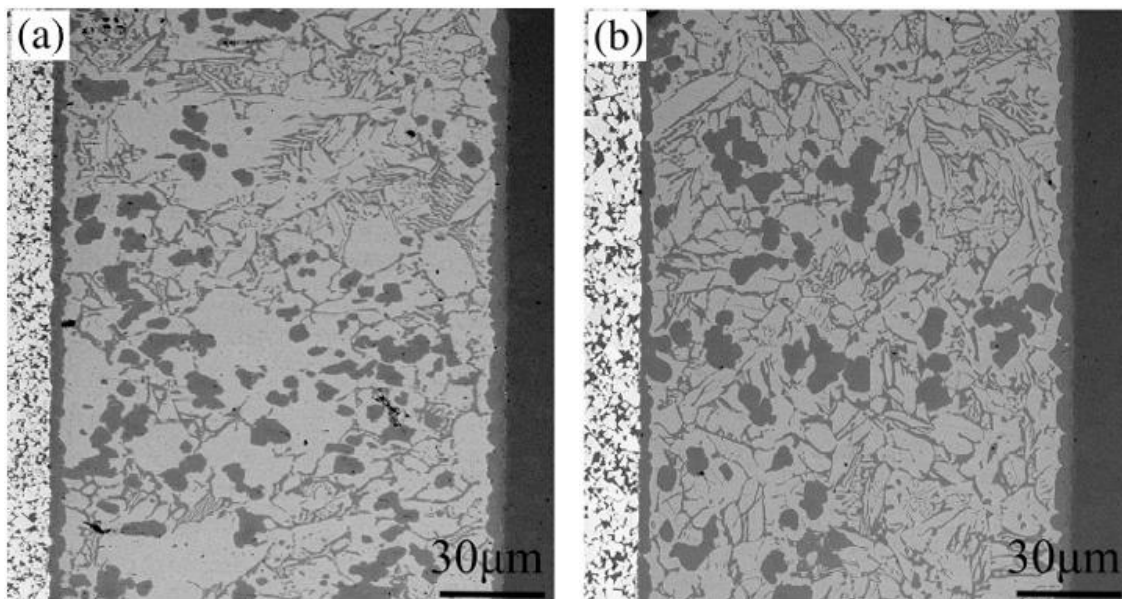


Figura 9: Microscopía electrónica de barrido (SEM) de unión soldada por 30 segundos a: (a) 710°C, (b) 730°C, (c) 750°C, (d) 770°C, (e) 790°C y (f) 810°C [19].

Los investigadores observaron la presencia de tres zonas características. Una solución sólida rica en cobre  $\alpha$ -Cu(s.s) (fase oscura), una solución sólida rica en plata Ag(s.s) (fase matriz clara) y una fase eutéctica de Ag-Cu-Zn. La presencia de  $\alpha$ -Cu(s.s) para todas las temperaturas de soldadura se encontró como “forma de islas” en todo el espesor del metal de aporte, y como capa intermedia en la interfase metal base – metal de aporte en donde la presencia de esta primera se redujo con el aumento de la temperatura, mientras que de la segunda se incrementó hasta que para 810°C no se encuentre prácticamente

$\alpha$ -Cu(s.s) en todo el espesor de la unión, reduciendo el área total de islas de  $\alpha$ -Cu(s.s) pero incrementando el espesor de esta capa intermedia en la interfase metal base – metal de aporte. Por otro lado, la solución sólida rica en plata Ag(s.s) al igual que la fase eutéctica aumentaron con el aumento de la temperatura de soldadura. Al encontrarse para altas temperaturas la mayor parte del cobre en la capa intermedia de  $\alpha$ -Cu(s.s) existe un déficit de este elemento hacia el centro del metal de aporte, lo que da las condiciones para que solidifique un mayor porcentaje de Ag(s.s). Este mismo efecto puede observarse en la Figura 10 dónde para una temperatura de soldadura de 770°C se estudió el efecto del tiempo de soldadura de las uniones soldadas desde 1 segundo hasta 120 segundos. Al igual que para diferentes temperaturas de soldadura, el área de la solución sólida  $\alpha$ -Cu(s.s) se redujo con el aumento del tiempo de soldadura mientras que la solución sólida rica en plata Ag(s.s) aumentó en su fracción volumétrica.



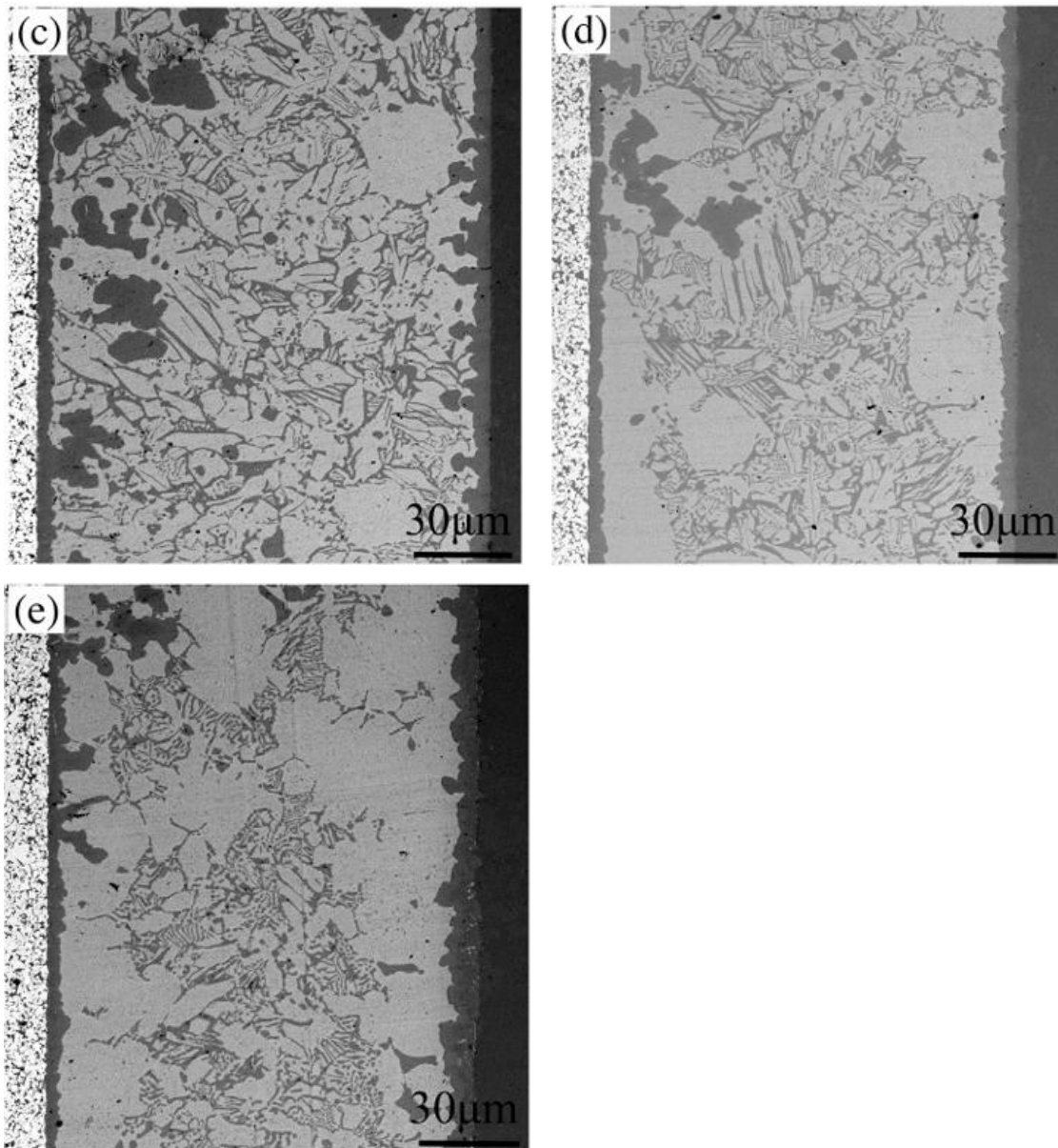
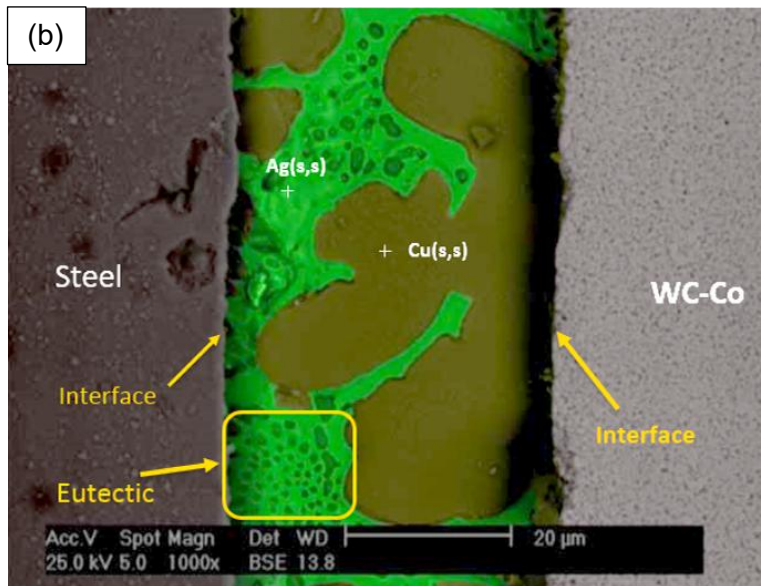
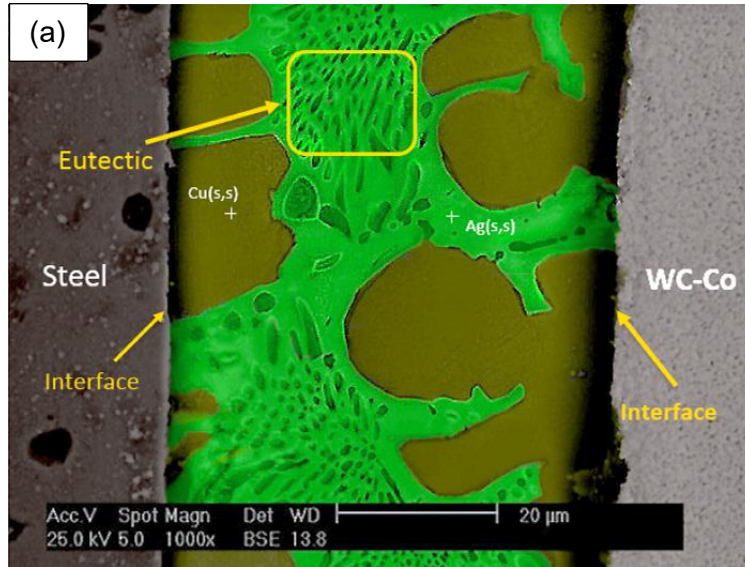


Figura 10: Microscopía electrónica de barrido (SEM) de unión soldada a 770°C por: (a) 1 segundo, (b) 30 segundos, (c) 60 segundos, (d) 90 segundos y (e) 120 segundos [19].

Amelzadeh et al [20], también realizaron soldadura fuerte por difusión para unir un acero al carbono a un carburo cementado con alto contenido de Cobalto, con un metal de aporte Ag-26%Cu-21%Zn-18%Cd (BAg – 2a) [21] a una temperatura de soldadura de 780°C por 5, 10 y 15 minutos (Figura 11).



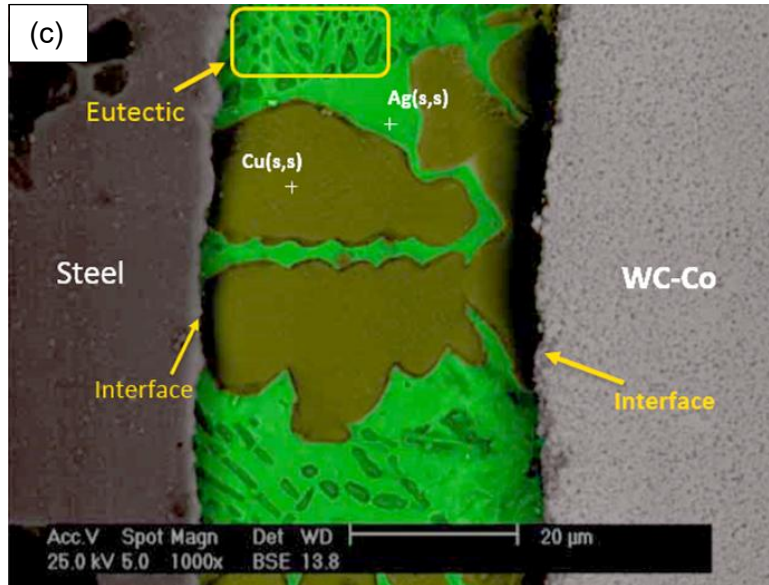


Figura 11: Microscopía electrónica de barrido (SEM) de unión soldada a 780°C por: (a) 5 minutos, (b) 15 minutos y (c) 30 minutos [20].

Observaron que, dadas las altas solubilidades de los elementos Zn y Cd en Cu y Ag, respectivamente, las soluciones sólidas Cu(ss) y Ag(ss) son ricas en estos elementos. Ahora bien, la formación de la solución sólida Cu-Zn(ss) en la unión está acompañada de un empobrecimiento de estos dos elementos en el área circundante, lo que deja consigo la formación de la solución sólida Ag-Cd(ss). El aumento del tiempo de soldadura afecta la cinética de crecimiento de las dendritas de la fase Cu-Zn(ss), por lo que estas incrementan su tamaño al aumentar los tiempos desde 5 minutos a 15 minutos, mientras tanto, en zonas donde elementos del metal de aporte líquido no tienen tiempo suficiente para difundir, se dan las condiciones para que la fase eutéctica sea formada.

### 1.5 Efecto de la temperatura y tiempo de soldadura fuerte por difusión en propiedades mecánicas de uniones

La Figura 12 presenta los perfiles de microdureza obtenidos por Nasajpour et al. [12] de las uniones de superaleación Nicrofer 5520 con material de aporte BNi-9 a diferentes tiempos de soldadura fuerte por difusión (ver microestructuras en la Figura 6).

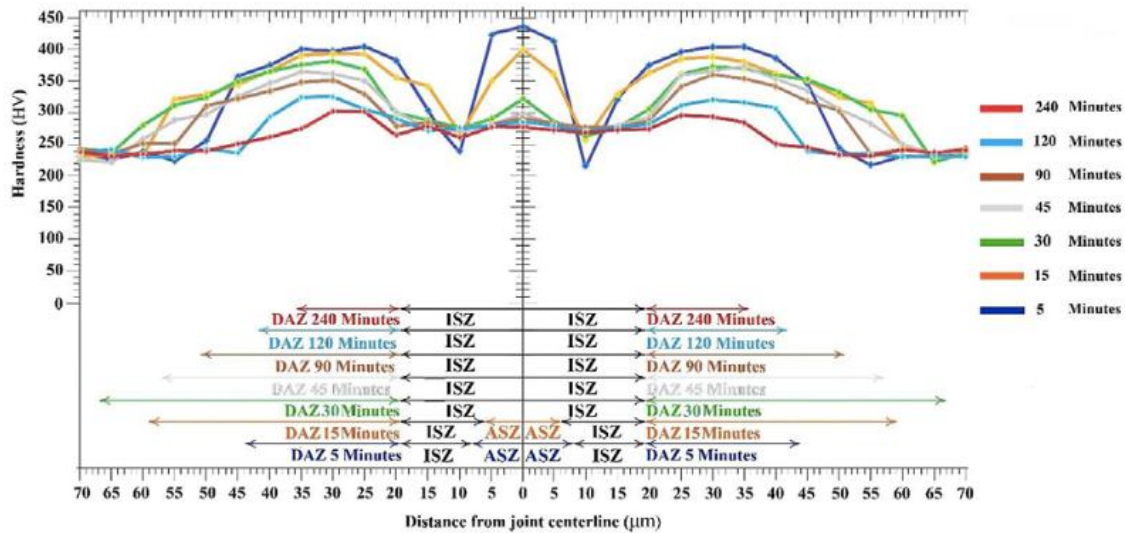


Figura 12: Perfil de microdureza para diferentes tiempos de soldadura fuerte por difusión [12].

Es posible observar que para tiempos cortos de soldadura se registra un dureza máxima en el centro de la unión debido a la presencia de la zona de solidificación atérmica (ASZ), la cual contiene boruros de alta dureza. Al aumentar el tiempo de soldadura, por ejemplo 30 minutos, la dureza se reduce en aproximadamente 100 HV lo que se explica por la disolución de los boruros presentes. Al aumentar el tiempo de soldadura, se observa un perfil de microdureza más homogéneo en la zona de la unión, ya que los elementos como carburos y boruros se disolvieron gradualmente, siendo su valor similar a la del metal base. Luego se observa al alejarse del centro de la unión (10 µm aproximadamente) un mínimo de dureza en la zona de solidificación isotérmica (ISZ). Esta zona presenta una microestructura más homogénea que al acercarse al centro de la unión dada la interdifusión del metal base y metal de aporte sin la precipitación excesiva de fases duras, sino más bien un endurecimiento por solución sólida (menos dureza). Esto provoca que no exista una diferencia sustancial en aquella zona para los diferentes tiempos de soldadura. Finalmente, para el segundo peak de dureza en la zona afectada por la difusión (DAZ), dada la precipitación de boruros y carburos como  $M_6C$ ,  $M_{23}C_6$ , etcétera, se dan altos valores de dureza por la presencia de estas fases secundarias duras. Luego a medida que aumenta el tiempo de soldadura, estas se disuelven progresivamente,

haciendo que la dureza máxima disminuya hasta que, para un tiempo de 240 minutos, exista una distribución más uniforme de esta.

Arhami et al. [18], observaron que el aumento en tiempo de soldadura resulta en un incremento en la resistencia al corte de las uniones (Ver Figura 13). Las letras “A” – “D” indican la muestra a los 90 minutos, 75 minutos, 60 minutos y 45 minutos, respectivamente. Este aumento en la resistencia lo atribuyeron a la reducción del ancho de la región ASZ. Eventualmente, la completa eliminación de esta zona resulta en valores máximos de resistencia al corte (Punto A correspondiente a la muestra soldada por 90 minutos), los cuales podrían aumentar aún más mediante un tratamiento térmico posterior de homogeneización [18].

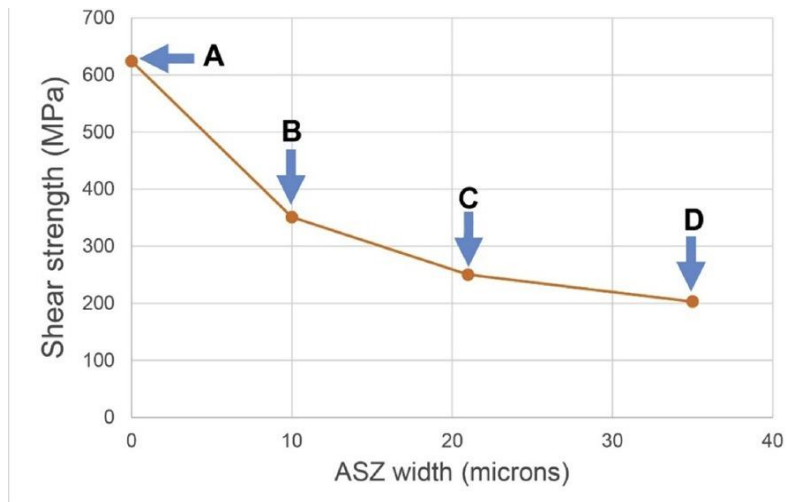


Figura 13: Reducción de la resistencia al corte de unión de super aleación Inconel 393 para el incremento del ancho de la ASZ [18].

La Figura 14 muestra el efecto del tiempo de soldadura en la resistencia al corte obtenida por Arhami et al. [18]. Se observa que para tiempos bajos de soldadura la resistencia al corte de la unión es baja, lo cual está asociado a la región de solidificación isotérmica parcial con presencia de fases frágiles, y posteriormente esta resistencia aumenta hasta alcanzar el valor más alto a 90 minutos cuando se logra la disolución de las fases frágiles y, como consecuencia, la homogeneización de la microestructura.

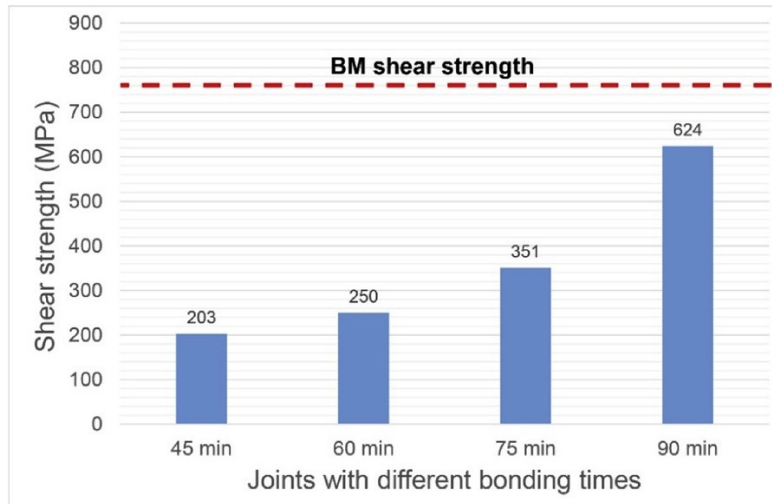


Figura 14: Resistencia al corte en uniones soldadas por DFB a diferentes tiempos de soldadura en aleación Inconel 393 [18].

Los valores de microdureza Vickers para las distintas zonas microestructurales en los diferentes tiempos de difusión se muestran en la Figura 15. Se observan valores más altos para la ASZ, asociados a la presencia de intermetálicos duros y quebradizos, los cuales disminuyen con el tiempo y están ausentes para un tiempo de difusión de 90 minutos. En cuanto a la ISZ, esta presenta los valores más bajos de dureza debido a que está compuesta por una fase de solución sólida rica en Ni, que es blanda. Sin embargo, contrariamente a lo que ocurre en la ASZ, la dureza de la ISZ aumenta para tiempos de soldadura más largos. Esto se debe a que el mecanismo de endurecimiento por solución sólida, controlado por la interdifusión de elementos de soluto entre el metal base y el metal de aporte, es el mecanismo dominante en la ISZ. Por lo tanto, estos valores aumentan desde 210 HV hasta casi 290 HV para tiempos de soldadura mayores. En cuanto a la DAZ, se observa la presencia de precipitados de boruro duros dentro de la matriz de la estructura, lo cual explica los valores más altos de dureza en comparación con la ISZ y el metal base [18].

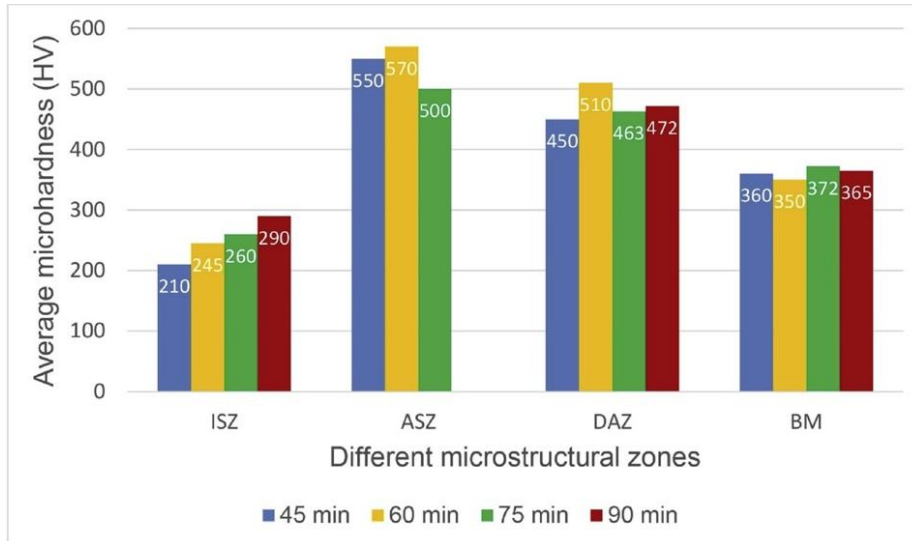


Figura 15: Microdureza Vickers (HV) en las diferentes zonas microestructurales de la unión a diferentes tiempos de soldadura [18].

La Figura 16 representa los valores de resistencia al corte a diferentes temperaturas de soldadura obtenidos por Jiang et al. [19] comentadas anteriormente en la Figura 9, en donde es posible observar que el promedio de resistencia al corte aumenta cuando la temperatura se incrementa entre 710°C y 770°C pero decrece para temperaturas mayores a esta. El incremento de la temperatura de soldadura mejora la fluidez del metal de aporte y promueve que la difusión de los elementos aleantes logre generar una microestructura más homogénea. Por otro, temperaturas excesivamente altas pueden inducir al crecimiento de los granos de las diferentes fases del metal de aporte, lo que deteriora las propiedades mecánicas de la unión. Como se observó previamente en la Figura 9, con el aumento de la temperatura de soldadura se reducía progresivamente el porcentaje de la solución sólida rica en cobre  $\alpha$ -Cu(ss) presente en todo el espesor de metal de aporte, reemplazando esta fase por fase rica en plata Ag(ss) y eutéctico, mientras que la mayor parte de  $\alpha$ -Cu(ss) se presentó como capa intermedia en la interfase con los metales bases. La Figura 17 representa la resistencia al corte de las uniones soldadas a 770°C para diferentes tiempos de soldadura, en donde bajos tiempos presentan los valores máximos de resistencia al corte debido a que tiempos mayores a 30 segundos llevan a crecimiento excesivo de los granos de  $\alpha$ -Cu(ss) como también a la evaporación de elementos como el Zn. Para tiempos de 120 segundos, la fase eutéctica es la predominante en toda la fracción volumétrica de la capa intermedia. Jiang et al. [19] midieron la dureza de las diferentes fases presentes en la microestructura de la capa

intermedia(Figura 18), en donde observaron que la solución sólida rica en cobre  $\alpha$ -Cu(ss) presenta la mayor dureza, seguido por el eutéctico Ag-Cu y finalmente la solución sólida rica en plata Ag(ss), lo cual confirma que para una microestructura en donde la fase  $\alpha$ -Cu(ss) se encuentra mejor distribuida en la capa intermedia existieron mejores valores de resistencia mecánicas, y asimismo que estas se vean reducidas ante el crecimiento excesivo del tamaño de grano de las  $\alpha$ -Cu(ss).

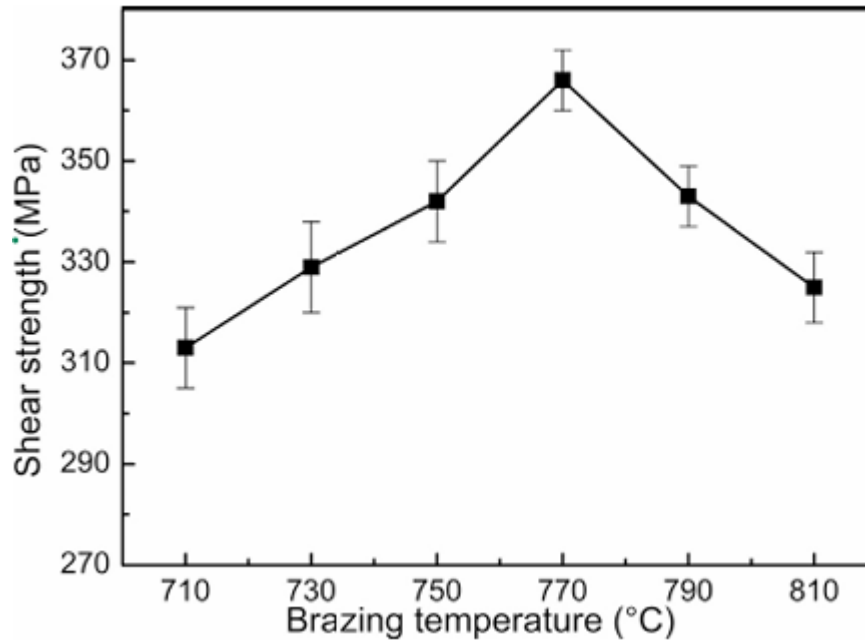


Figura 16: Resistencia al corte para las uniones soldadas por 30 segundos a diferentes temperaturas de soldadura [19].

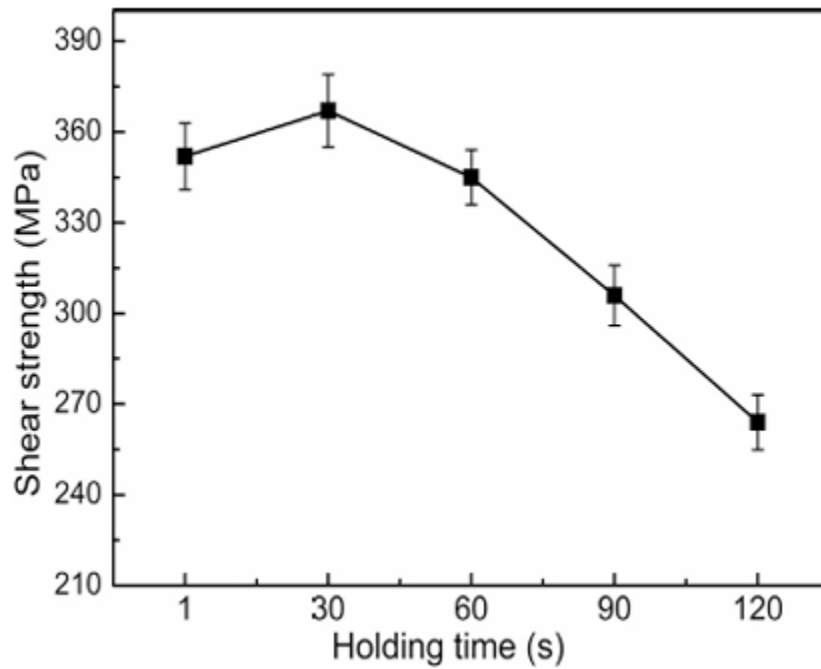


Figura 17: Resistencia al corte para las uniones soldadas a 770°C a diferentes tiempos de soldadura [19].

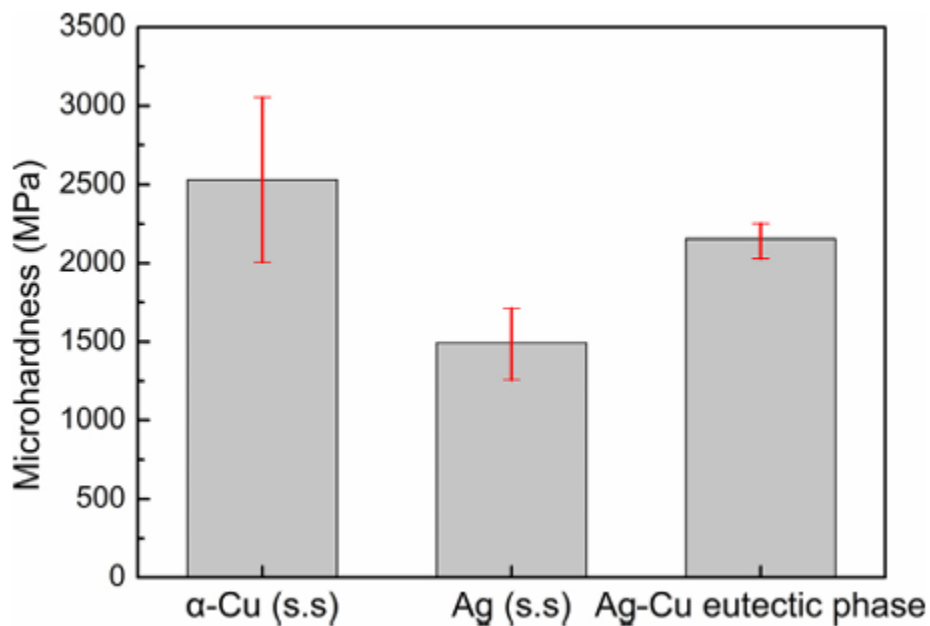


Figura 18: Microdureza de las diferentes fases presentes en la capa intermedia de metal de aporte Ag-Cu-Zn [19].

Amelzadeh et al [20], al observar que el aumento del tiempo de soldadura afectó la cinética de crecimiento de las dendritas de la fase Cu-Zn(ss), midieron cómo varió su fracción volumétrica para los tiempos desde 5 minutos a 15 minutos (Figura 19).

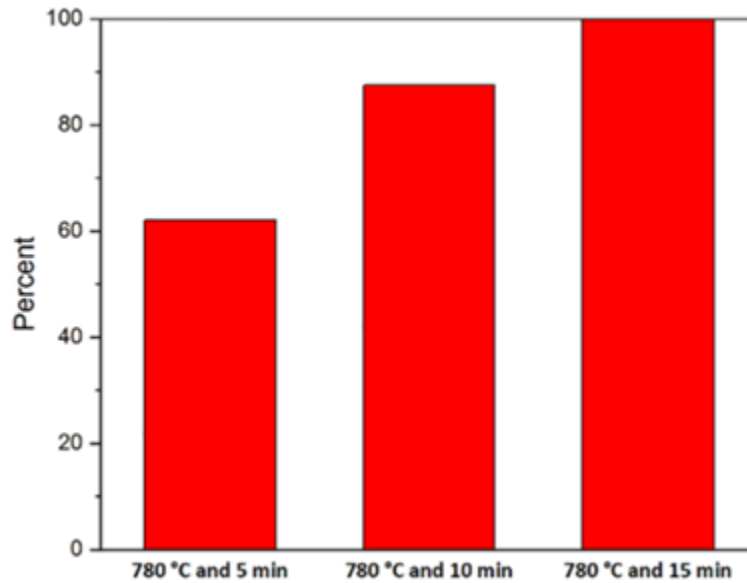


Figura 19: Evolución de Cu(ss) con el incremento del tiempo de soldadura [20].

En donde notaron que esto afecta notablemente las propiedades mecánicas de las uniones soldadas dado el incremento excesivo del tamaño de granos de la solución sólida Cu-Zn(ss), independiente que ésta correspondiera a la fase con mayor dureza dentro de la microestructura de la capa intermedia.

### 1.6 Revisión de diagramas de fases

La Figura 20 presenta el diagrama de fases binario Ag–Cu, donde se tiene que este corresponde a un diagrama eutéctico, con temperatura eutéctica igual a 779,1 °C y composición eutéctica de 28,1 wt. % Ag. La aleación BAg–1 presenta un porcentaje no menor de Cd (24%) y de Zn (16%) [21], lo que permite disminuir el punto de fusión del metal de aporte en cuestión, haciendo que las temperaturas de trabajo, es decir, la línea correspondiente al punto eutéctico se encuentre muy por debajo que los 779,1°C.

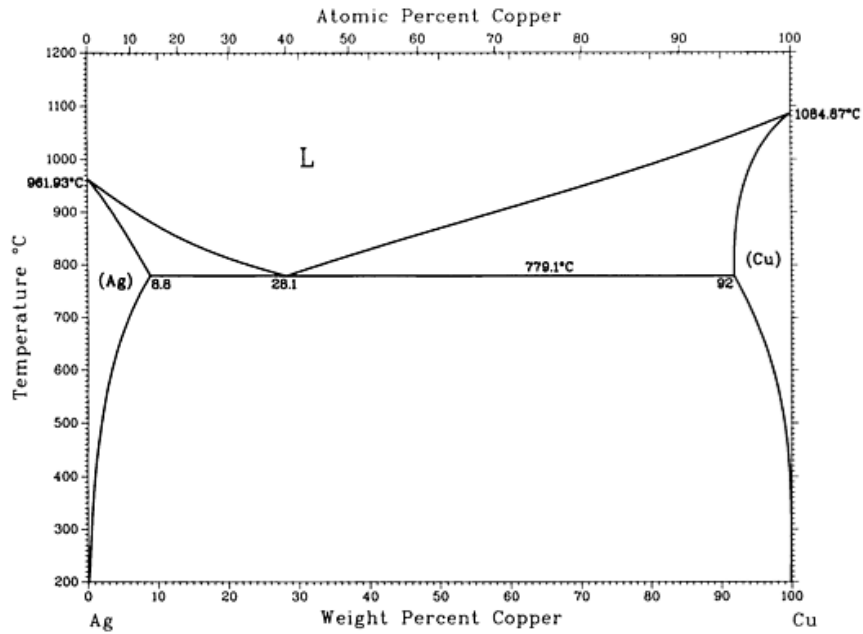


Figura 20: Diagrama de Fases Ag – Cu [22].

De igual manera se puede observar para la Figura 21 y Figura 22 los diagramas de fase binarios Ag–Cd y Cu–Zn, respectivamente. En el primero de estos diagramas se puede observar que el campo monofásico líquido, o la temperatura liquidus para las composiciones de plata del metal de aporte que se utilizará en este estudio, se sitúa por encima de las temperaturas a utilizar del presente trabajo, junto con el amplio rango de solubilidad que presenta el Cd en la Ag, mismo efecto que se observa para el diagrama de fases Cu–Zn para el rango de solubilidad del Zn en el Cu, lo cual puede ser importante en cuanto a la morfología de fases resultantes en la unión para el metal de aporte a utilizar.

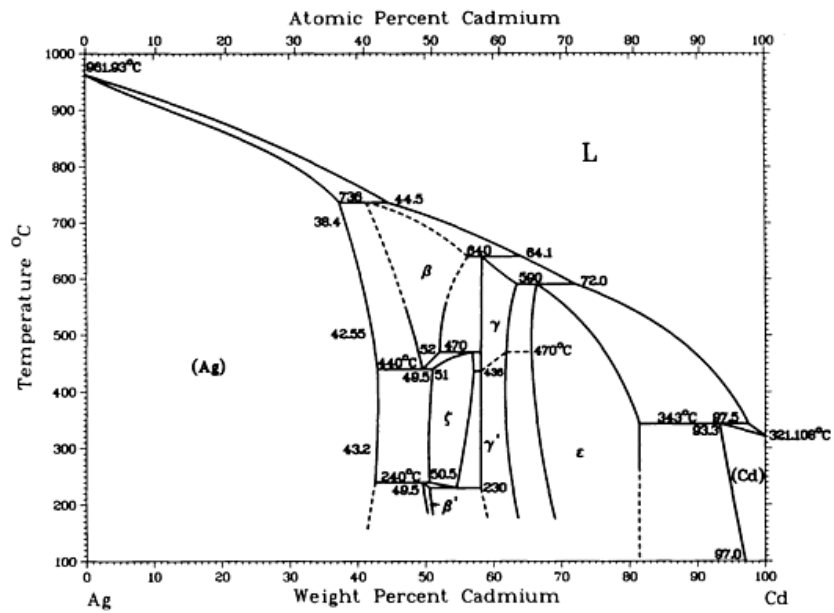


Figura 21: Diagrama de fases Ag – Cd [22].

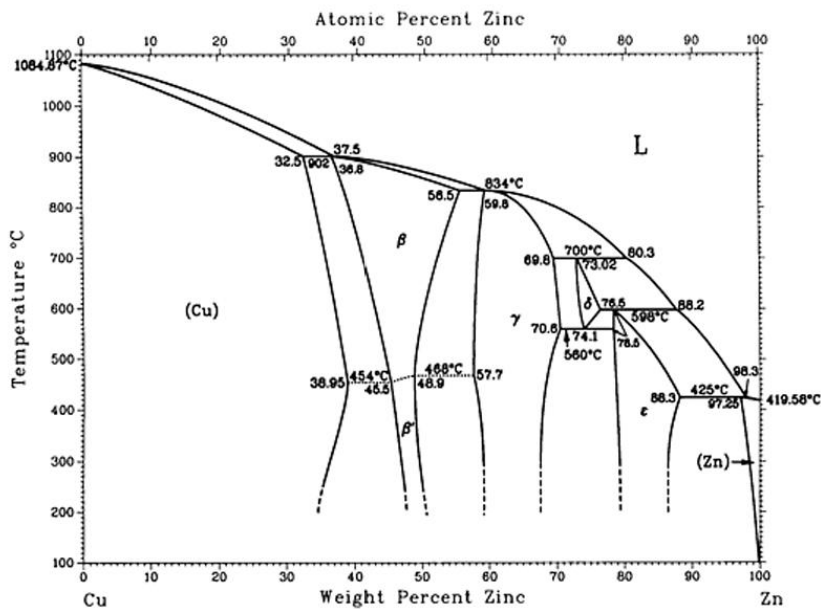


Figura 22: Diagrama de fases Cu – Zn [22].

Continuando con la revisión de los diagramas de fases, la Figura 23 presenta el diagrama de fases Ag–Zn, mientras que la Figura 24 representa el diagrama de fases Cu–Cd, en ambos casos importantes para observar la solubilidad mutua (o falta de esta) de los sistemas binarios en cuestión.

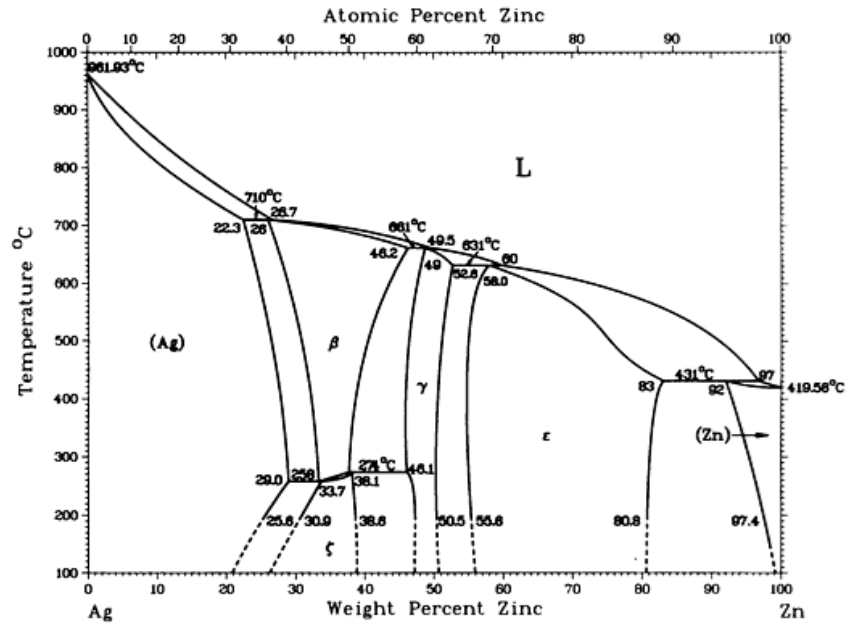


Figura 23: Diagrama de fases Ag – Zn [22].

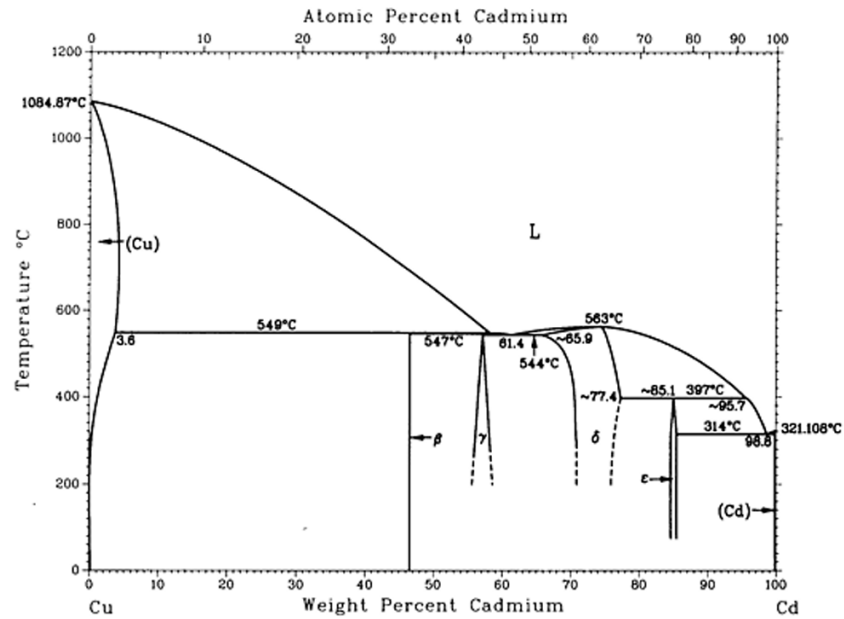


Figura 24. Diagrama de Fases Cu – Cd [22].

La Figura 25 y Figura 26 representan los diagramas ternarios para los elementos de aleación, donde se evidencia un cambio en las temperaturas liquidus de las aleaciones a utilizar debido a la presencia de otros elementos que funcionan como depresores del punto de fusión del metal de aporte. Este efecto permite que la difusión de los elementos de aleación desde el metal de aporte hacia el metal base pueda llevarse a cabo de mejor manera, lo que conlleva a un aumento en la temperatura de fusión de la unión soldada

resultante con el tiempo de difusión, tal como lo confirmaron Xiaoqiang et al. [23] en su estudio sobre la soldadura fuerte por difusión, donde utilizaron un metal de aporte amorfo con la presencia de elementos depresores del punto de fusión como el Zr. La Figura 25 presenta el diagrama de fases ternario Ag–Cu–Cd y la Figura 26 presenta el diagrama de fases ternario Ag–Cu–Zn en los cuales se ha dibujado un punto rojo que corresponde a la composición cercana del metal de aporte, zona con una composición particular, ya que se encuentra cercana a un peritético, lo cual será tratado en el Capítulo 3. Según las especificaciones de los metales de aporte en la soldadura fuerte por difusión, la temperatura adecuada de trabajo para una aleación AWS BAg–1 está en el rango de temperatura de 618 °C hasta 760 °C [21].

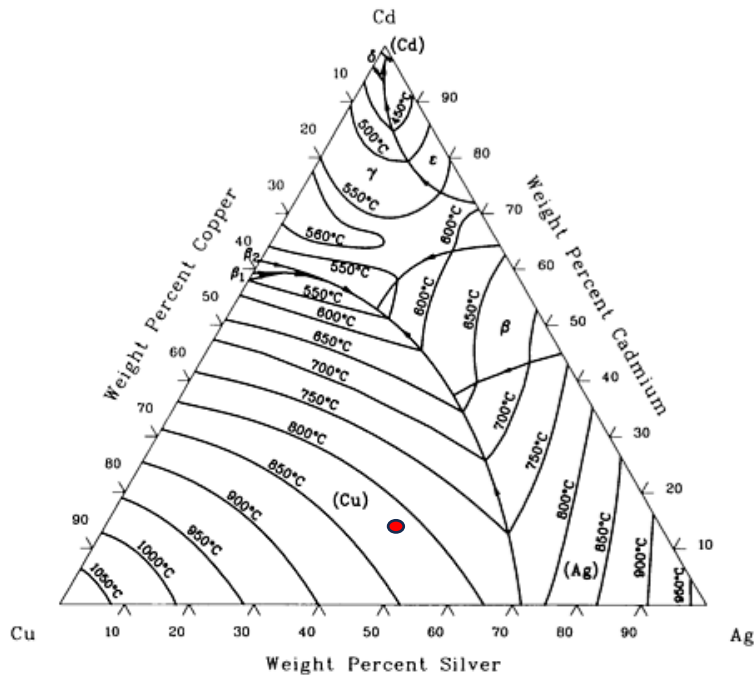


Figura 25: Diagrama de fases ternario Ag – Cu – Cd para proyección de línea liquidus [22].

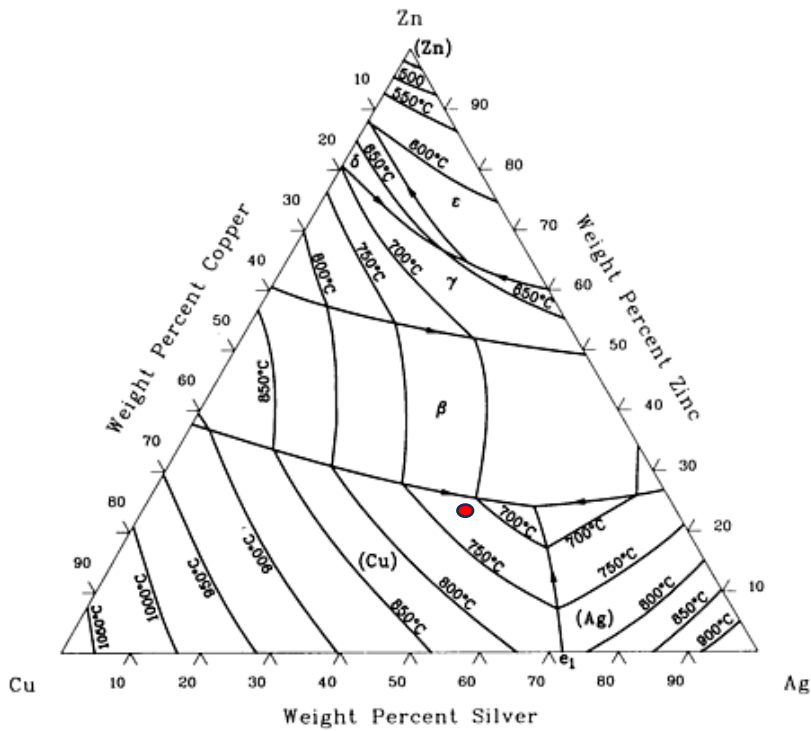


Figura 26: Diagrama de fases ternario Ag – Cu – Zn para proyección de línea liquidus [22].

Por lo tanto, considerando lo anterior resulta importante contribuir con un aporte en el conocimiento en el campo de la ingeniería de materiales y procesos de manufactura en donde los resultados puedan servir de base para futuras investigaciones en cuanto a uniones disimiles, diseño de materiales y desarrollo de procesos de unión para componentes complejos. Con ello, se presentan los objetivos generales y específicos de este trabajo.

## **Objetivo General**

Evaluar las propiedades mecánicas y la evolución microestructural de la unión soldada con soldadura fuerte por difusión de un acero inoxidable 304 utilizando un metal de aporte de la familia Ag–Cu–Zn.

## **Objetivos específicos**

1. Determinar el efecto de la temperatura y tiempo de soldadura fuerte por difusión en la evolución microestructural de uniones soldadas.
2. Determinar el efecto de la temperatura y tiempo de soldadura fuerte por difusión en las propiedades mecánicas de uniones soldadas.
3. Implementar la soldadura fuerte por difusión de aleaciones inoxidables utilizando metales de aporte de la familia Ag–Cu–Zn.

## 2. Metodología Experimental

Se fabricaron uniones utilizando el proceso de brazing por difusión en materiales base de acero inoxidable 304 con metal de aporte AWS BAg-1 [21] base plata suministrada por la empresa Argenta [24]. La Tabla 1 presenta la composición química tanto del metal base como del metal de aporte. El metal de aporte consistió en láminas de 50 mm x 600 mm x 100  $\mu\text{m}$  (ver Figura 27).

Tabla 1: Composiciones metal base y metal de aporte.

Elemento p.p%	AISI 304	AWS BAg-1
Fe	Balance	-
C	0,08	-
Mn	2,00	-
Si	0,75	-
Cr	18,00 - 20,00	-
Ni	8,00 - 10,00	-
Mo	-	-
P	0,045	-
S	0,03	-
N	0,1	-
Ag	-	45,00
Cd	-	15,00
Cu	-	16,00
Zn	-	24,00

El diseño experimental se presenta en la Tabla 2, en el cual se seleccionaron 2 niveles de temperatura: 620 °C y 660 °C y, tres niveles de tiempo: 30, 60 y 120 (s) resultando en seis experimentos.

Tabla 2: Esquema diseño experimental para estudio del efecto de la Temperatura y tiempo de soldadura por difusión.

Metal Aporte BAg-1		Tiempo (min)		
		30	60	120
Temperatura (°C)	620	X	X	X
	660	X	X	X

La soldadura fuerte por difusión se realizó en un horno tubular marca Nabertherm, modelo P330 (ver Figura 28) en atmósfera controlada de Argón que fue alimentado con un flujo constante de 12 L/h. Para minimizar la presencia de oxígeno en el horno, formación de porosidad, entre otros; el horno fue purgado tres veces. Esta purga consistió en realizar vacío con una bomba de vacío hasta alcanzar una presión manométrica de  $-15$  psi, para luego alimentar con Argón, repitiendo esto tres veces. Posteriormente, la presión manométrica del horno se mantuvo en torno a valores entre los 0.5 psi y 1.5 psi y el flujo saliente del horno siempre inferior a 50 L/h. La tasa de calentamiento del horno utilizada fue de  $10$  °C/min.

El diseño de la unión y sus dimensiones para probetas para caracterización metalográfica se presentan en la Figura 29, mientras que el diseño y dimensiones de las probetas para el ensayo de corte se presenta en la Figura 30. El diseño experimental que se presenta en la Tabla 2 fue realizado para las dos configuraciones mencionadas anteriormente. Las probetas para caracterización metalográfica fueron de  $10 \times 10 \times 5$  (mm), mientras que las probetas para el ensayo de corte tienen dimensiones de  $25 \times 100 \times 1.5$  mm.



Figura 27: Laminas de Metal de Aporte para soldadura fuerte por difusión [21].



Figura 28: Horno tubular Nabertherm modelo P330 [22].

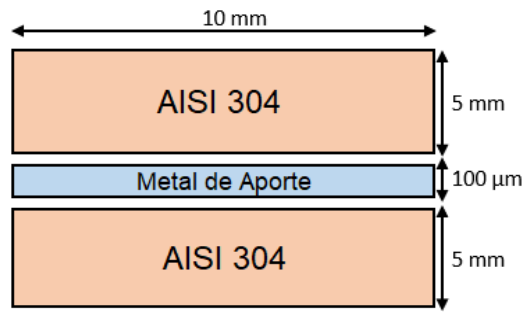


Figura 29: Esquema de arreglo y dimensionamiento de metal base y metal de aporte para configuración de caracterización metalográfica y perfil de dureza.

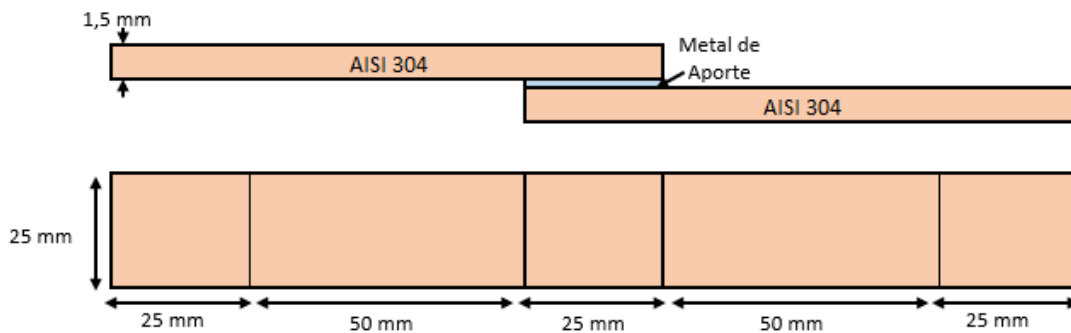


Figura 30: Esquema de arreglo y dimensionamiento de metal base y metal de aporte para configuración de ensayo de corte.

Además, se utilizó un método de montaje y fijación a través de un alambre de Kanthal (aleación de Fe–Cr conocida por su alta resistencia a las altas temperaturas, entre 1200°C – 1400°C) para asegurar la alineación de las probetas y para asegurar el contacto íntimo entre los distintos metales [25]. Este método de montaje se presenta en la Figura 31, donde se muestran los materiales sujetos (Figura 31 (a), Figura 31 (b)), junto con el porta muestra sobre el cual fueron dispuestos cada uno de los arreglos (Figura 31 (c)), esto con la intención de que no existiera ningún tipo de contaminación por residuos de metal de aporte que pudiese fluir hacia el cilindro del horno. Las superficies de acero inoxidable para ambas configuraciones se desbastaron y limpiaron en solución de etanol para eliminar residuos metálicos y así lograr una mejor interacción interfacial durante el tiempo de difusión, para posteriormente ser secadas al aire [26] (Figura 31 (d)).

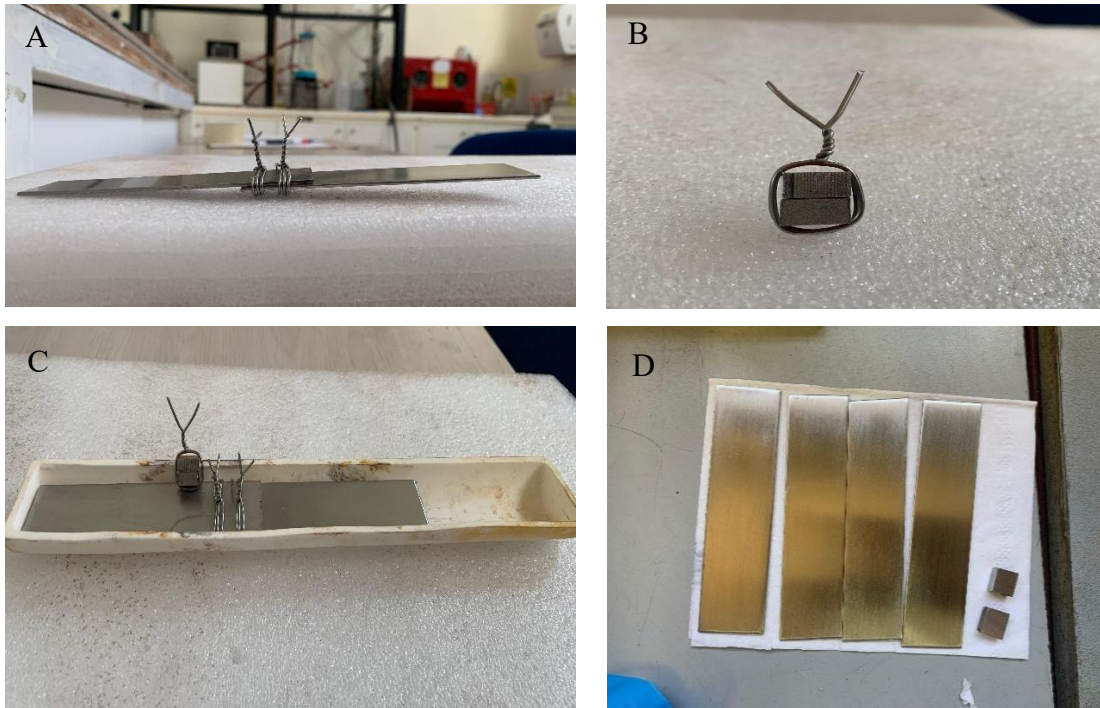


Figura 31: Disposición de muestras sujetas para (a) configuración de ensayo de corte, (b) configuración de caracterización metalográfica y perfil de dureza, (c) dentro de porta muestra previo a hacer ingreso a horno y (d) desbastadas y limpiadas superficialmente previo al arreglo.

Posterior a la soldadura, correspondió el análisis de las propiedades utilizando ensayos bajo norma. El ensayo de corte en tensión [27], microdureza Vickers [28] y caracterización metalográfica [29].

## 2.1 Caracterización Metalográfica

El procedimiento mediante el cual se llevó a cabo la caracterización metalográfica se basa en la norma ASTM – E3 [29], que establece prácticas estándar para la preparación de muestras metalográficas. Las probetas soldadas se cortaron con una microcortadora metalográfica MECATOME T-180 (ver Figura 52 de Anexo A) utilizando un disco de corte de diamante a una velocidad de corte de 400 rpm y refrigerada por un líquido refrigerante [30]. Posteriormente, la muestra cortada fue montada en baquelita en una prensa de montaje Buehler modelo SIMPLIMET II (ver Figura 54(a) de Anexo A) dejando expuesta la sección transversal de la zona de unión. Posteriormente, las muestras fueron desbastadas y pulidas utilizando una pulidora manual MINITECH 265 Presi (Ver Figura

56 de Anexo A). El desbaste se realizó utilizando lijas de SiC siguiendo la secuencia P180, P240, P320, P400, P600, P800, P1000, P1200, P2400 y P4000 por un tiempo de 6 a 8 minutos por lija. El pulido se realizó utilizando pasta de diamante en la secuencia 3  $\mu\text{m}$ , 1  $\mu\text{m}$  y  $\frac{1}{4}$   $\mu\text{m}$ . Se realizó el ataque químico para revelar la microestructura, en donde se realizaron dos ataques diferentes para la observación del metal base y de la zona de unión. El metal base acero inoxidable 304 se utilizó fue atacado con agua regia por aproximadamente 2 minutos. Para la zona de unión (aleación de la familia Ag – Cu – Zn) se utilizó una solución de 2.5 g de  $\text{FeCl}_3$ , 2.5 mL de ácido clorhídrico y 100 mL de etanol por aproximadamente 5 segundos (ver Figura 57(a) y Figura 57 (b) de Anexo A).

Las muestras atacadas fueron analizadas en un microscopio óptico invertido marca MOTIC AE2000 MET TRINOCULAR (Ver Figura 58 de Anexo A) con un software de captura de imágenes Motic Images Plus 3.0.

Finalmente, las muestras fueron observadas en un microscopio electrónico de barrido (SEM) marca HITACHI SU3500 junto con la utilización del analizador EDX Bruker XFlash detector 410M con los cuales las muestras pudieron ser, en primer lugar, observadas superficialmente de forma detallada y, en segundo lugar, analizadas sus composiciones elementales (Ver Figura 59 de Anexo A).

## **2.2 Ensayo de Dureza**

El procedimiento efectuado para llevar a cabo el ensayo de dureza está estandarizado por las normas ASTM E384–99 y ASTM E92–17, correspondientes a las normas de prueba estándar para la dureza de materiales por microindentación y prueba estándar para la medición de dureza Vickers en materiales, respectivamente. Se utilizó un microdurómetro Vickers marca Zwick/Roell modelo ZHV $\mu$  que se muestra en la Figura 32. Dado que el material base y la capa intermedia poseen características distintas de dureza, se seleccionó una carga de 50 (g-f) y de 10 (g-f) para el material base y material de aporte, respectivamente [28], durante un tiempo igual a de 10 segundos. Después de retirar la carga de prueba, se observó la huella y se midió la longitud de las diagonales de esta huella. Los valores de micro dureza Vickers fueron entregados de manera automática por el equipo al haber hecho la medición de las diagonales, por lo que solo quedó reportar los datos entregados, finalizando esto una vez habiéndose realizado un

total de 15 mediciones por muestra, 5 para cada metal base y 5 para el metal de aporte [28] [31].



Figura 32: Micro durómetro Vickers marca Zwick/Roell modelo ZHVμ.

### 2.3 Ensayo de Corte

El procedimiento para llevar a cabo el ensayo de corte está estandarizado por las normas ASTM D1002 y ASTM E8, relacionadas con la determinación de la resistencia al corte en materiales y para la resistencia a la tracción en materiales metálicos [27] [32], respectivamente. El proceso comenzó con la preparación de las muestras, asegurándose de eliminar cualquier contaminante o recubrimiento superficial, y garantizando que cada muestra tuviese una superficie plana y libre de imperfecciones. Esto a través de un desbaste superficial mediante una lija de SiC de una granulometría P180, el cual iba acompañado de lavado con agua destilada previo al secado en aire con etanol. Después de la soldadura, la probeta fue retirada del horno y ensayada en una máquina de ensayos universal marca Zwick/Roell modelo Z030 (Ver Figura 33) [33] acoplada con el software Test Expert II para obtener datos en tiempo real [34]. Se colocaron las muestras en la máquina de tracción siguiendo las instrucciones de la norma, asegurándose de que estuviera correctamente sujeta para evitar desplazamientos durante la prueba y alineada. Para esto último, se marcaron líneas longitudinales en el centro de las probetas (Ver Figura 34). Se aplicó gradualmente una carga axial a una velocidad constante y uniforme

igual a 1 mm/min, registrando en tiempo real los datos de carga (en Newton) versus elongación (en mm) hasta la fractura de la probeta.



Figura 33: Máquina multi – ensayo de materiales Zwick/Roell modelo Z030.

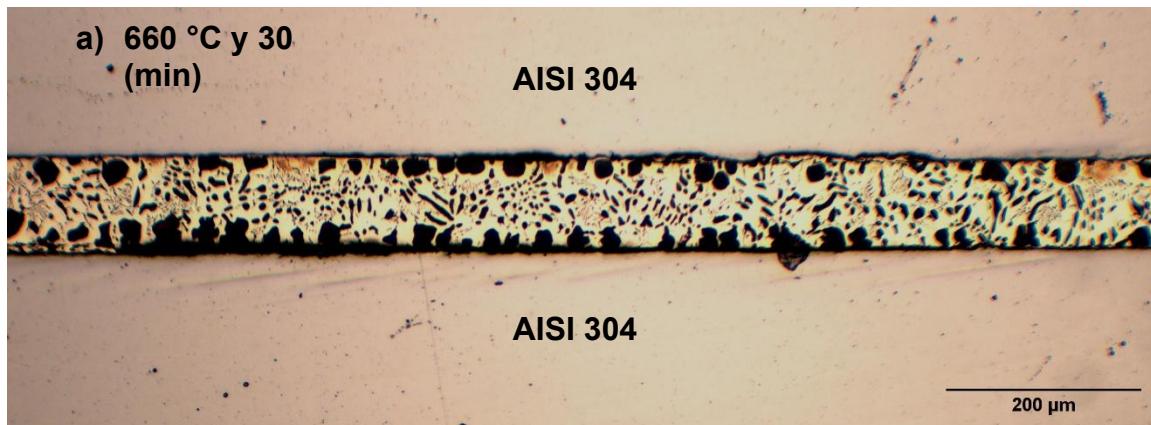


Figura 34: Muestra para ensayo de corte marcada previo la realización de la prueba.

### 3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

#### 3.1 Evolución Microestructural

La Figura 35 representa las micrografías ópticas del área de unión para las muestras soldadas a 660 °C, y cómo evolucionan éstas a tiempos de 30 minutos, 60 minutos y 120 minutos. Para un mejor entendimiento de lo observado, se presenta la Figura 36, donde se muestra la microestructura para una muestra soldada a 660°C por 60 minutos. Es claro que el cobre y la plata poseen bajos valores de solubilidad mutua a 600°C, en ambos casos inferiores al 5% en peso, disminuyendo aún más al disminuir la temperatura (ver Figura 20), asimismo el cobre y el cadmio, que apenas posee un 3.6% en peso como solubilidad máxima en el cobre a 550 °C (ver Figura 24). Por otro lado, se tiene al cobre con el zinc, en donde este último posee una solubilidad en el cobre superior al 30% en peso en un amplio rango de temperatura (ver Figura 22). Mismo efecto es posible observar con la plata y el cadmio, donde este último es soluble en la plata sobre el 40% en peso a una temperatura de 600°C (ver Figura 21).



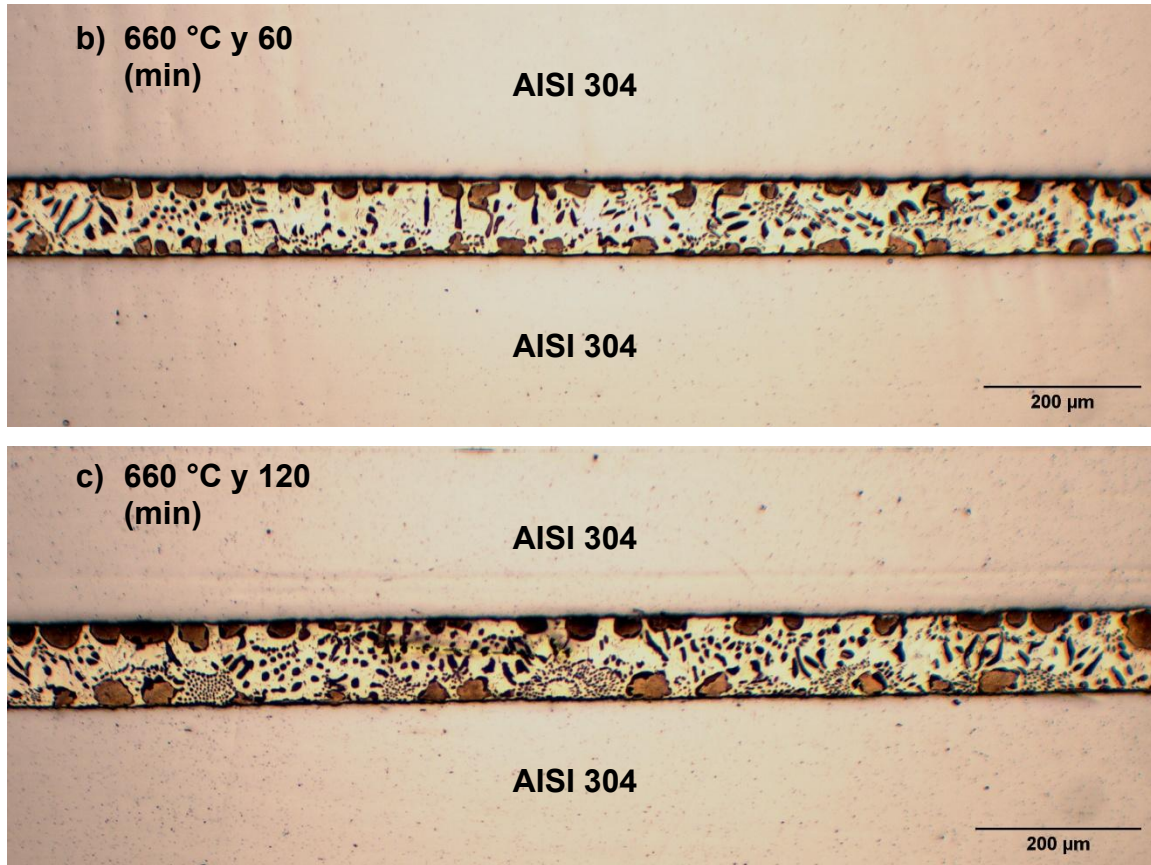


Figura 35: Micrografía óptica del área de unión para muestra soldada a 660 °C por (a) 30 minutos, (b) 60 minutos y (c) 120 minutos para un aumento de 100X.

Luego, en la Figura 36 es posible observar primero, encerrada en rojo, una solución sólida rica en Cu – Zn ( $Cu_{ss}$ ). Segundo, correspondiente a la fase matriz dentro de la unión, una solución sólida de Ag – Cd ( $Ag_{ss}$ ). Y tercero, encerrado en amarillo, una estructura eutéctica ternaria de  $Cu_{ss}$ ,  $Ag_{ss}$  y una fase beta ( $\beta$ ) compuesta por los elementos cobre, plata y zinc ( $L \rightarrow Cu_{ss} + Ag_{ss} + \beta - (Cu, Ag)Zn$ ). Esta estructura es formada a través de la transición de una reacción peritética, seguida por una reacción eutéctica durante la solidificación, lo cual sugiere esta estructura trifásica. Esta reacción peritética mencionada se da posterior a la nucleación inicial de la fase rica en cobre  $Cu_{ss}$ , en donde parte del líquido junto a esta fase forman la fase beta ( $L + Cu_{ss} \rightarrow \beta$ ). Desde el diagrama de fases binario Ag – Cu de la Figura 20 es posible observar que la reacción eutéctica ocurre a 779°C, pero la adición de cadmio y zinc a la aleación disminuye aún más esta temperatura [35] [36] [37]. Al inicio de la solidificación, lo primero que nuclea es la fase rica en cobre. El zinc, que posee una alta solubilidad en la plata (ver Figura 23), aunque menor a la que posee en el cobre, se encuentra en mayor proporción en las zonas donde

nuclea esta fase ( $Cu_{ss}$ ). Por consiguiente, el líquido remanente al continuar con el enfriamiento se empobrece de estos dos elementos, enriqueciéndose en plata y en cadmio, este último con una alta solubilidad en la plata, lo que confirmaría la presencia de éste mayormente en la solución sólida rica en Ag – Cd, formada en el área circundante a la solución sólida de Cu – Zn.

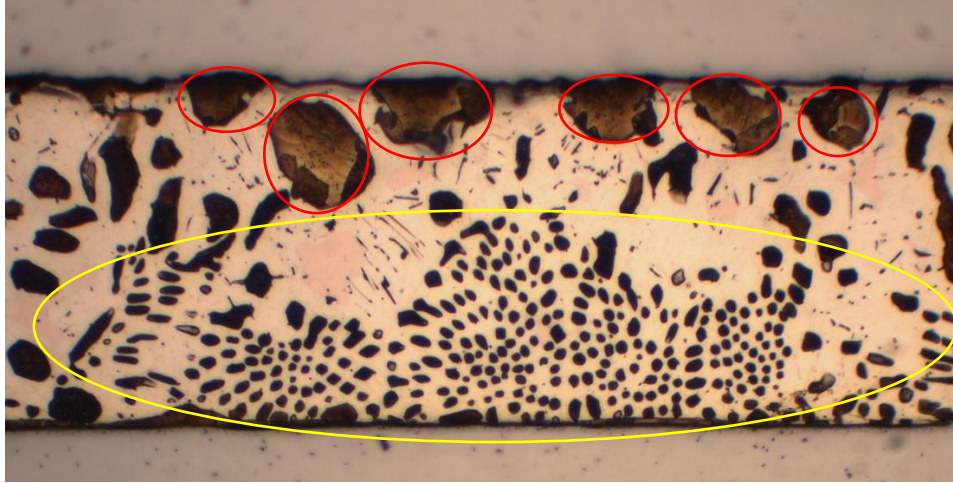


Figura 36: Micrografía óptica del área de unión para muestra soldada a 660 °C por 60 minutos para un aumento de 200X.

Para las condiciones de soldadura observadas en la Figura 35, se tiene que todos los elementos presentes en el metal de aporte se encuentran en solución sólida. A medida que el tiempo de soldadura aumenta, la fase rica en cobre y zinc ( $Cu_{ss}$ ) aumenta considerablemente en su área hasta los 120 minutos, donde su tamaño se maximiza. Dado este incremento, el área aledaña la cual se empobrece de estos dos elementos, se enriquece en plata y cadmio, obteniendo la solución sólida  $Ag_{ss}$ . Es claro, que la cinética de crecimiento de la solución sólida  $Cu_{ss}$  se ve afectada conforme el tiempo de soldadura aumenta, en donde a mayor tiempo de soldadura, mayor será la fracción volumétrica de  $Cu_{ss}$ , esto pues se promueve la difusión de los elementos presentes en el metal de aporte hacia lugares como en este caso serían los granos de  $Cu_{ss}$ . Esto se puede observar cuantitativamente en la Figura 37, en donde se representa el área promedio de los granos de la fase rica en Cu – Zn ( $Cu_{ss}$ ) y su evolución a diferentes tiempos de soldadura para una temperatura de 660°C. Para esto se utilizó ImageJ (Fiji) [38], software de código abierto diseñado para analizar imágenes científicas, y en particular en este caso, para cuantificar el área de las diferentes fases dentro de una metalografía. Para esto, se utilizó un total de 20 datos de área de diferentes granos de  $Cu_{ss}$  a cada tiempo de soldadura y

se hizo un promedio de ellos, obteniéndose que para un tiempo de soldadura de 30 minutos un área promedio de  $460 \mu\text{m}^2$ , a 60 minutos  $645 \mu\text{m}^2$  y a 120 minutos  $959 \mu\text{m}^2$ . Lo anterior trae consigo, que las propiedades mecánicas de la unión soldada cambien conforme la fracción volumétrica de  $\text{Cu}_{\text{ss}}$  aumenta. Esto se verá en más detalles en la siguiente sección. Mientras el proceso de solidificación se está llevando a cabo, existe un momento donde parte del líquido en el metal de aporte, al no tener el tiempo suficiente para que el cobre difunda desde este hacia la solución sólida  $\text{Cu}_{\text{ss}}$ , existiendo además en el área circundante a esta, un enriquecimiento en los elementos Ag y Cd, se dan las condiciones propicias para que el eutéctico ternario sea formado.

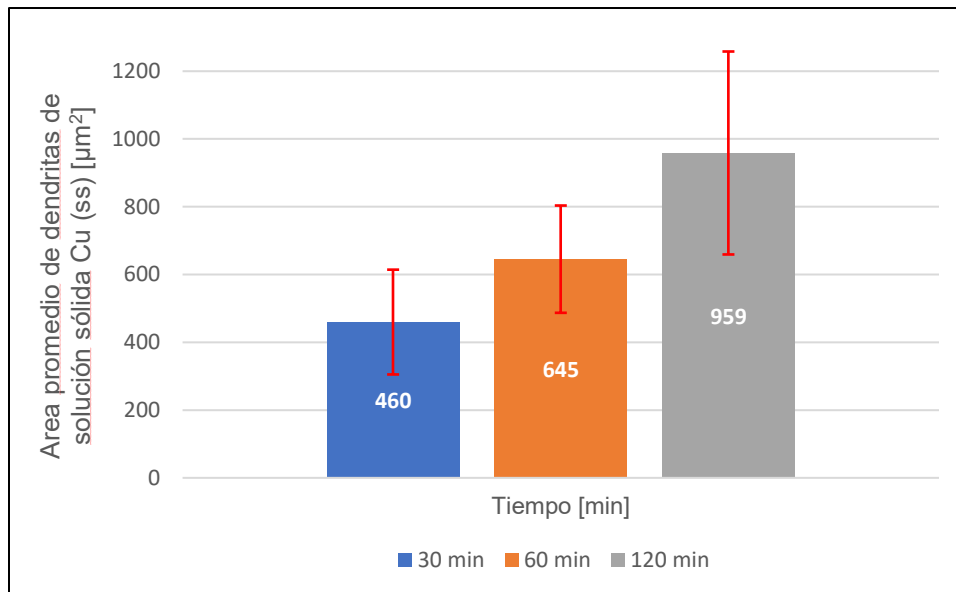


Figura 37: Evolución del área de granos de  $\text{Cu}(\text{ss})$  [ $\mu\text{m}^2$ ] con el incremento del tiempo de soldadura fuerte por difusión a una temperatura de  $660^\circ\text{C}$ .

El aumento del tamaño de grano de la solución sólida  $\text{Cu}_{\text{ss}}$  con el tiempo de soldadura trae consigo que la proporción de fases dentro de la unión soldada varíe debido a las diferentes condiciones que se están entregando para la nucleación. La Figura 38(a) representa la micrografía óptica del área de la unión soldada a  $660^\circ\text{C}$  por (a) 30 minutos, (b) 60 minutos y (c) 120 minutos que ha pasado por el proceso de thresholding (umbralización) mediante el software ImageJ (Fiji) [38] donde se convierte una imagen a binario (blanco y negro) separando los píxeles de la imagen en dos categorías según su intensidad, con el fin de analizar y cuantificar una cantidad de fase específica dentro de una metalografía. En este caso, para la capa intermedia de la unión, se cuantificó todo lo

blanco ( $Cu_{ss}$  y eutéctico ternario) y a partir de ello se obtuvo (Figura 38(b)) el porcentaje total de la fase rica en Ag – Cd ( $Ag_{ss}$ ) para cada tiempo de soldadura. Es claro, que con el aumento de la fracción de  $Cu_{ss}$  la fracción total de  $Ag_{ss}$  se verá reducida. Esta mayor fracción volumétrica de la solución sólida  $Cu_{ss}$ , va de la mano con un menor número de estos granos, los cuales, al ir creciendo en tamaño, permite que exista una coalescencia entre ellos, haciendo que se reduzcan en número. A esto sumado con que al tener un mayor tiempo para que los elementos Cu y Zn difundan hacia esta solución sólida, dejando los espacios de líquido enriquecidos de Ag y Cd, existe una menor fracción volumétrica de eutéctico ternario pues, a tiempos bajos, no encuentran la oportunidad (los elementos Cu, Zn, Ag y Cd) de formar las soluciones sólidas de forma separada, por lo que lo único que queda es formar más eutéctico.

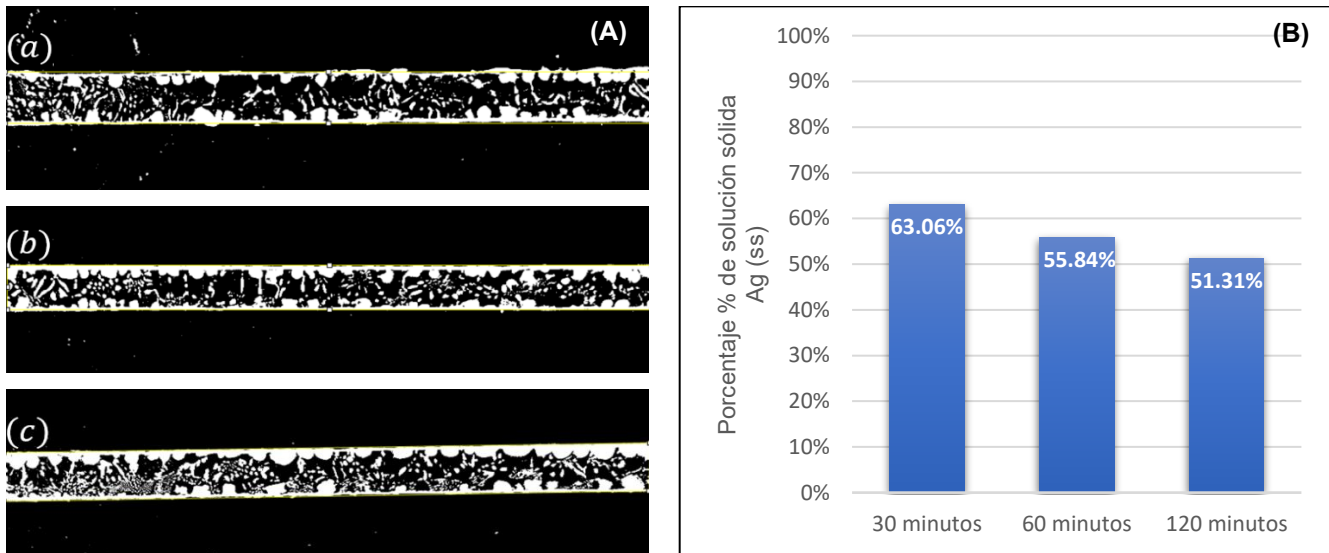
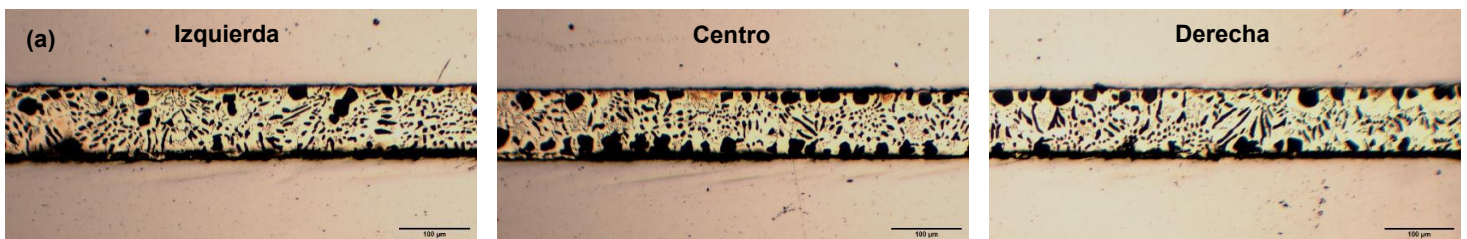


Figura 38:(A) Micrografía óptica en binario del área de unión para muestra soldada a 660°C por (a) 30 minutos, (b) 60 minutos y (c) 120 minutos para un aumento de 100X. (B) Porcentaje total de  $Ag_{ss}$  para cada tiempo de soldadura fuerte por difusión.

Esto es posible confirmarlo a través de la Figura 39, en donde se observa la evolución metalográfica a 660°C para un tiempo de soldadura fuerte por difusión de (a) 30 minutos, (b) 60 minutos y (c) 120 minutos en diferentes zonas del perfil metalográfico de la unión soldada, en particular desde el centro de la unión, como también del costado izquierdo y derecho. Se puede notar que para todos los tiempos de soldadura existe una mayor cantidad de la solución sólida  $Cu_{ss}$  hacia el centro del perfil metalográfico, incrementando el tamaño de esta fase a mayores tiempos. Por otro lado, alejándose del centro de la

unión es notorio como disminuye la cantidad de granos (y tamaño de estos) de  $Cu_{ss}$ , incrementando con esto la cantidad de eutéctico solidificado. Con esto es claro que en partes de la capa intermedia de la unión soldada donde no hay tiempo suficiente para que los elementos puedan difundir y formar, ya sea  $Cu_{ss}$  o  $Ag_{ss}$ , su único camino es formar eutéctico. Es más, desde la Figura 35 y Figura 36 anteriores en conjunto con la Figura 39, es posible observar algo muy particular con lo que se refiere al eutéctico, y es que éste no es único, es decir, existe más de un eutéctico, con un camino de solidificación diferente, y por tanto una morfología también distinta. Lo anterior no es algo trivial, puesto que, dada la composición del metal de aporte, el eutéctico a formado ( $L \rightarrow Cu_{ss} + Ag_{ss} + \beta - (Cu, Ag)Zn$ ) proveniente de la reacción peritética posterior a la nucleación de la solución sólida  $Cu_{ss}$  ( $L + Cu_{ss} \rightarrow \beta$ ) debiese presentar una morfología única. Ahora bien, que exista una diferencia en la proporción de fases, en particular, una disminución de la fracción volumétrica de  $Cu_{ss}$  hacia la izquierda y derecha de la unión, con un aumento en la cantidad de eutéctico, tiene directa relación con la velocidad de solidificación en las diferentes zonas de la capa intermedia. Las zonas que se encuentran hacia el final de la unión, donde ya casi no hay metal, son las primeras que solidifican, y de manera más rápida que las zonas centrales de la unión. Por lo tanto, el enfriamiento en las zonas centrales es más lento, lo que favorece el crecimiento y formación de una estructura más gruesa, en contraste con las regiones alejadas, donde a enfriamientos más rápidos, se limita el crecimiento de la estructura eutéctica por lo que resulta más fina. Por otro lado, la presencia de más de un eutéctico, con diferente morfología, en una misma zona dentro de la unión, habla de la presencia de algún otro elemento presente, distinto a los presentes en el metal de aporte, lo cual tiene directa relación con la interdifusión existente entre el metal base y metal de aporte.



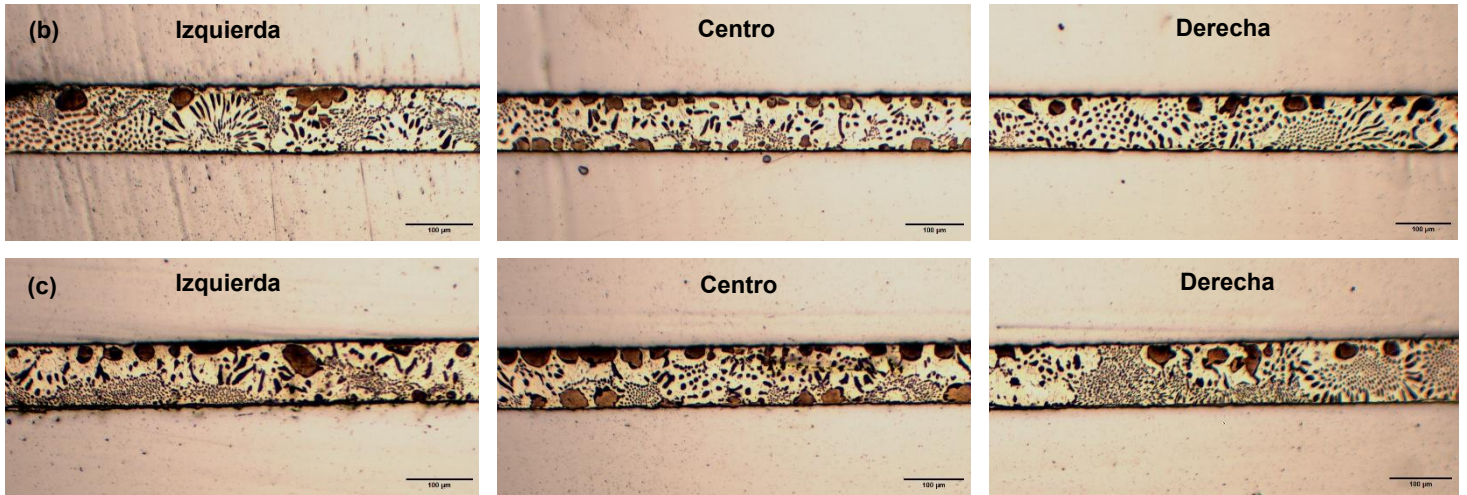


Figura 39: Micrografía óptica para costado izquierdo, central y derecho de la unión soldada para un tiempo de soldadura de (a) 30 minutos, (b) 60 minutos y (c) 120 minutos a un aumento de 100X y temperatura de 660°C.

La Figura 40 representa la micrografía óptica del metal base en la cercanía a la capa intermedia para un tiempo de soldadura de 60 minutos y una temperatura de 660°C a un aumento de 200X.

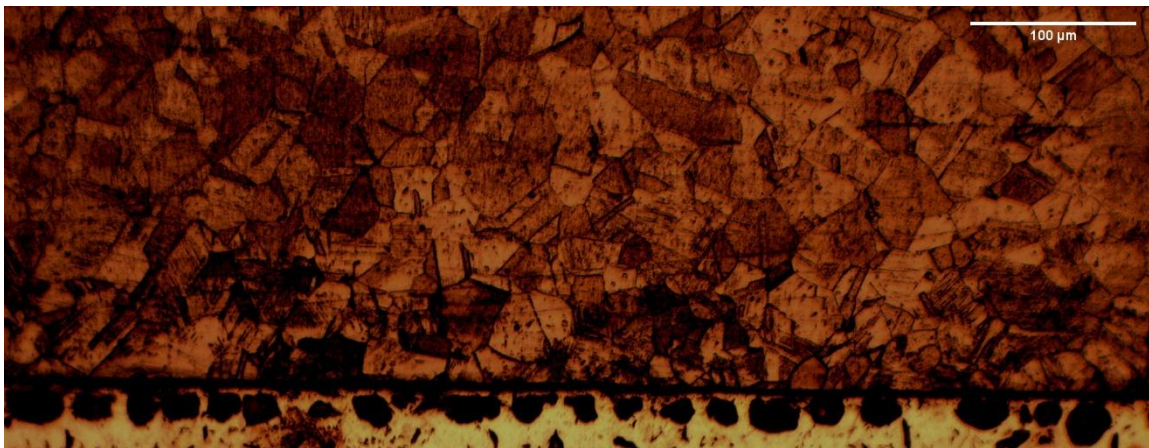


Figura 40: Micrografía óptica de metal base en la cercanía a capa intermedia para un tiempo de soldadura fuerte por difusión de 60 minutos y una temperatura de 660°C a un aumento de 200X.

No se observa la presencia de algún tipo de segunda fase tanto hacia el interior del metal base como en la cercanía de la capa intermedia. Solo se observa la presencia de granos equiaxiales de austenita con presencia de maclas en el interior de estos granos. Este mismo comportamiento se presenta para otros tiempos de soldadura. Lo anterior implica que, la interdifusión existente entre los metales base y el metal de aporte, solo generaría

en el metal base que los elementos de aleación que difundieron desde el metal de aporte se disolvieron en la matriz de granos austeníticos, quedando en solución sólida, y que el tamaño de estos granos no creciese de manera visible. Lo anterior de todas formas generaría un cambio en las propiedades mecánicas, lo cual será discutido y comentado en el siguiente capítulo al analizar el perfil de dureza y resistencia al corte.

La Figura 41(a) representa la micrografía óptica de área de la unión soldada a 660°C por 60 minutos a un aumento de 500X. La Figura 41(b) representa una observación en mayor detalle de la Figura 41(a) para la interfase del metal base y la capa intermedia. En esta es posible observar la formación de una segunda solución sólida rica en Cu – Zn  $Cu_{ss}$ , pero esta vez en formato de capa intermedia entre el metal base y metal de aporte. Guarda relación con las zonas de la unión donde hay presencia de granos de la solución sólida  $Cu_{ss}$  mencionados hasta ahora, pues da la impresión de que la nucleación de esta solución sólida es preferentemente en la cercanía de la interfase con el metal base y no hacia el interior del metal de aporte, lo que implica que debido a la interdifusión entre elementos presentes en el metal base y en el metal de aporte, estos facilitarían que el  $Cu_{ss}$  nucleee en tales espacios del líquido. Asimismo, los granos de la solución sólida  $Cu_{ss}$ , al tratarse de una solución sólida que requiere de tiempo para nuclear y crecer, la presencia de la capa intermedia de  $Cu_{ss}$  se encontró mayoritariamente en lugares donde NO hay granos de  $Cu_{ss}$ , como también en zonas de la unión soldada donde la concentración de estos granos es menor, es decir, donde el enfriamiento del metal líquido fue más rápido (costado izquierdo y derecho de la unión).

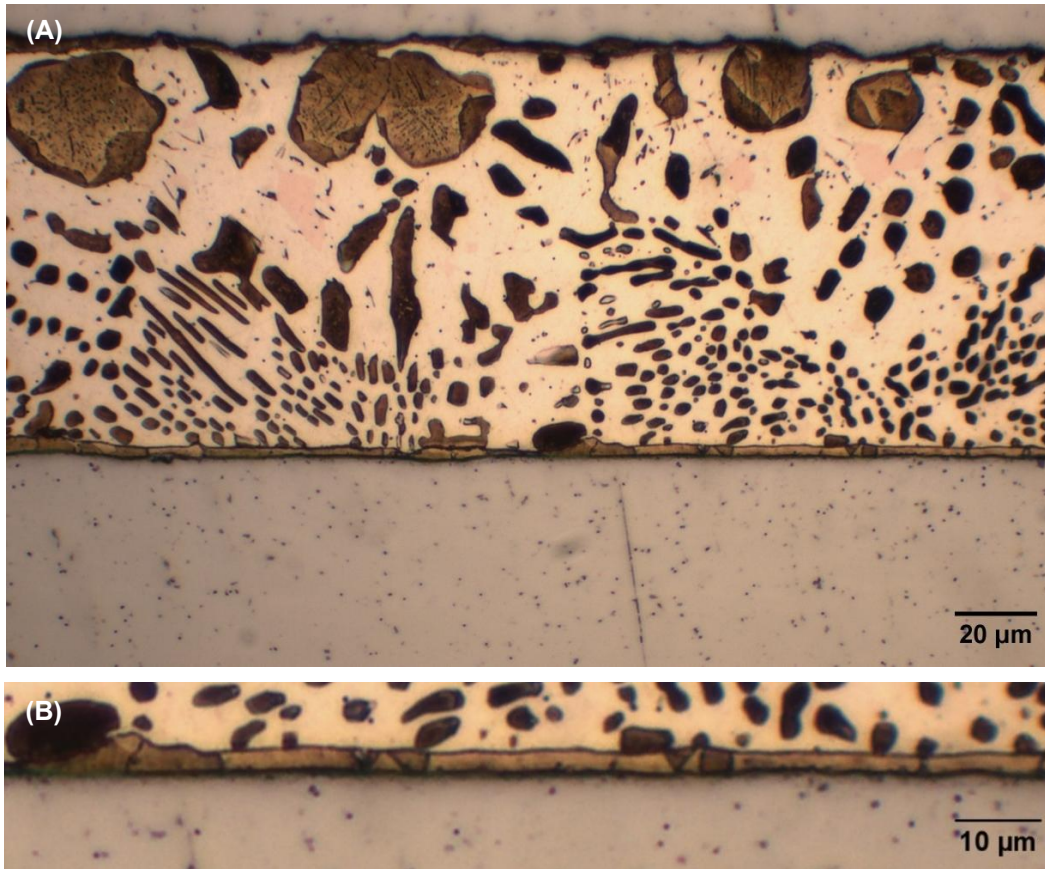


Figura 41: (A) Micrografía óptica del área de unión para muestra soldada a 660°C por 60 minutos para un aumento de 500X. (B) Observación en detalle de solución sólida de Cu – Zn ( $Cu_{ss}$ ) interfacial.

En la Figura 42 es posible observar cómo varía el espesor de la capa intermedia de la solución sólida  $Cu_{ss}$  para los diferentes tiempos de soldadura a una temperatura de 660°C, en donde es claro, al igual que para el  $Cu_{ss}$  en morfología de granos, que la capa intermedia de esta solución sólida tiende a crecer al aumentar los tiempos de soldadura, permitiendo que en espacios del líquido, donde no existe una tan alta concentración de los elementos Cu y Zn para formar  $Cu_{ss}$  en morfología de granos, pueda formarse esta capa intermedia de  $Cu_{ss}$ . Hay que recordar que, para el posterior análisis de las propiedades mecánicas de las uniones soldadas, éstas no dependerán únicamente de la presencia de las diferentes fases dentro de la microestructura, sino también de la distribución de estas.

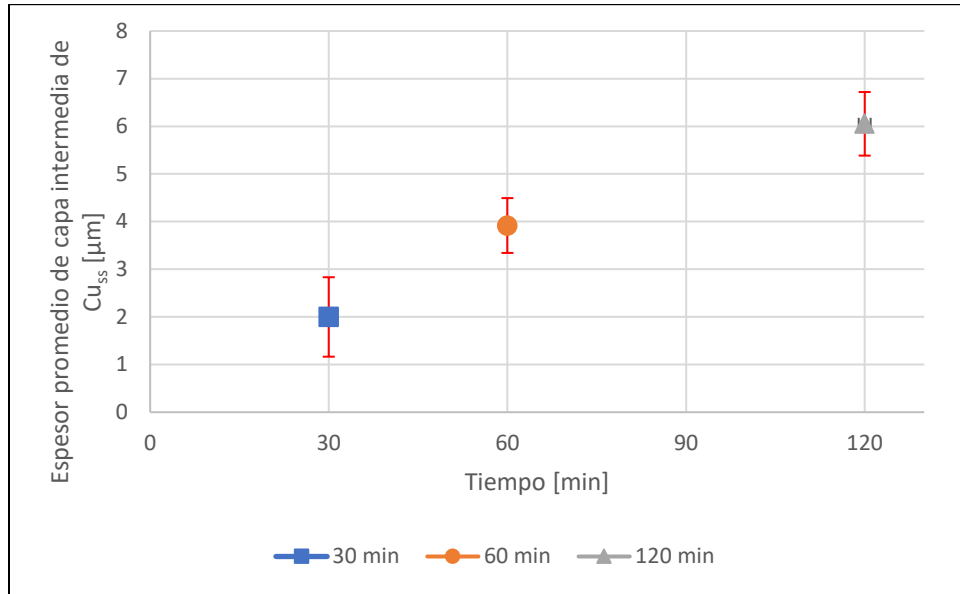


Figura 42: Esesor promedio de capa intermedia de solución sólida rica en Cu - Zn (Cu<sub>ss</sub>) para los diferentes tiempos de soldadura fuerte por difusión a 660°C.

Jiang et al [19] y Amelzadeh et al [20] quienes utilizaron metales de aporte de la familia de las Ag-Cu-Zn, utilizaron agregado de otros elementos aleantes como Ni y Mn. En donde se observó que la presencia de la solución sólida Cu<sub>ss</sub> en todo el espesor de la capa intermedia y no solamente en la interfase MB-MA. Por otro lado, Habibi, et al. [39] que unieron un acero, en este caso un AISI 4140 con un carburo de tungsteno, utilizaron como metal de aporte una aleación con composición muy parecida a la del presente trabajo, en donde, pese a que, sí existió nucleación de Cu<sub>ss</sub> hacia el centro de la unión soldada, mayor parte de la fracción volumétrica de la solución sólida en cuestión se encontró en la cercanía de la interfase con los metales base, por lo que también hubo preferencia en que la solución sólida Cu<sub>ss</sub> nuclease y creciera en la interfase entre el metal de aporte y metal base y no así hacia el centro de la capa intermedia.

El común denominador para todos los trabajos anteriores junto con el presente estudio es la presencia (o ausencia) de un elemento en particular (Níquel) en el metal de aporte utilizado para el proceso de soldadura, o en su defecto, la presencia de este como elemento de aleación en los metales base a unir. La similitud en la estructura cristalina, junto con otros factores como radio atómico, número de valencia, electronegatividad, etcétera, permite que los elementos aleantes nucleen y formen ciertas fases. Los granos de la solución rica en Cu - Zn (Cu<sub>ss</sub>) podrían ser promovidos por la presencia de átomos

de Ni que difunden desde el acero hacia la interfase del metal base y metal de aporte. Este elemento, se encuentra en una porción no menor al 8% dentro de la estructura del acero, por lo que, al darse las condiciones para llegar hasta la interfase, los átomos de Cu buscarían a los de Ni permitiendo, en conjunto con el Zn presente en el metal de aporte, la nucleación y crecimiento de  $Cu_{ss}$ . Este efecto a mayores tiempos, como ya se discutió previamente, aumentará. Mayor tiempo de soldadura, implica un mayor tiempo para que el Ni difunda desde los granos austeníticos hasta la interfase y de paso, dentro del metal de aporte se genere un enriquecimiento de Cu y Zn para que se forme la solución sólida  $Cu_{ss}$ .

Es importante recalcar la ubicación del cobre y el níquel en la tabla periódica que permite que compartan propiedades claves y resulten complementarias al formar ciertas fases dentro de una aleación. En primer lugar, el níquel y el cobre se encuentran en el grupo 10 y 11, respectivamente de la tabla periódica, ambos siendo parte del período 4, generando esto que tengan propiedades conjuntas como, por ejemplo, similares configuraciones electrónicas (ambos con electrones en el subnivel 3d), misma estructura cristalina (FCC) y radios atómicos similares. Todo esto lleva a que presenten solubilidad completa en estado sólido, es decir, pueden mezclarse en cualquier proporción sin formar fases intermetálicas [22] [40].

La Figura 43 representa la micrografía óptica del área de unión para una muestra soldada a  $660^{\circ}C$  por 60 minutos, en donde es apreciable como en diferentes granos de  $Cu_{ss}$  existe la formación de una fase distinta a la mencionada. Esto se explicaría con el proceso de solidificación mismo, en donde ante la formación de dendritas de solución sólida rica en Cu – Zn ( $Cu_{ss}$ ), conforme la temperatura baja el líquido remanente se enriquece en los elementos no presentes en  $Cu_{ss}$  (Ag y Cd), así como también de Zn. Cabe destacar que la gran solubilidad que presenta este elemento en el Cu a altas temperaturas disminuye al reducirse esta (ver Figura 22), por lo que durante el proceso de nucleación y crecimiento de las dendritas de  $Cu_{ss}$ , el Zn sería rechazado hacia el líquido circundante pues su solubilidad en la fase es limitada. Lo anterior provoca una acumulación progresiva de Zn en el líquido conduciendo a una segregación en regiones específicas de éste. Todo esto, razones por las cuales se favorece la reacción eutéctica ternaria ( $L \rightarrow Cu_{ss} + Ag_{ss} + \beta - (Cu, Ag)Zn$ ). La acumulación de Zn en las últimas regiones a

solidificarse favorece la formación de intermetálicos como  $\beta$ , los cuales aparecen en zonas alejadas de las dendritas de  $\text{Cu}_{\text{ss}}$ , donde el Zn ha alcanzado una concentración suficiente para precipitar como una nueva fase. Esta fase  $\beta$  al continuar con el enfriamiento podría experimentar una transformación a otra fase  $\beta'$  pero solo ocurriría en ciertas regiones donde el enfriamiento es lo suficientemente lento para permitir a través de la difusión la transición mencionada [39].

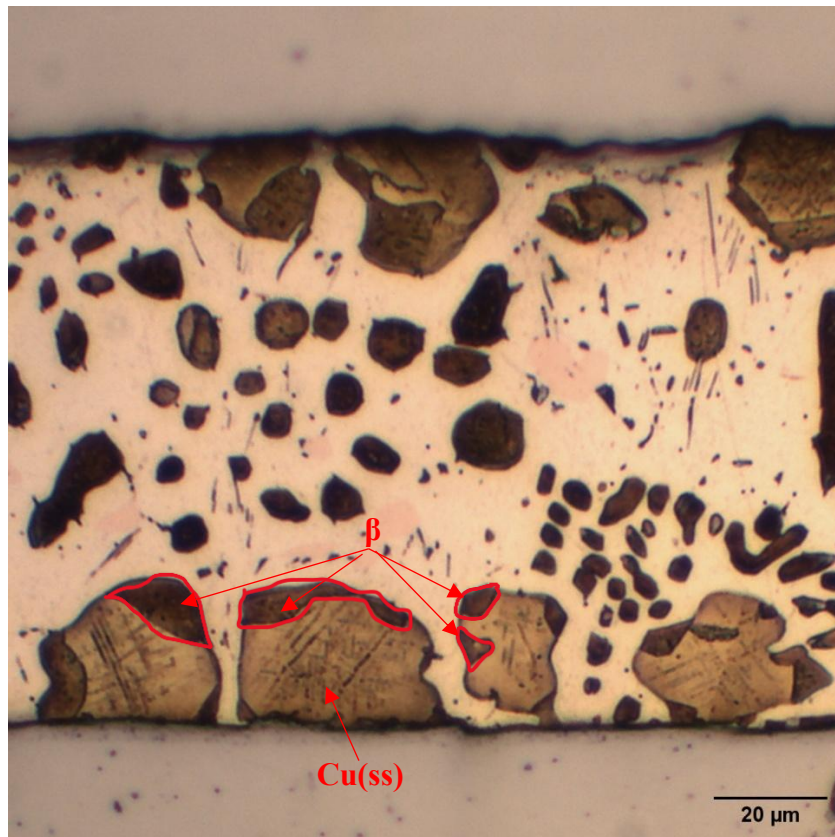
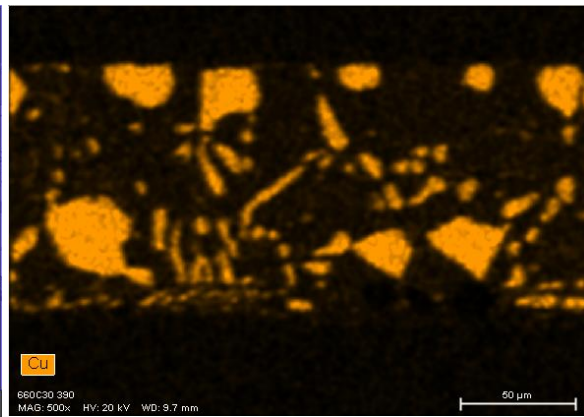
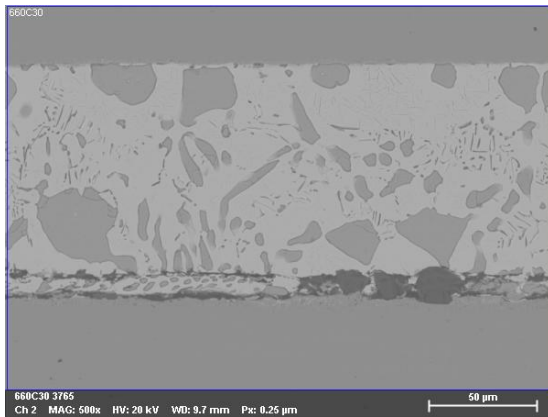


Figura 43: Micrografía óptica del área de unión para muestra soldada a 660°C por 60 minutos para formación de fase  $\beta$  en cercanía de solución sólida  $\text{Cu}_{\text{ss}}$ .

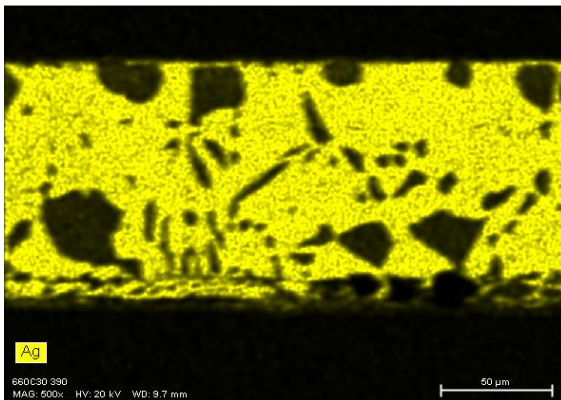
Este trabajo se inició con un análisis metalográfico mediante microscopía óptica, el cual permitió identificar ciertas características relevantes en la microestructura. Lo anterior se complementó con un análisis de microscopía electrónica de barrido (SEM) y sus técnicas de composición química, las que son presentadas a continuación.

La Figura 44, Figura 45 y Figura 46 representan los resultados de los mapeos elementales por EDS (espectroscopía de rayos X por dispersión de energía) acoplado a

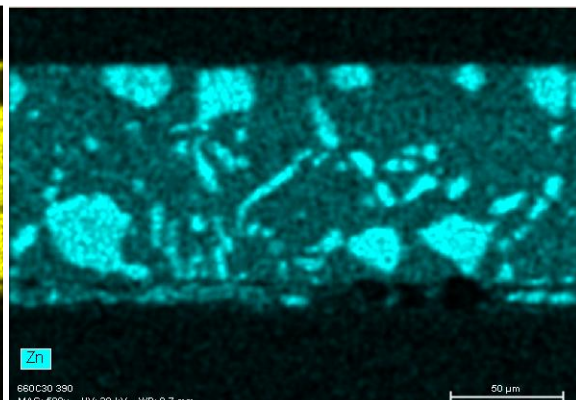
un microscopio electrónico de barrido (SEM), para las muestras soldadas a 660°C por 30, 60 y 120 minutos, respectivamente. Los resultados confirman la distribución previamente descrita de los elementos presentes en la microestructura de la capa intermedia de la unión soldada, en donde los elementos Cu y Zn se encontraron mayoritariamente en la solución sólida  $Cu_{ss}$  y en la estructura eutéctica, mientras que los elementos Ag y Cd se encontraron en la solución sólida  $Ag_{ss}$ . Se puede observar que no existió una notoria difusión de Fe y Cr desde el metal base hacia el metal de aporte (para este último sí existió en cierto grado a mayores tiempos de soldadura), mientras que, por otro lado, se confirma la presencia de Ni en la capa intermedia de la unión soldada, dada la difusión de éste desde el metal base, encontrándose en solución, en gran parte de la capa intermedia, pero con mayor presencia en las zonas donde se encuentra la solución sólida  $Cu_{ss}$ , dada la gran afinidad descrita anteriormente, entre este elemento y el Cu, incrementándose el efecto a mayores tiempos de soldadura.



Cu



Ag



Zn

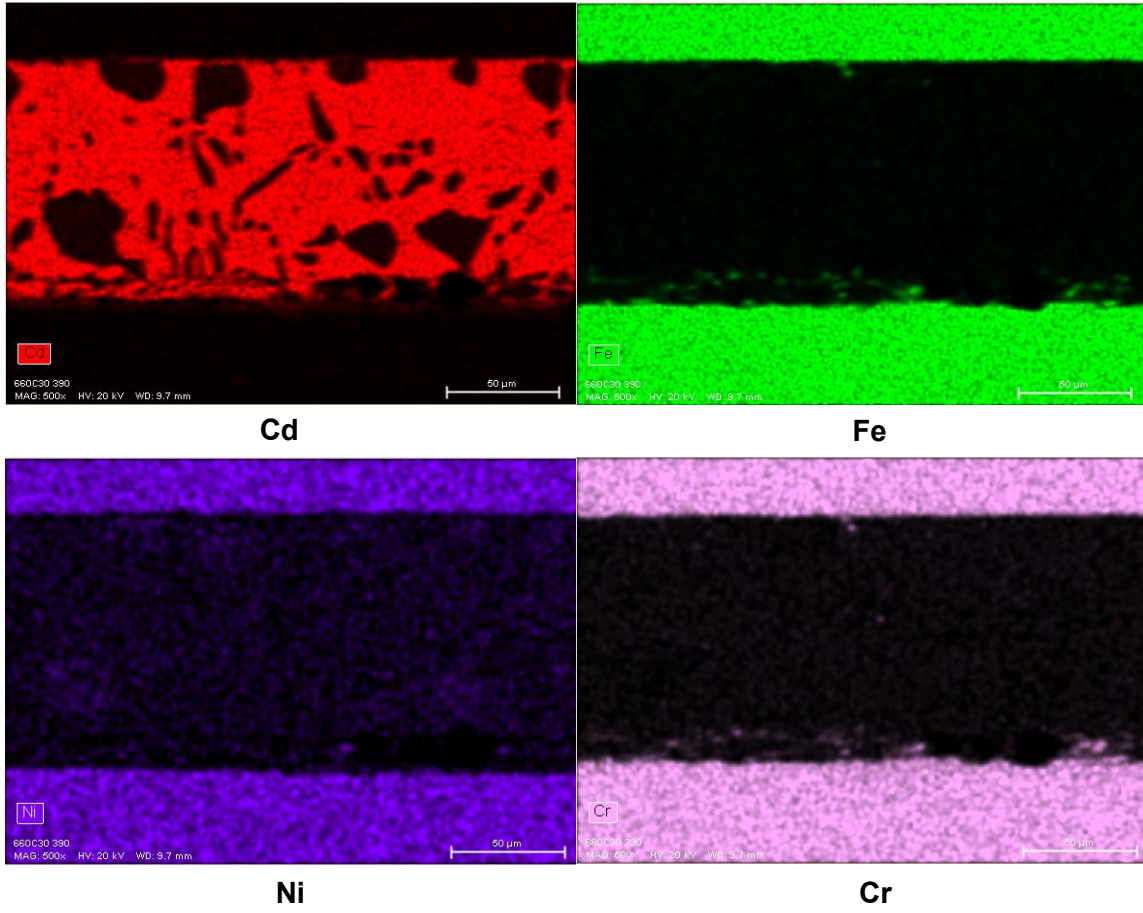
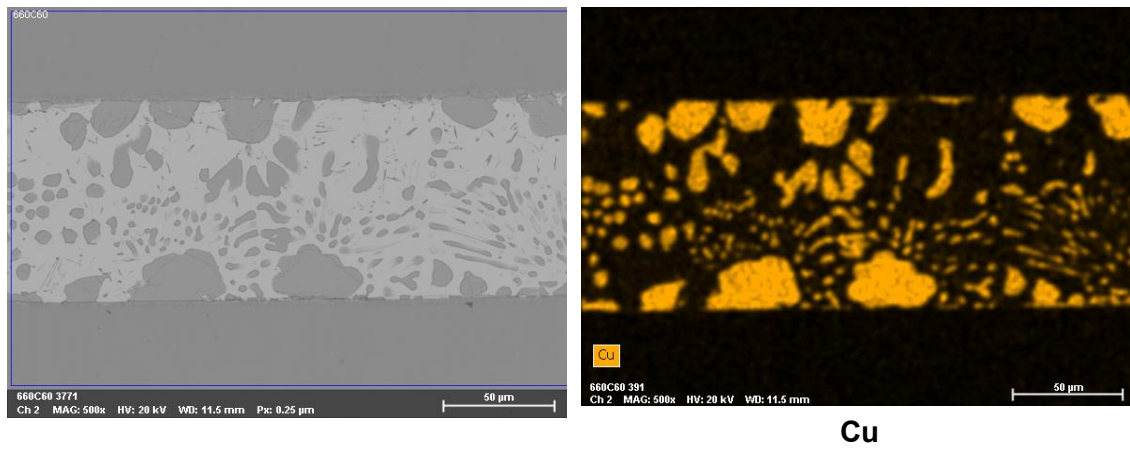


Figura 44: Resultados mapeo elemental EDS para la muestra soldada a 660°C por 30 minutos.



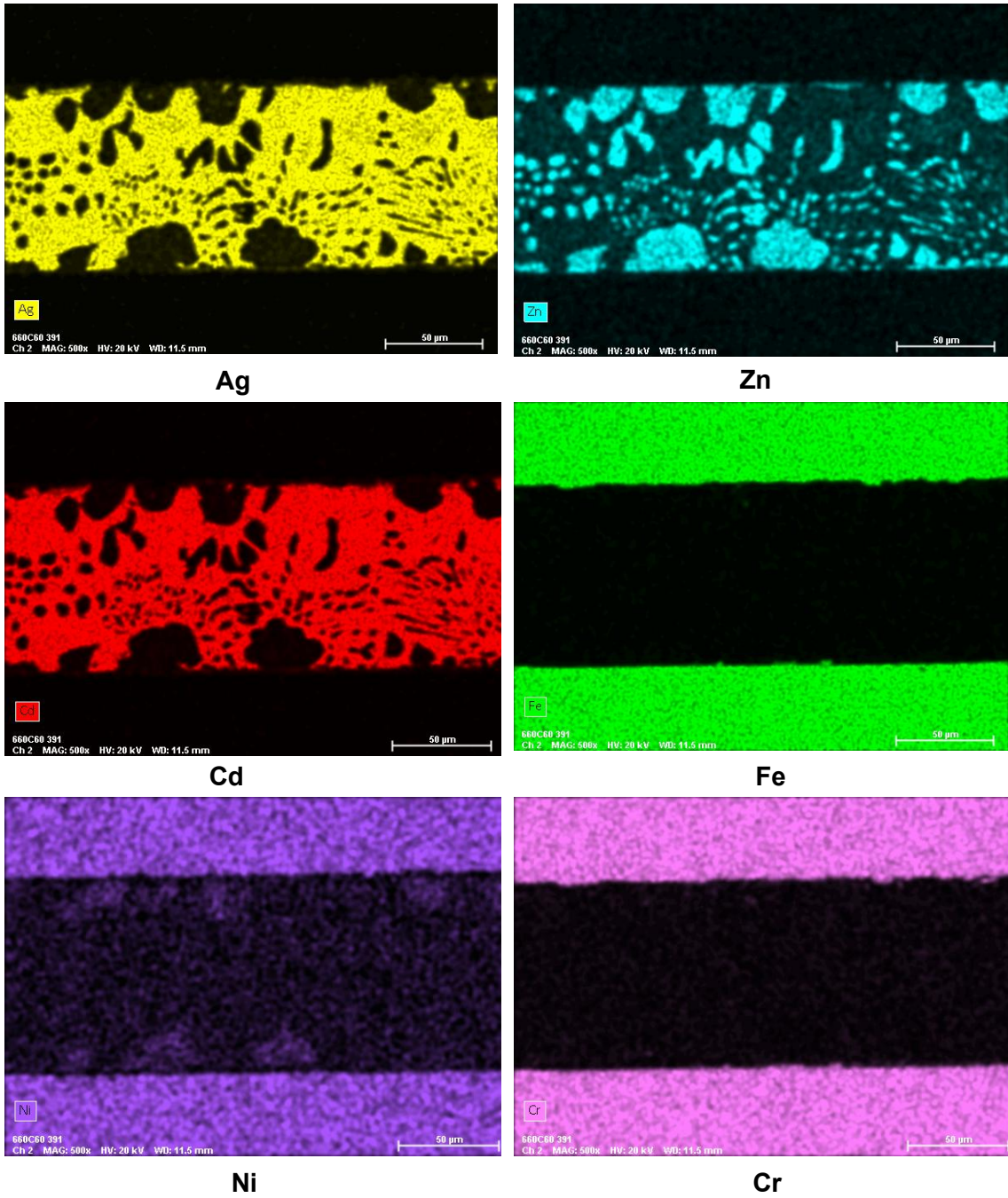
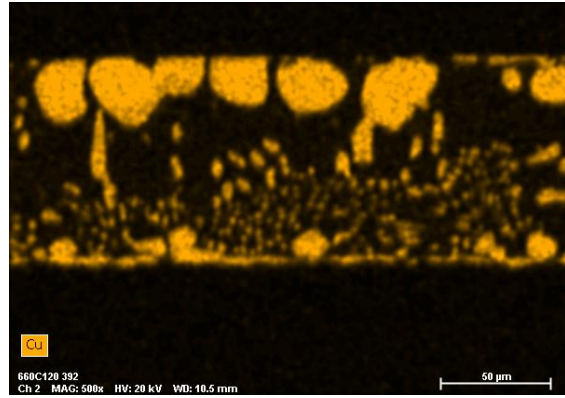
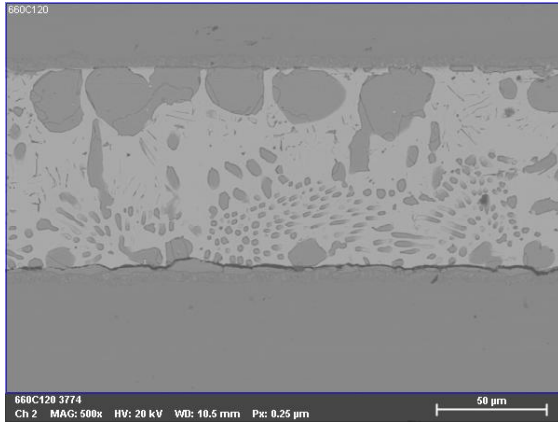
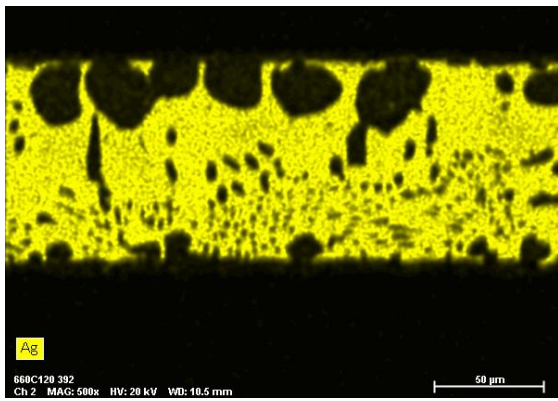


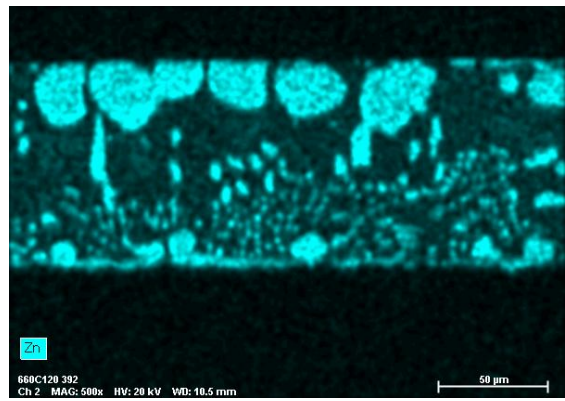
Figura 45: Resultados mapeo elemental EDS para la muestra soldada a 660°C por 60 minutos.



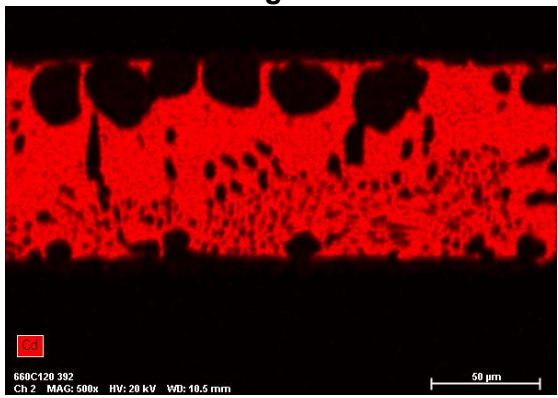
Cu



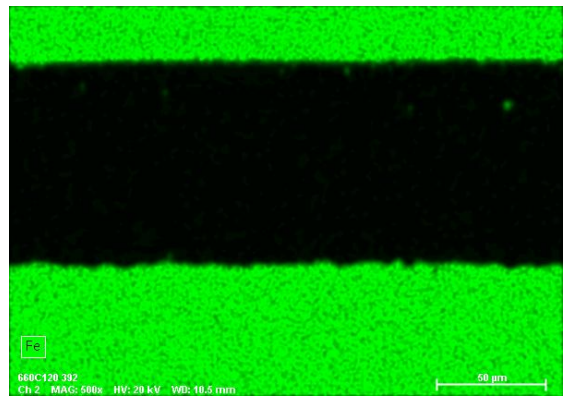
Ag



Zn



Cd



Fe

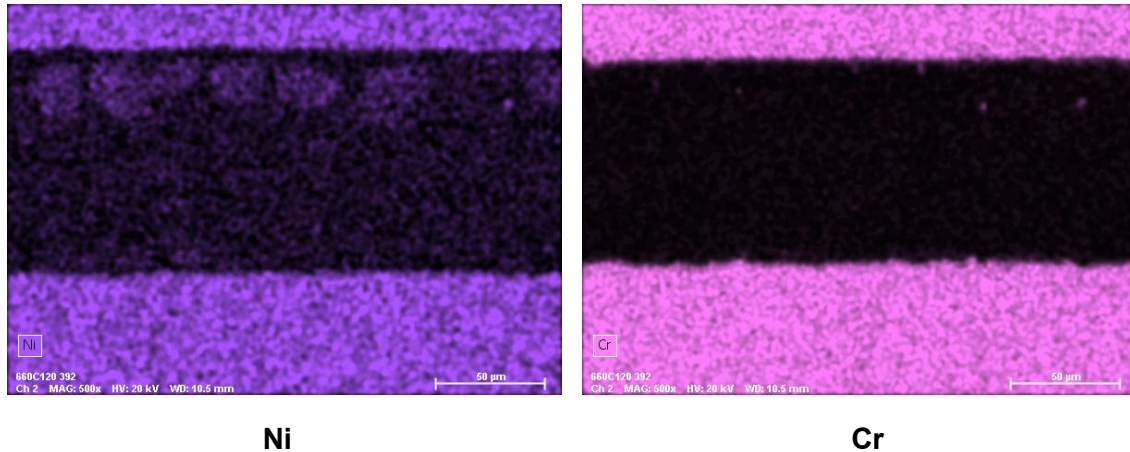


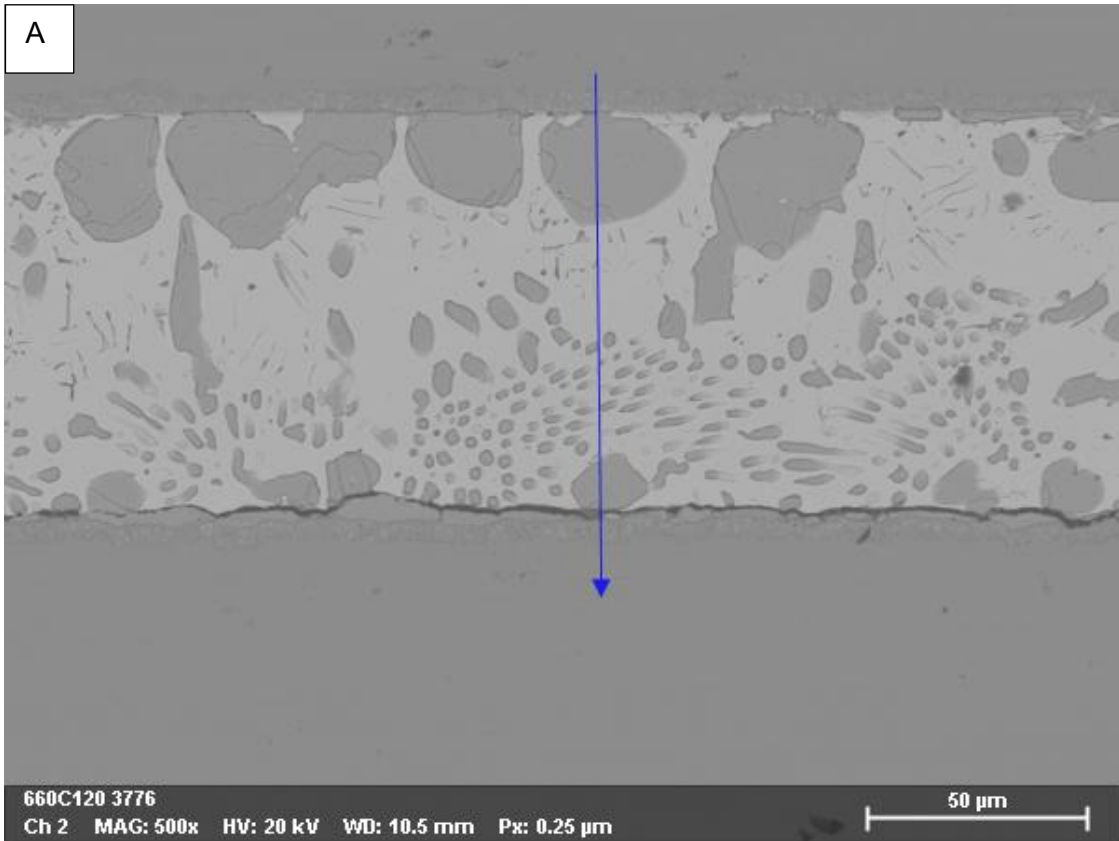
Figura 46. Resultados mapeo elemental EDS para la muestra soldada a 660°C por 120 minutos.

La presencia del Ni confirma, en primer lugar, que dada su gran afinidad con el cobre, la nucleación de la solución sólida  $Cu_{ss}$ , ocurre preferencialmente en zonas con una mayor concentración de este elemento, y dado que la composición inicial del metal de aporte no incluye Ni, la solución sólida  $Cu_{ss}$  se forma preferencialmente en la cercanía a la interfase con el metal base y no hacia el centro de la capa intermedia, resultando esencial la difusión de este para la formación y crecimiento de  $Cu_{ss}$ . En segundo lugar, este cambio composicional que presenta el metal de aporte dada la difusión de Ni, confirma la presencia de más de un eutéctico en la microestructura de la capa intermedia, distinto al eutéctico ternario posterior al peritético según el sistema Ag-Cu-Zn-Cd [41].

Es importante destacar, que pese a los efectos positivos que podrían mencionarse del níquel sobre el cobre y la solución sólida  $Cu_{ss}$  misma, entre los que se encuentran una estabilidad de ésta en un mayor rango de temperatura, favoreciendo un crecimiento y distribución uniforme de la fase, un aumento de dureza y resistencia mecánica debido al endurecimiento por solución sólida generado por la adición de este elemento a la matriz, como también reducir el efecto de segregación presentado por el zinc dada la distribución más homogénea de los elementos en la microestructura, retrasando la formación excesiva de la fase  $\beta$  que es más frágil, se tiene por otro lado, que el níquel es un elemento gamageno, es decir, es un estabilizador de la fase austenita en los aceros, por lo que disminuir el níquel disuelto en esta fase permitiría que el acero en cuestión perdiese, tanto la condición de inoxidable, como también la condición monofásica, promoviendo la formación de ferrita o martensita en la zona afectada. El hecho de ser monofásico es esencial pues la presencia de segundas fases frente a la resistencia a la

corrosión abre la posibilidad que exista una diferencia de potencial ( $\Delta V$ ) terminando por generar corrosión galvánica. A esto sumado que la presencia de ferrita o martensita generaría, por un lado, una mayor fragilidad a bajas temperaturas producto de este comportamiento natural que presenta la ferrita (presenta curva de transición dúctil-frágil, no así la austenita que es dúctil en todo rango de temperaturas), y por otro lado una dureza excesiva cercana a la unión que afectaría la resistencia mecánica y tenacidad del acero. Además, se tiene que el níquel en los aceros inoxidable es esencial, junto con el cromo, para su condición misma de inoxidable pues en este último elemento, el óxido que genera a nivel superficial es uno del tipo adherente (pasivante), por lo tanto, un empobrecimiento de este elemento en ciertas zonas, generando un desbalance en la concentración de estos dos elementos esenciales, que genere la precipitación de carburos del tipo  $M_{23}C_6$  en los límites de grano, y por tanto, una alta susceptibilidad a la corrosión intergranular, como también al pitting (corrosión por picado) especialmente en ambientes con una alta concentración de iones cloruros y yoduros, reduce excesivamente la resistencia a la corrosión por la disminución no solo del níquel disuelto, sino también del cromo (zona empobrecida de cromo (Chromium-Depleted Zone)) [42]. Con todo lo anterior, una buena solución sería la utilización de un metal de aporte, de la misma familia Ag-Cu-Zn con agregado de otros elementos aleantes como los mencionados anteriormente, como el níquel, manganeso, cobalto. Tener níquel como elemento de aleación en el metal de aporte ayudaría a tener una mayor compatibilidad con el acero inoxidable 304 pues ayudaría a minimizar la difusión desde este hacia el metal de aporte evitando todo lo relacionado a corrosión dentro de la aleación y asimismo la formación de la solución sólida rica en Cu - Zn en todo el espesor del metal de aporte y no solo cercano a la interfase del metal base. Estas aleaciones podrían ser BAg-3, BAg-13, BAg-22, por mencionar algunas [21]. A esta prevención en lo que respecta al metal base puede sumarse un mejoramiento en las propiedades del metal de aporte como resistencia mecánica, resistencia a la corrosión, menos formación de fases intermetálicas frágiles, etcétera.

La Figura 47(a) representa la micrografía por SEM (microscopía electrónica de barrido) para la muestra soldada a  $660^{\circ}\text{C}$  por 120 minutos a un aumento de 500X y la Figura 47(b) el perfil de línea EDS de la sección transversal de tal muestra, en donde se analizó el cambio en la composición química del trazado de línea que se observa.



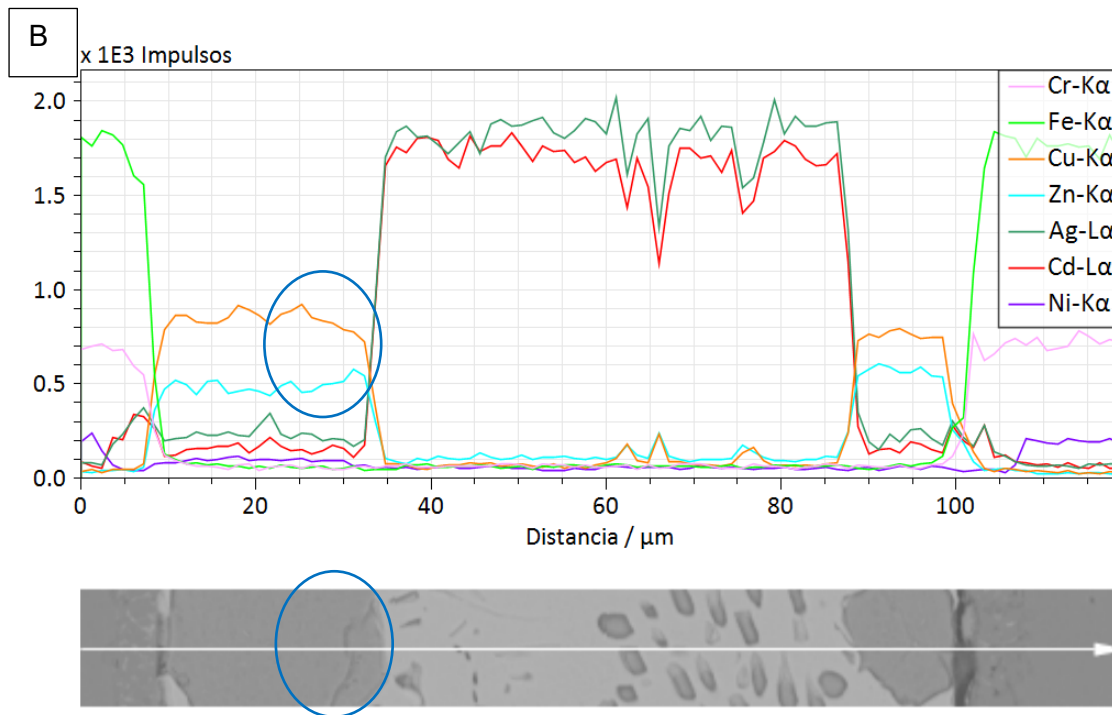


Figura 47: (a) Micrografía SEM para muestra soldada a 660°C por 120 minutos a 500X de aumento.  
(b) Perfil de línea EDS para tal muestra.

La Figura 48(a) y Figura 48(b), representan lo mismo, pero para la muestra soldada a 660°C por 60 minutos a un aumento de 2000X. Es posible observar cómo varía la distribución relativa de los elementos Cu, Zn, Ag, Cd, Cr, Fe y Ni a lo largo de del espesor de la capa intermedia a través de las diferentes fases, en donde es posible observar una particularidad, tanto para la Figura 47(b) como para la Figura 48(b), encerrado en círculos azules, que viene a ser como varía la composición de Cu y Zn en una dendrita de  $Cu_{ss}$ , en donde es claro observar que hacia el exterior de ésta, la composición Cu tiende a disminuir mientras la de Zn a aumentar, y todo lo contrario hacia el interior. Con esto es posible confirmar lo observado en la Figura 43, en donde mientras el proceso de solidificación se lleva a cabo, el Zn presente es rechazado hacia el líquido circundante a las dendritas de  $Cu_{ss}$  pues su solubilidad en la fase es limitada al disminuir la temperatura, lo que provoca por lo tanto, una acumulación progresiva de éste elemento en el líquido, conduciendo a una segregación en las regiones encerradas en la Figura 47(b) y la Figura 48(b), favoreciendo la formación de  $\beta$ .

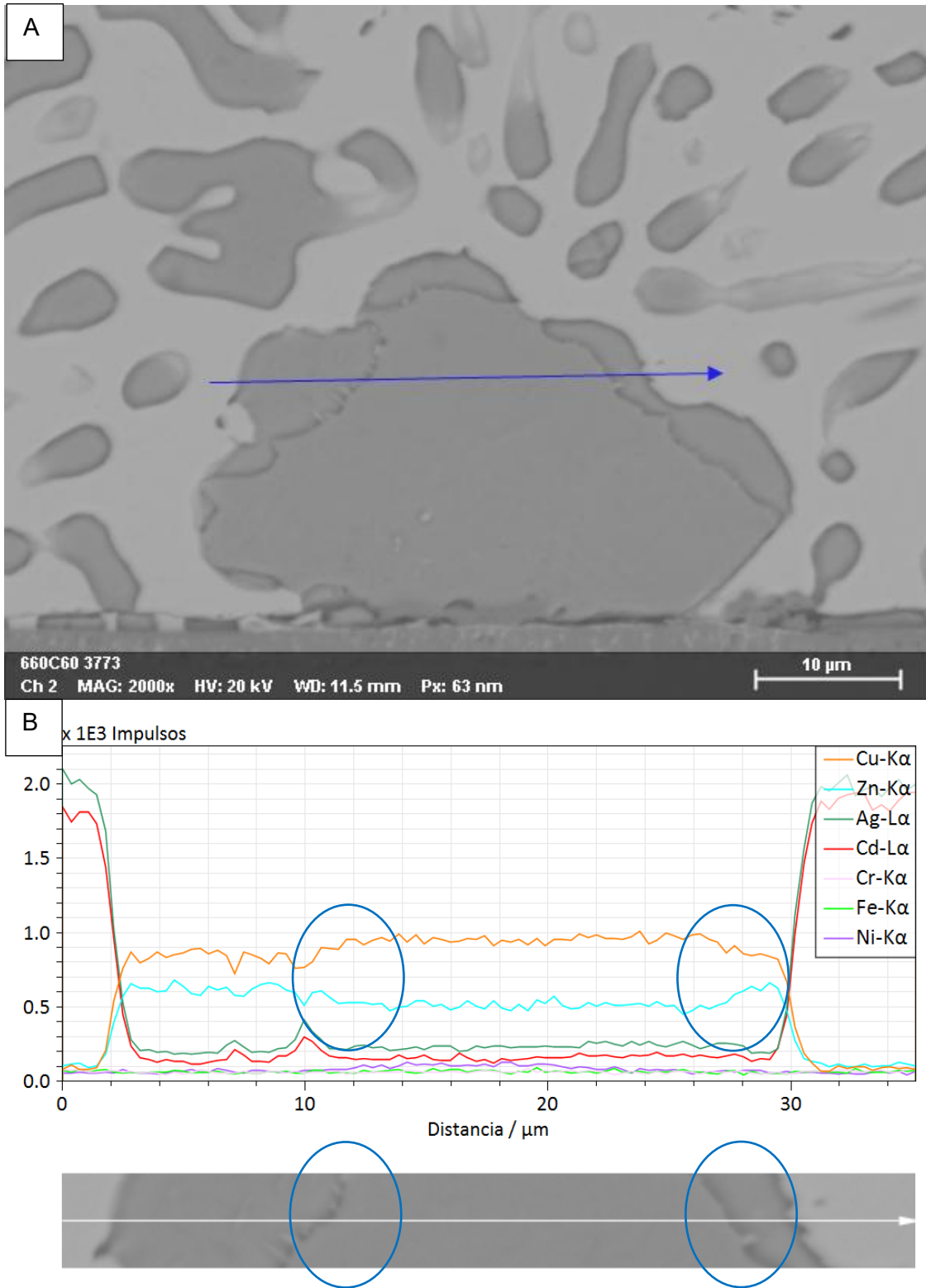


Figura 48: (a)Micrografía SEM para muestra soldada a 660°C por 60 minutos a 2000X de aumento. (b)Perfil de línea EDS para tal muestra.

La presente discusión de evolución microestructural tenía como objetivo, al igual que realizar la comparativa entre tres tiempos de soldadura (30 minutos, 60 minutos y 120 minutos), comparar entre dos temperaturas de soldadura, no solo 660°C sino también a 620°C. Es claro que, a una menor temperatura de soldadura, el metal de aporte líquido posee una menor fluidez y mojabilidad dentro de la unión, a pesar de que 620°C sigue siendo una temperatura dentro del rango de trabajo que el proveedor recomienda utilizar [24]. El no estar con un grado de fluidez adecuada, se impidió generar una unión fuerte y homogénea, así como también una buena adhesión de parte del metal de aporte hacia los metales base, generado por una menor capilaridad y mojabilidad. Una menor temperatura puede generar también una incompleta disolución y, por tanto, una baja difusión e interdifusión de los elementos del metal de aporte y metales base. Todo lo anterior, llevó a que las uniones generadas a menor temperatura presentaran baja resistencia mecánica que no permitió que se completara todo el procedimiento experimental desde el corte transversal de cada muestra para el posterior montaje y caracterización metalográfica.

### **3.2 Propiedades Mecánicas**

La Figura 49 representa la resistencia al corte de las uniones soldadas por soldadura fuerte por difusión para los diferentes tiempos y temperaturas de soldadura.

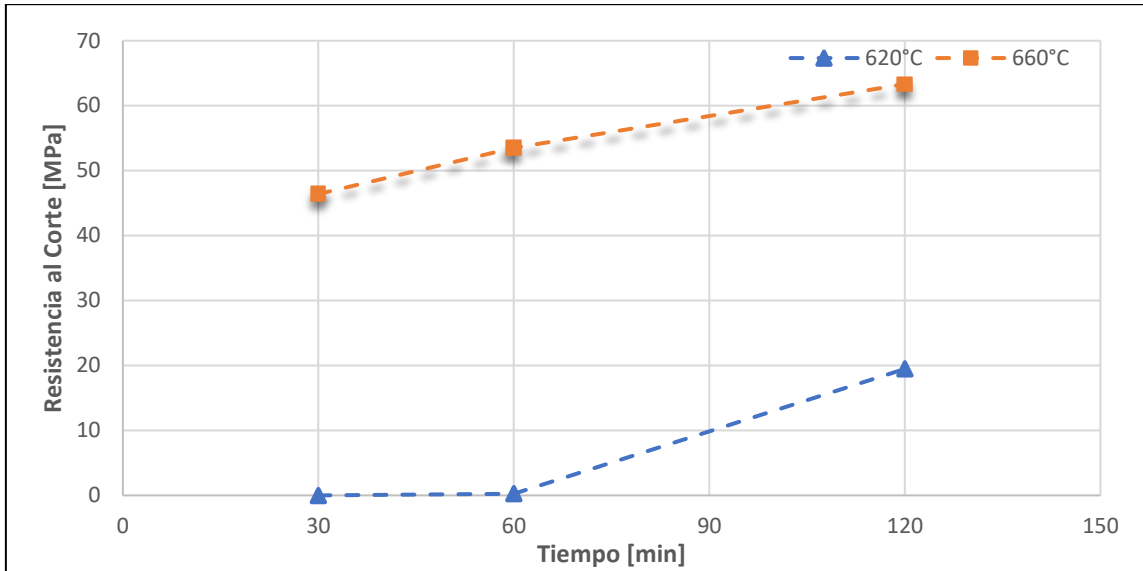


Figura 49: Resistencia al corte de las uniones soldadas por soldadura fuerte por difusión a diferentes tiempos y temperaturas de soldadura.

Es posible notar que la resistencia al corte se ve incrementada en gran medida al aumentar la temperatura de soldadura, en donde a 620°C pese a aumentar su resistencia desde los 30 y 60 minutos, donde fue nula, hasta los 120 minutos, ésta sigue siendo muy pobre. Esto debido a la baja fluidez que presentó el metal de aporte y, por tanto, baja mojabilidad y capilaridad hacia la superficie del metal base, lo que implicó que las condiciones de tiempo y temperatura entregadas no fueran suficientes para que la unión resultante tuviese una buena adhesión y, por lo tanto, mejores propiedades. Es claro, que incrementar la temperatura de soldadura otorga al metal de aporte una mayor fluidez que permite, mediante la mojabilidad, presentar una mayor superficie de contacto con el metal base y, por tanto, un menor ángulo de contacto (ver Figura 4). Lo anterior promueve la difusión de los elementos presentes en el metal de aporte, junto con la interdifusión entre estos con los elementos del metal base, entregando una unión con una microestructura más homogénea. Para una temperatura de 660°C es posible notar que un tiempo bajo de soldadura (30 minutos) es suficiente para entregar una unión soldada con mejor resistencia al corte que para una temperatura de 620°C, dada la mayor tasa de difusión que existe al incrementar la temperatura, con la que, ante la presencia de la capa intermedia de  $\text{Cu}_{ss}$  (Ver Figura 41) a 660°C la cual incrementó su espesor a mayores tiempos de soldadura (ver Figura 42) puede tener gran responsabilidad del incremento de la resistencia al corte al aumentar esta variable temporal, dado el mayor grado de

interdifusión entre metal base y metal de aporte. Por otro lado, para la aplicación de tiempos de soldadura cortos, la difusión alcanzada en la unión es insuficiente.

Es importante mencionar que estos resultados, pese a tener todo el sentido físico en cuanto a temperatura y tiempo se refiera para el grado de difusión existente en cada experimento (mayor temperatura  $\Rightarrow$  mayor difusión y mayor tiempo  $\Rightarrow$  mayor difusión), es claro que la tendencia al alza en la resistencia al corte no tiene por qué continuar para temperaturas y tiempos mucho mayores, es más, en la sección anterior se mencionó que las propiedades mecánicas resultantes no dependen únicamente de la presencia de ciertas fases dentro de la microestructura sino también de la distribución de estas. La solución sólida  $Cu_{ss}$  (tanto como capa intermedia y como dendritas en el interior del MA) al estar directamente relacionada con el grado de difusión existente, una temperatura de soldadura extremadamente alta puede dar paso a que ésta crezca tanto en tamaño y disminuya tanto en número, que termine por deteriorar las propiedades. En adición, temperaturas excesivamente altas para un metal de aporte con presencia de elementos como el Zn y Cd, los cuales son propensos a evaporarse y por tanto a la generación de porosidades en la unión resultante [19], podría generar un deterioro adicional de las propiedades, sobre todo con el Zn, donde ya se demostró que se segrega y genera la formación de intermetálicos  $\beta$  en las dendritas de  $Cu_{ss}$ . Este mismo efecto puede presentarse para tiempos de soldadura excesivamente altos, por lo que queda ver en futuras investigaciones hasta cuanto más es conveniente aumentar estas dos variables del proceso, hasta que las propiedades de estos materiales se vean afectadas negativamente.

La Figura 50 representa el perfil metalográfico para la unión soldada para una temperatura de 660°C a los diferentes tiempos de soldadura.

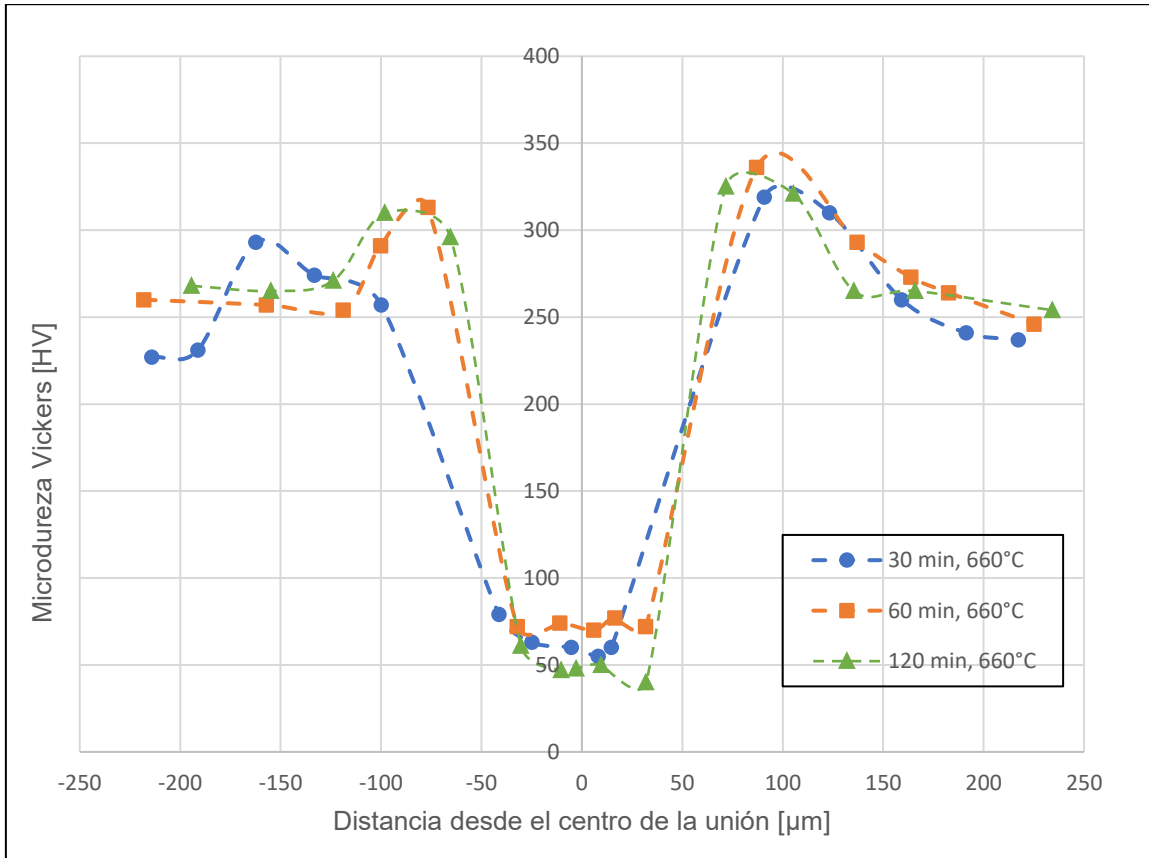


Figura 50: Perfil metalográfico de unión soldada para 660°C a los diferentes tiempos de soldadura fuerte por difusión.

Este perfil muestra el valor de microdureza Vickers [HV] para la distancia desde el centro de la unión soldada en donde se tomó la medición. Para un mayor orden en el análisis y discusión, estos se harán en primer lugar para el metal de aporte y su cercanía (centro de la unión) para luego discutir lo obtenido para el metal base y su cercanía al metal de aporte.

Es posible observar que los valores de dureza Vickers para la capa intermedia de metal de aporte se maximizan para tiempos de soldadura intermedios (60 minutos), mientras que para tiempo excesivos (120 minutos) la dureza se ve claramente reducida hasta valores por debajo de los 50 [HV]. Por otro lado, un tiempo bajo de soldadura (30 minutos) genera una dureza intermedia. Es claro que la distribución de las fases presentes en la microestructura de la unión resulta ser gran responsable de los resultados obtenidos del perfil. Otros autores se han encargado de medir la dureza particular de cada fase presente del metal de aporte en donde, la solución sólida  $Cu_{ss}$  resulta ser la más dura,

mientras que la solución sólida  $Ag_{ss}$  la más blanda, otorgándole una mayor ductilidad a la unión resultante (entendiéndose, que la solución sólida  $Cu_{ss}$  ya es dúctil per se). Por otro lado, el eutéctico ternario solidificado presenta una dureza intermedia entre las dos soluciones sólidas anteriormente mencionadas [19]. Ahora bien, parece ser que el crecimiento excesivo de los granos de solución sólida  $Cu_{ss}$  para un tiempo de 120 minutos en donde se presentó en muchos casos la coalescencia de estos, hicieron que la capa intermedia resultara con valores de dureza inferiores. Importante destacar, que el aumento en el tamaño de grano de una fase en particular implica un menor número de límites de grano y, por tanto, en una menor densidad de estos. Los límites de grano actúan como barreras para el movimiento de dislocaciones, por lo que, ante un menor número de límites de grano, mayor facilidad para la deformación plástica y, por tanto, una menor dureza [43]. Eso en primer lugar. Segundo, la difusión de elementos aleantes se incrementa con el tiempo de soldadura, lo que implicaría un mayor endurecimiento por solución sólida dentro de cada fase, en particular para la fase rica en Cu – Zn ( $Cu_{ss}$ ), que es más dura que la fase rica en Ag – Cd ( $Ag_{ss}$ ) y que el eutéctico ternario. La presencia de eutéctico, que presenta una dureza intermedia entre el  $Cu_{ss}$  y  $Ag_{ss}$ , también posee una gran implicancia en la dureza resultante de cada unión soldada. Finalmente, y en menor grado debido a la poca fracción volumétrica presente, la presencia de intermetálicos secundarios como la fase  $\beta$ , la cual se forma debido a la segregación de elementos como el Zn, también contribuyen a una mayor dureza. Para un tiempo prolongado de 120 minutos es claro que el crecimiento de los granos de  $Cu_{ss}$  se vuelve dominante, en donde adicionalmente la coalescencia de estos hace que la microestructura tenga menor cantidad de obstáculos para la deformación, lo que resulta en una microestructura más blanda. Para un tiempo de 30 minutos, la fracción volumétrica de la solución sólida  $Cu_{ss}$  resultante es el que presenta un menor valor, así como la mayor cantidad de eutéctico (dureza intermedia entre ambas soluciones sólidas), pero esto también acompañado de la mayor fracción volumétrica de la solución sólida  $Ag_{ss}$ , que resulta en la fase más blanda. Lo anterior resulta en un comportamiento intermedio de microdureza. Finalmente, para un tiempo de soldadura de 60 minutos, es donde se dan las mejores condiciones a nivel microestructural para poder maximizar las propiedades de dureza. Por un lado, el crecimiento de los granos de  $Cu_{ss}$  no es excesivo, lo que en conjunto con el tiempo de soldadura entregado permite que la difusión de los elementos de aleación genere un mayor endurecimiento por solución sólida. La distribución de la solución sólida  $Ag_{ss}$  y

eutéctico, se encuentran en un punto intermedio respecto a los tiempos de 30 y 120 minutos, como también la presencia de las fases intermetálicas en las zonas aledañas a la solución sólida  $\text{Cu}_{\text{ss}}$ , por lo que, tal distribución permite que 60 minutos como tiempo de soldadura fuerte sea el óptimo en términos de mejora de dureza.

Luego, para el metal base, se tienen dos zonas de análisis, la primera corresponde justamente lo que sería metal base como tal (MB), y la segunda corresponde a la zona afectada por la difusión (*Diffusion Affected Zone*) (DAZ), zona intermedia del metal base que se encuentra en la cercanía con el metal de aporte.

Para la DAZ es posible observar que los valores de dureza Vickers se incrementan independiente del tiempo de soldadura. Desde la Figura 40 se pudo notar que dentro de la microestructura de granos austeníticos no se observó ningún tipo de segundas fases en la cercanía con la unión soldada, por lo que cualquier cambio existente a nivel de dureza correspondería a un endurecimiento por solución sólida. El endurecimiento por solución sólida es el mecanismo tal en donde se introducen átomos de un elemento a la red cristalina de otro, ocupando sitios sustitucionales o intersticiales (dependiendo del radio atómico de tal átomo), generando una deformación debido a la diferencia de radios entre los átomos del soluto con los del solvente, traducido en una distorsión local de la estructura cristalina. Lo anterior dificulta el deslizamiento de dislocaciones y, por tanto, genera una mayor dureza [44]. Al igual que para la discusión de la dureza en la capa intermedia de la unión soldada, el comportamiento de la dureza en la DAZ no es directamente proporcional al tiempo de soldadura, ya que, en este caso, un tiempo intermedio de 60 minutos corresponde al tiempo que entrega una mayor dureza en la zona, seguido por un tiempo de 120 minutos, y posteriormente un tiempo de 30 minutos. Esto también es posible observarlo en la Figura 51, en donde se observan los valores promedio de dureza Vickers (HV) en las diferentes zonas microestructurales de la unión soldada a una temperatura de  $660^{\circ}\text{C}$ . Es claro que, dándose las condiciones propicias (tiempo y temperatura) para que exista interdifusión entre el metal base y metal de aporte genera que, existiendo afinidad entre los elementos presentes, solubilicen y, por tanto, se genere el mecanismo de endurecimiento por solución sólida. Un tiempo de soldadura de 30 minutos, claramente no es suficiente para que exista un nivel máximo de dureza

en la zona. 60 minutos por otro lado, sí es un tiempo suficiente para obtener un valor máximo en la DAZ. Para un tiempo de 120

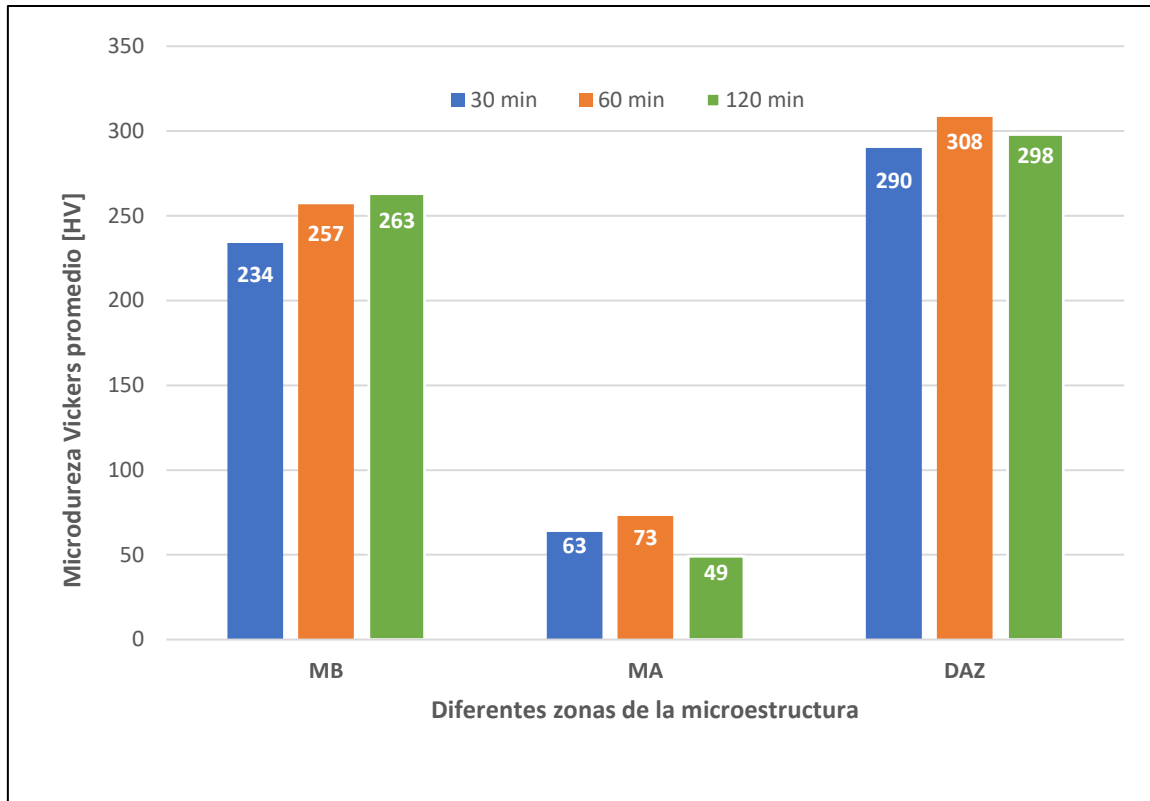


Figura 51: Microdureza Vickers (HV) promedio para las diferentes zonas microestructurales a los diferentes tiempos de soldadura fuerte por difusión a una temperatura de 660°C.

minutos la dureza vuelve a disminuir, no por el hecho de que no exista suficiente tiempo para que, mediante la difusión, se genere endurecimiento por solución sólida, sino más bien porque esta mayor difusión de elementos desde el metal de aporte hacia el metal base, también se genera en el otro sentido (interdifusión) para todos los tiempos de soldadura fuerte, entonces lo que se observa a través de estos resultados, es que no solo los elementos del metal de aporte tuvieron mucho más tiempo para difundir hacia el metal base, sino también los elementos disueltos en este, permitiéndoles difundir en una mayor cantidad hacia el metal de aporte (recordar el crecimiento a altos tiempos de la solución sólida  $Cu_{ss}$ , y la gran afinidad de elementos como el Ni con el Cu presente en esta), por lo tanto, esto generó que la DAZ en el acero redujera su dureza a un nivel intermedio para altos tiempos de soldadura fuerte.

Finalmente, a medida que aumenta la distancia desde el centro de la unión soldada, pasando por la DAZ llegando hasta el MB, el perfil metalográfico se va estabilizando con valores de dureza típicos de un acero inoxidable 304, inclusive por encima de estos para todos los tiempos de soldadura [45] [46], lo que da indicios que para las mediciones tomadas a mayor distancia del centro de la unión (aproximadamente 200  $\mu\text{m}$  desde el centro de la unión) aún existió cierto grado de difusión desde la capa intermedia hacia el metal base, pero su efecto ha disminuido para estas distancias. Es importante destacar que a largas distancias del centro de la unión (MB), los valores de dureza tienden a incrementarse conforme aumentan los tiempos de soldadura (Ver Figura 50 - Figura 51). Es decir, en la DAZ, donde existía una competencia entre el endurecimiento por solución sólida en el metal base cercano a la capa intermedia y la interdifusión de elementos entre ambas zonas, donde para tiempos prolongados, esta interdifusión provocaba una disminución de la dureza debido a la excesiva difusión de elementos de soluto del metal base hacia el metal de aporte, a grandes distancias la difusión de elementos desde el metal líquido hacia el sólido se vuelve predominante, favoreciendo el endurecimiento por solución sólida en el metal base. Por lo tanto, como resultado se tiene que la dureza en esta zona más lejana a la capa intermedia aumenta proporcionalmente con el tiempo de soldadura fuerte.

## Conclusiones

El presente estudio tuvo como objetivo el análisis de la evolución microestructural y de propiedades mecánicas de uniones soldadas de acero inoxidable 304 utilizando el proceso de soldadura fuerte por difusión a temperaturas de 620°C y 660°C con tiempos de soldadura de 30, 60 y 120 minutos. El metal de aporte utilizado como capa intermedia fue el BAg – 1, aleación de la familia Ag – Cu – Zn. Para el análisis experimental se realizó un perfil metalográfico, perfil de dureza y ensayo destructivo de resistencia al corte. De lo anterior se puede extraer las siguientes conclusiones:

A medida que el tiempo de soldadura aumenta, la fase rica en Cu – Zn ( $\text{Cu}_{\text{ss}}$ ) aumenta considerablemente en su área hasta los 120 minutos, maximizándose su tamaño, en donde, cuantitativamente se tiene que a 660°C el área promedio de los granos de  $\text{Cu}_{\text{ss}}$  para un tiempo de soldadura de 30 minutos es de  $460 \mu\text{m}^2$ , a 60 minutos  $645 \mu\text{m}^2$  y a 120 minutos  $959 \mu\text{m}^2$ .

Para todos los tiempos de soldadura existió una mayor fracción volumétrica de solución sólida  $\text{Cu}_{\text{ss}}$  hacia el centro de las uniones soldadas, mientras que al alejarse del centro ésta cambia por una mayor fracción de eutéctico.

Para todos los casos, la solución sólida  $\text{Cu}_{\text{ss}}$  se formó en la cercanía de la interfase con el metal base y no hacia el centro de la capa intermedia, además de la formación de una segunda solución sólida  $\text{Cu}_{\text{ss}}$  en formato de capa intermedia entre el metal base y metal de aporte.

Debido a una mala adhesión de parte del metal de aporte en la superficie del metal base, uniones soldadas a una temperatura de 620°C presentaron baja resistencia mecánica lo que no permitió completar el procedimiento experimental a tal temperatura.

La resistencia al corte de las uniones soldadas aumentó al aumentar el tiempo y la temperatura de soldadura, esto promovido por la interdifusión de elementos del metal base y metal de aporte que permitieron generar uniones con mejores propiedades.

Para el perfil de dureza resultante se encontraron tres zonas características, la zona del metal de aporte (MA), metal base (MB) y zona afectada por la difusión (DAZ). Para el MA, los mayores valores de dureza se encontraron a un tiempo de 60 minutos, seguido por 30 minutos, y finalmente a 120 minutos, en donde un crecimiento excesivo de las dendritas de  $\text{Cu}_{\text{ss}}$  hicieron que la capa intermedia resultara con valores de dureza menores. Para 30 minutos el tamaño de las dendritas de  $\text{Cu}_{\text{ss}}$  fue menor, lo que

incrementó los valores resultantes de dureza, esto acompañado de una mayor fracción volumétrica de  $Ag_{ss}$ , la fase más blanda de la microestructura, lo que resultó en valores intermedios de dureza. Por otro lado, 60 minutos fue el tiempo donde se dieron las mejores condiciones a nivel microestructural para maximizar las propiedades de dureza. Para la DAZ, al igual que para el MA, los mayores valores de dureza se dan para un tiempo intermedio de 60 minutos, siguiendo por un tiempo prolongado de 120 minutos, y luego por 30 minutos. Este comportamiento se dio debido una competencia entre el endurecimiento por solución sólida del metal base, con la difusión de elementos del metal base al metal de aporte. Finalmente, para mayores distancias desde el centro de la unión (MB), la difusión de elementos desde el metal líquido al metal base se vuelve predominante, por lo que los valores de dureza aumentaron proporcionalmente con el tiempo de soldadura.

## Referencias

- [1] American Welding Society (AWS), *Brazing Handbook*, 5th Edition ed., A. T. A. Committee, Ed., Miami, FL: American Welding Society, 2007.
- [2] D. M. Jacobson y G. Humpston, *Principles of Brazing*, 1st Edition ed., P. u. t. d. o. t. A. I. T. B. C. (2004–2005), Ed., Materials Park, Ohio: ASM International, 2005.
- [3] M. Paidar, D. Bokov, M. K. Nasution, S. Mehrez, O. O. Ojo y K. O. Cooke, «Diffusion brazing of IN738 to SiC ceramic with Ag-Cu-Ti powder: Effect of bonding time on metallurgical and mechanical properties,» *Results in Physics*, pp. 1-5, 29 October 2021. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.rinp.2021.104956>
- [4] Woodhead Publishing (WP), *Welding and joining of aerospace materials*, M. C. Chaturvedi, Ed., Philadelphia, PA: Woodhead Publishing Limited, 2012.
- [5] ASM International, *Metallography and Microstructures*, vol. 9, G. G. V. Voort, Ed., Materials Park, Ohio, 2004.
- [6] ASM international, *Welding, Brazing and Soldering*, vol. 6, Materials Park, Ohio: ASM, 1996.
- [7] W. Tillmann, J. Bultena, J. Z. L. Wojarski, K. Donnerbauer y F. Walther, «Wetting behaviour of nickel-based brazing alloy BNi-5a on conventionally cast and laser-melted austenitic stainless steel 316L,» *Journal of Materials Research and Technology*, 2024. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2024.10.228>
- [8] H. Farhat, *Operation, Maintenance, and Repair of Land-Based Gas Turbines-Chapter 6 - Processes and technologies for GT components: Repair and manufacturing*, 2021, pp. 131-157. DOI: <https://doi.org/10.1016/B978-0-12-821834-1.00008-3>
- [9] Vahid Barzgaran, Aliakbar Ekrami, «Microstructure and mechanical properties of IN738LC superalloy repaired by wide gap activated diffusion brazing method.,» *Engineering Failure Analysis*, pp. 1-23, 19 May 2024. DOI:<https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2024.108477>
- [10] X. Li, L. Li, K. hu y S. Qu, «Vacuum brazing of TiAl-based intermetallics with Ti-Zr-Cu-Ni-Co amorphous alloy as filler metal,» *Intermetallics*, pp. 1-10, 16 October 2014. DOI: <http://dx.doi.org/10.1016/j.intermet.2014.09.010>

- [11] Y. A. kumar, R. R. Tiwari, V. Florist, R. R. K. Kumar, P. Chakravarthy, J. Cyriac y S. V. S. n. Murty, «Interfacial microestructure and mechanical characteristics of dissimilar metal joints between SS 316 L to Ti - 6Al - 4V produced by diffusion bonding under vacuum,» *materials Today Communications*, p. 1 , 19 March 2025. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2025.112264>
- [12] Ali Nasajpour; A. Farzadi; Seyyed Ehsan Mirsalehi, «Effect of diffusion brazing time on microstructure, isothermal solidification completion and microhardness distribution during joining of Nicrofer 5520 superalloy using a liquated Ni-Cr-B interlayer,» *Journal Of Materials Research and Technology*, pp. 1-11, 27 September 2022. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2022.09.082>
- [13] M. Paidar, M. Ravikumar, O. Ojo, S. Mehrez, V. Mohanavel y M. Ravichandran, «Diffusion brazing of 321 stainless steel to IN738 using 54Ag-40Cu-5.0Zn1.0Ni powder-mixture interlayer,» *Materials Letters*, pp. 1-5, 21 April 2021. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2021.129919>
- [14] L. Zhengzhou Huitong Tubería Equipo Co., «PIPELINE,» Zhengzhou Huitong Tubería Equipo Co., Ltd., 21 March 2024. [En línea]. Available: <https://www.htsspipe.com/info/what-is-inconel-price-per-kg-94077093.html>.
- [15] L. Zhengzhou Huitong Tubería Equipo Co., «PIPELINE,» 18 July 2024. [En línea]. Available: <https://www.htsspipe.com/info/stainless-steel-321-price-per-kg-2024-updated-97851609.html>.
- [16] D. Stainless, «DSSTAINLESS,» Dongshang Stainless, 2025. [En línea]. Available: [https://www.dsstainlesssteel.com/321-stainless-steel/?utm\\_source=chatgpt.com](https://www.dsstainlesssteel.com/321-stainless-steel/?utm_source=chatgpt.com).
- [17] INCO, «Alloy IN-738 Technical Data. A Practical Guide to the use of Nickel-Containing alloys N°497,» The International Nickel Company, Inc., 2020.
- [18] F. Ahrami, S. E. Mirsalehi, A. Sadeghian y M. H. Johar, «The joint properties of a high-chromium Ni-based superalloy made by diffusion brazing: Microstructural evolution, corrosion resistance and mechanical behavior,» *Journal of Manufacturing Processes*, pp. 1-9, 24 November 2018. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2018.11.025>
- [19] C. Jiang, H. Chen, Q. Wang y Y. Li, «Effect of brazing temperature and holding time on joint properties of induction brazed WC-Co/carbon steel using Ag-based alloy,»

- Journal of Materials Processing Technology*, pp. 1-8, 1 October 2015. DOI: <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2015.09.044>
- [20] M. Amelzadeh y S. E. Mirsalehi, «Dissimilar joining of WC-Co to steel by low-temperature brazing,» *Materials Science & Engineering*, pp. 1-9, 2 June 2020. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.mseb.2020.114597>
- [21] American Welding Society (AWS), Specification for Filler Metals for Brazing and Braze Welding, Supercede a ANSI/AWS A5.8-92 ed., A. W. Society, Ed., Miami , FL, 2004.
- [22] ASM International, ASM Handbook, Volume 3: Alloy Phase Diagrams, vol. Vol. 3 ASM Handbook serie, H. Baker, Ed., Materials Park, Ohio, 1992.
- [23] e. a. Xiaoqiang Li, «Vacuum brazing of TiAl-based intermetallics with Ti - Zr - Cu - Ni - Co.,» *Materials Science & Engineering*, 2014. DOI: <http://dx.doi.org/10.1016/j.intermet.2014.09.010>
- [24] Argenta , «ARGENTA Tecnología en soldadura,» 2023. [En línea]. Available: [https://www.argenta.cl/html/interior/soldadura\\_fuerte.php](https://www.argenta.cl/html/interior/soldadura_fuerte.php).
- [25] KANTHAL, «Phisical and Mechanical properties Kanthal,» de *Resistance heating alloys for electric appliances*, 2020, pp. 12-13.
- [26] M. Paidar, K.S. Ashraff Ali, O. O. Ojo, V. Mohanavel, J. Vairamuthu, M. Ravichandran., «Diffusion brazing of Inconel 617 and 321 stainless steel by using AMS 4772 Ag interlayer,» *Journal of Manufacturing Processes*, pp. 1-13, 9 December 2020. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2020.11.013>
- [27] ASTM International, «Standard Test Method for Apparent Shear Strength of Single-Lap-Joint Adhesively Bonded Metal Specimens by Tension Loading (Metal-to-Metal),» *ASTM International*, Vols. %1 de %2D1002-10, pp. 1-2, 2019.
- [28] ASTM International, «Standard Test Methods for Vickers Hardness and Knoop Hardness of Metallic Materials,» *ASTM International*, Vols. %1 de %2E92-17, pp. 1-27, 2017.
- [29] ASTM International, «Standard practice for preparation of metallography specimens,» *ASTM International*, vol. E3, pp. 1-8, 15 January 1995.
- [30] PRESI, «TESTEKNDT,» 2024. [En línea]. Available: <https://www.testekndt.net/producto/mecatome-t180/>.

- [31] ASTM International, « Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials,» Vols. %1 de %2 E384 - 99, ASTM, 2000, pp. 1-24.
- [32] ASTM International, Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials, vol. E8/E8M, ASTM International, 2013, pp. 1-28.
- [33] Zwick Roell, «zwickroell.com,» 2023. [En línea]. Available: <https://www.zwickroell.com/industries/metals/metals-standards/metals-tensile-test-astm-e8/>.
- [34] ZWICK/ROELL, «<https://www.zwickroell.com/>,» [En línea]. Available: <https://www.zwickroell.com/es/accesorios/software-de-ensayos-testxpert/>.
- [35] S. P. Dimitrijević, D. Manasijević, Z. Kamberović, S. B., Dimitrijević, M. Mitrić, M. Gorgievski y S. Mladenović, «Experimental Investigation of Microstructure and Phase Transitions in Ag-Cu-Zn brazing Alloys,» *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2018. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11665-018-3258-1>
- [36] Y. Murakami, S. Kachi y N. Nakanishi, «Ordering and Phase separation in the ternary Ag-Cu-Zn  $\beta$ -Phase alloys,» *Pergamon Press Ltd*, vol. 32, pp. 1-8, 1983.
- [37] H. Kabassis, H. Soda, J. W. Rutter, W.C. Winegard, «Microstructure of Eutectic and Near Eutectic Specimens in the Ternary Ag-Cu-Zn System.,» de *Canadian metallurgical Quarterly*, Vol. 19, No. 4, pp. 345-350, 1981.
- [38] Johannes Schindelin, Ignacio Arganda-Carreras, et. al, «Fiji: an open-source platform for biological-image analysis,» *Nature Methods*, 2012.
- [39] Farzad Habibi, Ahad Samadi, Mohammad Nouri, «Microstructural evolution during low-temperature brazing of WC-Co cemented carbide to AISI 4140 steel using a silver-based filler alloy,» *International Journal of Refractory* , pp. 1-12, 1 august 2023. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2023.106354>
- [40] Michael Dayah, «PTABLE,» 2022. [En línea]. Available: <https://ptable.com/>.
- [41] M. Drits, N. R. Bochvar, L. Guzei, E. Lysova, E. Padezhnova, L. Rokhlin y N. Turkina, «The Ag-Cd-Cu-Zn System (Silver-Cadmium-Copper-Zinc),» de *Bulletin of Alloy Phase Diagrams*, vol. 2, 1981, pp. 228-230.
- [42] S. Estay, Apuntes Metalurgia Física II (METFIS II), Valparaíso, Valparaíso, 2020.
- [43] Seok-Jun Park, Kyung-Shik Kim, Jee-Hyun Kang, Sung-Joon Kim, «Effects of carbon and nitrogen on Hall-Petch relationship in austenitic stainless steel,» *Journal*

*of Materials Research and Technology*, pp. 1-5, 18 June 2022. DOI:  
<https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2022.06.052>

[44] L. Liu, J. Zhang y C. Ai, «Nickel-Based Superalloys,» de *Encyclopedia of Materials: Metals and Alloys*, vol. 1, Elsevier, 2022, pp. 294-304. DOI:  
<https://doi.org/10.1016/B978-0-12-803581-8.12093-4>

[45] Chilexpo, «chilexpo.com,» CHILEXPO SPA, 2019. [En línea]. Available:  
<https://www.chilexpo.com/calidad/304-l-h/>.

[46] CEMAUSA, «<https://www.cemausa.com/>,» Esteves Maquinarias S.L, 2008-2025.  
[En línea]. Available: <https://www.cemausa.com/docs/dureza.pdf>.

## ANEXOS

### Anexo A: Tablas y gráficos procesos de Preparación Metalográfica



Figura 52: Microcortadora metalográfica MECATOME T-180.



Figura 53: Muestra cortada previo a ser llevada a montaje.



Figura 54: (a) Prensa de montaje Buehler SIMPLIMET II. (b) Manta calefactora y mantas enfriadoras para prensa de montaje. Encerradas en círculos se puede observar la resina y termocupla utilizadas en el proceso.



Figura 55: Briqueta con muestra montada lista para caracterización metalográfica.



Figura 56: Maquina de pulido manual MINITECH 265 Presi.



Figura 57: (a) Muestra siendo atacada para posterior observación en microscopio. (b) Campana de extracción en donde se aplicó la solución para ataque químico.



Figura 58: Microscopio óptico invertido marca MOTIC AE2000 MET TRINOCULAR.



Figura 59: Laboratorio de Microscopía electrónica de barrido (SEM). Facultad de Ciencias de la Pontificie Universidad Católica de Valparaíso (PUCV).

## Anexo B: Tablas y gráficos procesos de Soldadura

### Experimento 1

Tabla 3: Datos de control de proceso de soldadura fuerte por difusión a una temperatura de 620°C por un tiempo de 30 minutos.

Experimento 1.1					
t	30	min		T[°C]	620
Hora	Temperatura [°C]	Flujo 1 [L/h]	Flujo 2 [bar]	Presión [psi]	t [min]
9:07	104	60	1.55	0.5	0
9:38	410	60	1.55	0.5	31
9:51	534	60	1.55	0.5	44
10:00	620	60	1.55	1	53
10:30	620	60	1.55	1	83
10:36	595	60	1.55	1	89
11:10	446	60	1.55	1	123
11:47	295	60	1.55	1	160
12:59	151	60	1.55	1	232
13:29	117	60	1.55	1	262

### Experimento 2

Tabla 4: Datos de control de proceso de soldadura fuerte por difusión a una temperatura de 620°C por un tiempo de 60 minutos.

Experimento 1.2					
t	60	min		T[°C]	620

Hora	Temperatura [°C]	Flujo 1 [L/h]	Flujo 2 [bar]	Presión [psi]	t [min]
9:50	127	60	1.5	0.5	0
10:07	282	60	1.5	0.5	17
10:19	407	60	1.5	0.5	29
10:42	620	60	1.55	0.5	52
11:42	620	60	1.5	1	112
11:58	548	60	1.5	1	128
12:29	416	60	1.5	0.5	159
13:06	280	60	1.5	0.5	196
14:37	124	60	1.5	0.5	287

### Experimento 3

Tabla 5: Datos de control de proceso de soldadura fuerte por difusión a una temperatura de 620°C por un tiempo de 120 minutos.

Experimento 1.3					
t	120	min		T[°C]	620
Hora	Temperatura [°C]	Flujo 1 [L/h]	Flujo 2 [bar]	Presión [psi]	t [min]
10:25	133	60	1.50	0.5	0
10:50	373	60	1.50	0.5	25
11:09	560	60	1.50	0.5	44
11:16	620	60	1.50	0.5	51
12:16	620	60	1.50	0.5	111
13:16	620	60	1.50	0.5	171
13:30	557	60	1.50	0.5	185
14:04	411	60	1.50	0.5	219
15:22	195	60	1.50	0.5	297
15:48	157	60	1.50	0.5	323

### Experimento 4

Tabla 6: Datos de control de proceso de soldadura fuerte por difusión a una temperatura de 660°C por un tiempo de 30 minutos.

Experimento 2.1					
t	30	min		T[°C]	660
Hora	Temperatura [°C]	Flujo 1 [L/h]	Flujo 2 [bar]	Presión [psi]	t [min]
11:02	131	60	1.55	1	0
11:18	288	60	1.55	1	16

11:35	448	60	1.55	1	33
11:57	660	60	1.55	1	55
12:27	660	60	1.55	1	85
12:47	565	60	1.55	1	105
13:30	361	60	1.55	1	148
14:21	216	60	1.55	1	199
15:00	151	60	1.55	1	238
15:14	134	60	1.55	1	252

### Experimento 5

Tabla 7: Datos de control de proceso de soldadura fuerte por difusión a una temperatura de 660°C por un tiempo de 60 minutos.

Experimento 2.2					
t	60	min		T[°C]	660
Hora	Temperatura [°C]	Flujo 1 [L/h]	Flujo 2 [bar]	Presión [psi]	t [min]
12:00	117	50	1.55	0.5	0
12:21	319	50	1.55	0.5	21
12:53	660	50	1.55	0.5	53
13:53	660	50	1.55	0.5	113
14:15	571	50	1.50	0.5	135
14:36	476	50	1.50	0.5	156
15:28	275	50	1.50	0.5	208
16:15	179	50	1.55	0.5	255
16:46	138	50	1.55	0.5	286

### Experimento 6

Tabla 8: Datos de control de proceso de soldadura fuerte por difusión a una temperatura de 660°C por un tiempo de 120 minutos.

Experimento 2.3					
t	120	min		T[°C]	660
Hora	Temperatura [°C]	Flujo 1 [L/h]	Flujo 2 [bar]	Presión [psi]	t [min]
10:32	157	60	1.6	0.5	0
10:45	276	60	1.6	0.5	13
11:19	608	60	1.6	0.5	47
11:45	660	60	1.6	0.5	53

13:23	660	60	1.6	0.5	171
13:44	568	60	1.6	0.5	192
14:04	473	60	1.6	0.5	212
14:29	365	60	1.6	0.5	237
14:48	302	60	1.6	0.5	256
15:21	224	60	1.6	0.5	289
15:54	168	60	1.6	0.5	322
16:10	148	60	1.6	0.5	338

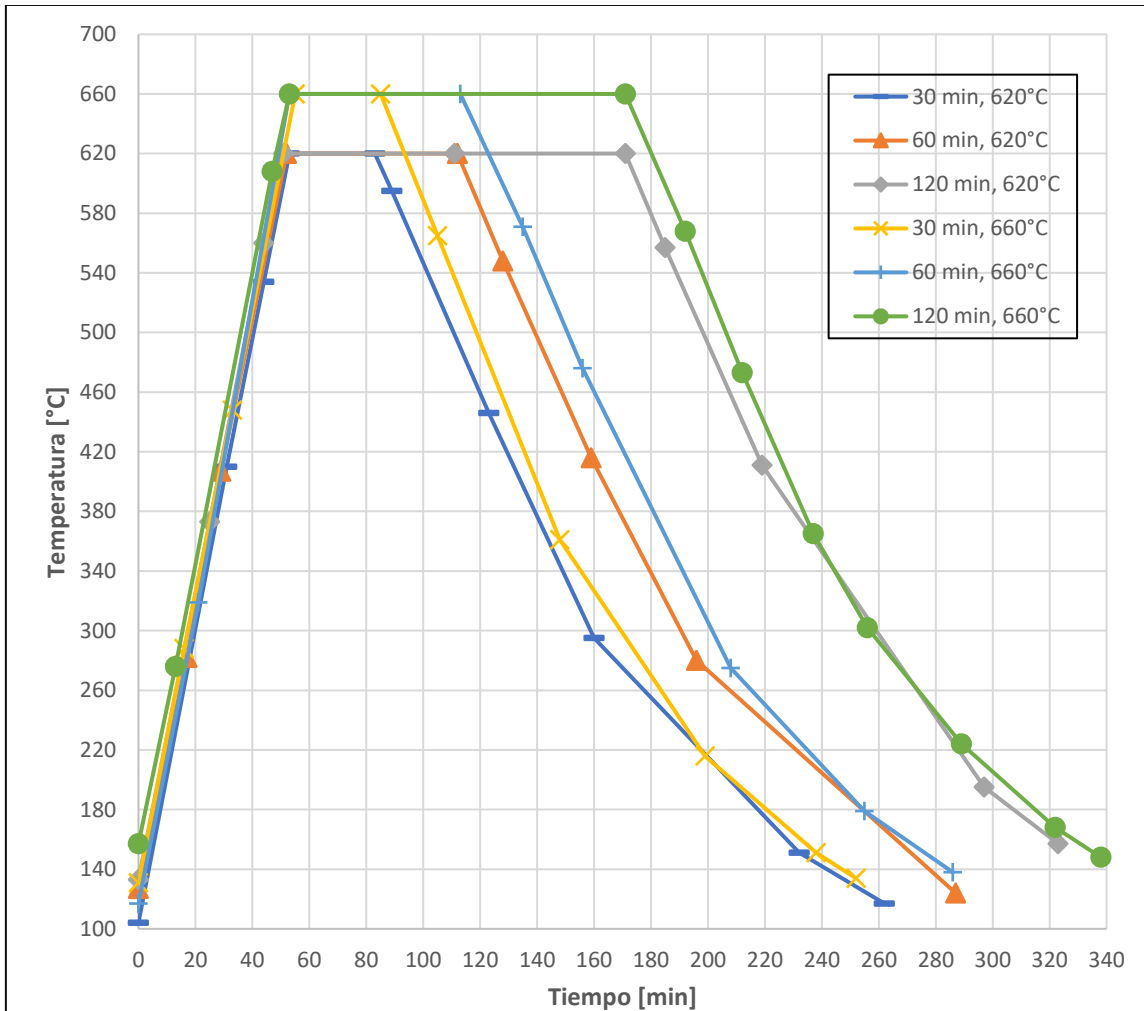


Figura 60: Curva de control del Proceso de Soldadura Fuerte por Difusión para los diferentes tiempos y temperaturas.

## Anexo C: Tablas y gráficos de ensayo de resistencia al corte

### Experimento 2

Tabla 9: Datos de ensayo de corte para experimento a 620°C por 60 minutos.

<b>Deformación</b>	<b>Esfuerzo</b>
-	<b>MPa</b>
0	0.009890507
1.09983E-05	0.015941259
8.39997E-05	0.026045271
0.000223999	0.030735773
0.000428991	0.034923473
0.000702496	0.037913635
0.00104399	0.040391972
0.001452982	0.044186008
0.001924498	0.046349201
0.002465975	0.050361103
0.003071978	0.057146687
0.003738998	0.062690861
0.00440699	0.064761963
0.005071472	0.067295929
0.005739464	0.068977936
0.006406463	0.073930077
0.007078494	0.07349675
0.00774599	0.079969261
0.008410968	0.083451073
0.009081973	0.088760551
0.009743976	0.090970222
0.01041997	0.094339569
0.011084986	0.097355042

0.011754465	0.098694908
0.012417498	0.100338501
0.013085985	0.10495343
0.013760486	0.116836479
0.014425998	0.117871239
0.015092998	0.122479828
0.015758471	0.12315741
0.016428485	0.126676926
0.017097472	0.113677635
0.017766989	0.127890999
0.018430976	0.129651718
0.019101981	0.133892197
0.019764479	0.136293411
0.02043947	0.138525681
0.021105974	0.142409225
0.021772974	0.142410248
0.022438982	0.149606476
0.02310499	0.14862796
0.023781965	0.154075378
0.024444463	0.146884354
0.025113485	0.149602173
0.025777967	0.199561707
0.026448972	0.23610907
0.027117484	0.258176514
0.027786467	0.264474457
0.028451979	0.265655945

### Experimento 3

Tabla 10: Datos de ensayo de corte para experimento a 620°C por 120 minutos.

<b>Deformación</b>	<b>Esfuerzo</b>
-	<b>MPa</b>
0	0.015088686
1.3499E-05	0.018956545
8.99963E-05	0.027700472
0.000232499	0.032521595
0.000441993	0.03551823
0.000720988	0.038062328
0.001062995	0.041009407
0.001474982	0.043104988
0.001949492	0.04666095
0.002494994	0.050324375
0.003109971	0.055517586

0.003773995	0.061368568
0.004439469	0.062000282
0.005106469	0.069350212
0.005771981	0.072171135
0.006448988	0.076906067
0.007111487	0.078993256
0.00778047	0.085068695
0.008445486	0.089697029
0.0091155	0.094365738
0.009784991	0.100735542
0.010453478	0.105016365
0.011119486	0.107985359
0.011786982	0.109058662
0.01245299	0.117128654
0.013125474	0.119965126
0.013795488	0.127201408
0.014457986	0.128546982
0.015127466	0.133810593
0.01579149	0.134821579
0.016468976	0.138922791
0.017131474	0.143536575
0.0178	0.145808304
0.018466465	0.149730759
0.019133999	0.151055405
0.019805979	0.157327606
0.020472484	0.160193512
0.021140971	0.165179962
0.021805491	0.166550461
0.022473979	0.174383926
0.023144991	0.176621307
0.023815463	0.18207962
0.024477999	0.184223785
0.025146983	0.1873992
0.025811465	0.190189606
0.026487484	0.191887695
0.027152462	0.198042633
0.0278195	0.199209381
0.028487988	0.203913544
0.029151974	0.205321976
0.02982697	0.210535477
0.03049149	0.210319687
0.031162496	0.216138519

0.031824498	0.217152695
0.032494473	0.220840622
0.033165495	0.224223373
0.033834479	0.226844391
0.034498465	0.232077057
0.035166495	0.233338943
0.035833495	0.238355484
0.036505466	0.238199814
0.037173495	0.243592499
0.037838473	0.242243683
0.038508487	0.247203827
0.039170985	0.249015778
0.039847493	0.252148727
0.040511975	0.255017853
0.041181989	0.257605255
0.041844487	0.259350952
0.042513471	0.263161835
0.043186984	0.265956146
0.043852992	0.267692688
0.044519992	0.27253241
0.045185466	0.273225891
0.045854983	0.279504059
0.046524482	0.279952789
0.047194495	0.282454041
0.047858481	0.284959137
0.048528991	0.28606189
0.049191489	0.289337128
0.049866991	0.291728394
0.050532961	0.295712463
0.051199999	0.295804718
0.051866465	0.301477997
0.052532473	0.303345703
0.05320796	0.308579407
0.053871489	0.308841034
0.054540968	0.315657227
0.055204992	0.317583435
0.055875998	0.321813721
0.056544495	0.324577209
0.057213974	0.326815643
0.05787899	0.330745422
0.058546982	0.330328156
0.059212494	0.334785675

0.059885969	0.337393799
0.060554495	0.344530029
0.061218481	0.345397766
0.061887465	0.352505798
0.062551489	0.355156189
0.063228483	0.364137695
0.063890982	0.368856262
0.064560995	0.375058777
0.065225477	0.380933289
0.065894499	0.387138397
0.066565981	0.39876178
0.067232485	0.406408081
0.067900972	0.422424988
0.068564997	0.436399353
0.06923398	0.483017578
0.06990499	0.551602905
0.000575461	0.631677124
0.001238494	0.71977478
0.001907477	0.823888062
0.002571464	0.940040405
0.003247485	1.065782837
0.003911967	1.204681274
0.004579997	1.354435181
0.005246997	1.514509399
0.005912471	1.676735962
0.006586967	1.857621216
0.007251983	2.039043091
0.0079215	2.236394531
0.008583999	2.439144531
0.009253974	2.654105469
0.009925499	2.876232422
0.010594482	3.110927734
0.011258469	3.351802734
0.011926498	3.606373047
0.012592964	3.865568359
0.013266001	4.134150391
0.013933496	4.413080078
0.01459897	4.696048828
0.015267992	4.993056641
0.015930986	5.288634766
0.016607494	5.603131348
0.017271976	5.920318848

0.01794199	6.255490723
0.018604984	6.590553223
0.019273472	6.934865723
0.019946489	7.291289551
0.020612497	7.649883301
0.021279497	8.019945801
0.021945467	8.396070313
0.022614489	8.776164063
0.023284483	9.159832031
0.023953962	9.563019531
0.024618483	9.958238281
0.025288496	10.36861328
0.025950994	10.77242578
0.026626997	11.19559473
0.027292967	11.6172666
0.027960501	12.0418916
0.028625975	12.48504785
0.029292974	12.92446973
0.029967966	13.37965625
0.030631495	13.82110938
0.031300478	14.28217188
0.031964998	14.74164063
0.032635469	15.21135938
0.033304491	15.67807617
0.03397397	16.15813867
0.034638491	16.6342793
0.035307474	17.11988867
0.035971994	17.50623242
0.036645966	18.03529688
0.037314491	18.52460938
0.037978477	18.98817188
0.038647003	19.46946875

#### Experimento 4

Tabla 11: Datos de ensayo de corte para experimento a 660°C por 30 minutos.

<b>Deformación</b>	<b>Esfuerzo</b>
-	<b>MPa</b>
0	0.02557
1.1E-05	0.03077
8.4495E-05	0.03921
0.000224	0.04385

0.00043049	0.04547
0.000705	0.0482
0.001043	0.05251
0.001451	0.05621
0.00192299	0.05848
0.00247148	0.06197
0.00307699	0.0686
0.00373899	0.06995
0.0044055	0.07158
0.00507398	0.07667
0.00574398	0.07941
0.00641349	0.08338
0.00707798	0.08993
0.00774799	0.09663
0.00841049	0.10285
0.00908698	0.1098
0.009752	0.1225
0.01041999	0.13061
0.01108497	0.13974
0.01175246	0.14426
0.01242749	0.15291
0.01309098	0.15612
0.01375996	0.1643
0.01442448	0.17956
0.0150945	0.19462
0.01576349	0.20926
0.01643346	0.22608
0.01709848	0.2414
0.01776697	0.25602
0.01843149	0.26978
0.01910546	0.28218
0.01977349	0.29954
0.02043847	0.30899
0.02110646	0.32208
0.02177148	0.33507
0.02244797	0.36767
0.02311047	0.40035
0.02378048	0.43003
0.02444447	0.45739
0.02511448	0.47755
0.02578448	0.49458
0.02645247	0.50567

0.02711947	0.5216
0.02778548	0.54917
0.02845248	0.60704
0.02912448	0.67548
0.0297945	0.7388
-0.004543	0.78767
-0.00387303	0.83864
-0.003209	0.88219
-0.00253253	0.92146
-0.001869	0.96516
-0.00120002	1.0098
-0.00053401	1.05465
0.00013299	1.09933
0.000806	1.14926
0.00147197	1.19461
0.00214099	1.24196
0.00280398	1.28538
0.00347346	1.34452
0.00414449	1.40603
0.00481496	1.47447
0.0054775	1.555
0.00614648	1.64661
0.006812	1.74951
0.00748549	1.86595
0.008152	2.00441
0.00881846	2.15511
0.00948749	2.32457
0.01015098	2.48981
0.01082649	2.68448
0.01149147	2.89215
0.01216148	3.11323
0.01282348	3.33621
0.01349349	3.58199
0.01416598	3.8432
0.01483298	4.11447
0.01549799	4.40229
0.01616599	4.69875
0.01683398	5.01764
0.01750447	5.33831
0.01817349	5.67958
0.01883798	6.02614
0.01950799	6.39503

0.02017049	6.76583
0.02084648	7.16745
0.02151199	7.57073
0.02218048	7.9895
0.02284397	8.42045
0.0235125	8.86886
0.02418749	9.34432
0.02485197	9.81176
0.02551947	10.3106
0.02618448	10.8129
0.02685549	11.3526
0.02752348	11.8896
0.0281935	12.4548
0.02885848	13.021
0.0295275	13.6076
0.03019049	14.1927
0.03086599	14.8139
0.03153348	15.4377
0.032199	16.0597
0.03286546	16.6989
0.03353147	17.3442
0.03420847	18.0104
0.03487047	18.6603
0.03553999	19.3409
0.03620497	20.0128
0.03687498	20.7007
0.03754398	21.3817
0.03821247	22.075
0.03887997	22.7782
0.03954597	23.4867
0.04021198	24.2007
0.04088497	24.9191
0.04155499	25.6433
0.04221748	26.3579
0.04288647	27.0952
0.04355099	27.8199
0.0442285	28.5675
0.04488997	29.2885
0.04555948	30.0418
0.04622549	30.789
0.04689299	31.5307
0.04756546	32.2915

0.04823147	33.0446
0.04890148	33.8081
0.04956448	34.5496
0.05023296	35.3142
0.05090448	36.0812
0.05157499	36.8526
0.05223749	37.5983
0.05290648	38.3739
0.05357149	39.1402
0.05424698	39.9178
0.05491199	40.6788
0.0555785	41.4492
0.05624748	41.8919
0.05691097	42.7282
0.05758698	43.4842
0.05825097	44.0287
0.05892198	44.6445
0.05958398	45.2163
0.060253	45.9399
0.06092548	46.4014

## Experimento 5

Tabla 12: Datos de ensayo de corte para experimento a 660°C por 60 minutos.

<b>Deformación</b>	<b>Esfuerzo</b>
-	<b>MPa</b>
0	0.017943808
1.09983E-05	0.024593939
8.44987E-05	0.031601034
0.000223497	0.035296059
0.000428499	0.037430859
0.000705992	0.040308506
0.001043497	0.042061192
0.001451994	0.045826454
0.001923491	0.047489723
0.002466971	0.05108017
0.003078477	0.053087517
0.003738496	0.056043518
0.004405992	0.057048523
0.005072992	0.061669823
0.005739	0.063166695
0.006413491	0.068951744

0.007077973	0.072129929
0.007747986	0.075641174
0.008410981	0.077392403
0.009080498	0.081007446
0.009751987	0.083912338
0.01042097	0.086517601
0.011084994	0.090741852
0.011752986	0.093033524
0.01241949	0.097158974
0.013091983	0.095526222
0.013759974	0.099670525
0.014425486	0.101248955
0.015093974	0.104601891
0.015757998	0.108219322
0.016433986	0.112789131
0.017097973	0.114818031
0.017767986	0.117560646
0.01843098	0.120933662
0.019100498	0.124608589
0.019772495	0.128445297
0.020439494	0.129686386
0.021105998	0.135746872
0.021771967	0.136135834
0.022440989	0.140989014
0.023110986	0.14191684
0.023780465	0.14643338
0.024444985	0.148468597
0.025114999	0.150997772
0.025777993	0.155945572
0.026453979	0.156632706
0.027118995	0.160061096
0.027786491	0.160706543
0.028452499	0.164809296
0.029119499	0.16430188
0.02979449	0.170363205
0.030457981	0.171276474
0.031126964	0.175577347
0.031791484	0.176885757
0.032461498	0.17964566
0.033130987	0.181162582
0.033800466	0.18355632
0.034465482	0.188111557

0.03513397	0.191390289
0.03579849	0.194496567
0.036472979	0.195845612
0.037140474	0.200336288
0.037804995	0.201739883
0.038473482	0.206251465
0.039138498	0.210355469
0.03981499	0.220736877
0.040477986	0.22646637
0.041147466	0.231004578
0.04181149	0.23758667
0.042480969	0.240169586
0.043151984	0.246344116
0.043819976	0.248147217
0.04448648	0.254619141
0.045151992	0.256203735
0.045819983	0.261861389
0.046491981	0.263432037
0.047161498	0.266937134
0.047823997	0.268138947
0.048493972	0.272148865
0.049157996	0.275155518
0.04983448	0.278505737
0.050497971	0.283378479
0.051166496	0.286240845
0.051832962	0.291855042
0.05249897	0.291446899
0.053172989	0.297444061
0.053838463	0.300598511
0.05450798	0.30735556
0.055170975	0.308086884
0.055840492	0.311868378
0.056511493	0.313552887
0.057181468	0.318094025
0.057843966	0.321395966
0.058513484	0.326405823
0.0591785	0.331490387
0.059852486	0.332662018
0.06051899	0.338945007
0.061185493	0.339564331
0.061854477	0.345472992
0.062517967	0.346796143

0.063193984	0.351035339
0.06385797	0.355567078
0.06452848	0.358990723
0.065190978	0.361434143
0.065860496	0.364178436
0.066532493	0.367408142
0.067199988	0.367677032
0.067864966	0.372703613
0.068532462	0.375317505
0.069200988	0.381390198
0.069870987	0.381523651
0.07053997	0.387506897
0.071204491	0.389146545
0.071875	0.394511414
0.072536964	0.395903748
0.073213983	0.400092041
0.073878999	0.407877258
0.07454699	0.40910318
0.075211968	0.415704437
0.075879464	0.415614288
0.076553993	0.421477356
0.077218475	0.421752655
0.077886963	0.428217072
0.078551979	0.431325714
0.079221992	0.437027222
0.07989049	0.435578094
0.080560465	0.440837128
0.081224985	0.442549835
0.081894464	0.442283173
0.082557993	0.445830322
0.083232985	0.446946564
0.08390048	0.454135345
0.084565496	0.453155426
0.085232992	0.458262634
0.085898466	0.459543274
0.086574993	0.46390332
0.087237492	0.464876801
0.087906971	0.470155579
0.088571491	0.473316498
0.089241467	0.477691193
0.089911489	0.480596924
0.090579481	0.481615417

0.091246481	0.488276459
0.091912985	0.489040924
0.092579489	0.497513458
0.093251982	0.50051181
0.093921995	0.508284424
0.094583998	0.513378357
0.095253973	0.524332275
0.095917997	0.533900452
0.096594982	0.545947876
0.097257977	0.559904785
0.097926464	0.586549133
0.098592968	0.622929626
0.099259968	0.661912598
0.099932489	0.710772034
0.000598497	0.759465637
0.001267977	0.815691223
0.001931467	0.878978333
0.002599993	0.962208801
0.003271484	1.0696698
0.003941994	1.193369019
0.004603996	1.32782605
0.005273476	1.474611206
0.005938988	1.635040894
0.006613474	1.804444824
0.007278986	1.994897949
0.007945986	2.199765137
0.008614473	2.434843262
0.00927846	2.679983887
0.009953489	2.952043701
0.010617971	3.234004639
0.011288977	3.539910889
0.011950979	3.852676514
0.012620001	4.201645508
0.013292484	4.565157227
0.013960972	4.942438477
0.014624996	5.342610352
0.015292492	5.753141602
0.015960484	6.187047852
0.016631975	6.63036377
0.017299967	7.08670752
0.017964983	7.553348145
0.018635492	8.04427002

0.019297495	8.546800781
0.019973488	9.084257813
0.02063797	9.622914063
0.021307983	10.18200781
0.021970978	10.75116406
0.022639465	11.34782031
0.02331399	11.96494238
0.023978472	12.58019238
0.024646502	13.21775488
0.02531148	13.85759863
0.025981989	14.52856738
0.026650982	15.19641016
0.027319965	15.88575391
0.027985477	16.58044141
0.028654995	17.29187891
0.029317989	18.00287891
0.029993477	18.73971875
0.030659485	19.471875
0.031326485	20.21703125
0.031992989	20.980875
0.032658997	21.740625
0.033335485	22.52500391
0.033997488	23.28250391
0.034666967	24.08003516
0.035330992	24.86494141
0.036001997	25.66731641
0.03667099	26.46726758
0.037339478	27.26926758
0.038006477	28.07445508
0.038672981	28.87704883
0.039338989	29.69001758
0.040011988	30.51608203
0.040681467	31.33405078
0.041344995	32.13805078
0.042013979	32.96830078
0.042677965	33.77758203
0.043355474	34.61379297
0.044017477	35.42332422
0.044686995	36.25144922
0.045351973	37.06598047
0.04602046	37.88348047
0.046692495	38.71005859

0.047358465	39.52105859
0.048027487	40.34487109
0.048691473	41.12955859
0.049359465	41.94949609
0.05003149	42.7574375
0.050702	43.5640625
0.051364498	44.331125
0.052033978	45.03409375
0.052698002	45.80525
0.053373976	46.555125
0.054038496	47.26
0.054705992	47.99734375
0.055373983	48.739625
0.056038465	49.4588125
0.056713991	50.21061719
0.057377977	50.91633594
0.058048487	51.60002344
0.058710985	52.28805469
0.059380465	52.92121094
0.060051994	53.50603906

## Experimento 6

Tabla 13: Datos de ensayo de corte para experimento a 660°C por 120 minutos.

<b>Deformación</b>	<b>Esfuerzo</b>
-	<b>MPa</b>
0	0.007986849
1.0499E-05	0.016621555
8.29968E-05	0.026448929
0.000222491	0.031996315
0.000425995	0.035053482
0.000698994	0.039097019
0.001035985	0.04362841
0.001447491	0.046581787
0.001917996	0.052138031
0.002459969	0.058380478
0.003065476	0.06256134
0.003725495	0.065269554
0.004399495	0.067105659
0.005065465	0.072996452
0.005731969	0.078021843
0.00640099	0.085095085
0.007064481	0.087471855

0.007739974	0.094317123
0.00840499	0.09470163
0.009074965	0.097831619
0.009736968	0.101102692
0.010406981	0.104972885
0.011078995	0.110477646
0.011746491	0.112946564
0.012411469	0.119117279
0.013078965	0.118567833
0.013747491	0.124372597
0.014417466	0.140655319
0.015086488	0.200466599
0.015751466	0.276504669
0.016421479	0.364643341
0.017083977	0.436518341
0.017759966	0.529911987
0.018424982	0.641962769
0.019093965	0.780411987
0.01975799	0.945033081
0.00042598	1.130158081
0.001100495	1.340164917
0.001764977	1.536172729
0.002432969	1.797360229
0.003098481	2.07636792
0.003768494	2.387539795
0.00443697	2.702813232
0.005106983	3.030953857
0.005771465	3.368047607
0.006440983	3.730344482
0.007104473	4.099031738
0.007779496	4.489369141
0.008446991	4.888009766
0.009112465	5.290369141
0.009778969	5.708916016
0.010444977	6.130150391
0.011121988	6.566871582
0.011783991	6.990418457
0.01245347	7.450527832
0.01311799	7.917309082
0.0137885	8.407386719
0.014457479	8.903616211
0.015125966	9.410694336

0.015792966	9.928038086
0.01645947	10.45085059
0.017125478	10.98969434
0.017798491	11.5479209
0.01846797	12.12082715
0.019130964	12.69282715
0.019799986	13.29038965
0.020464468	13.8848584
0.021141982	14.51390625
0.021803985	15.1271875
0.022473464	15.76909375
0.023139472	16.41125
0.023806968	17.0583125
0.024478979	17.72508594
0.025144987	18.38446094
0.025814466	19.06311719
0.026477995	19.73555469
0.027146482	20.43267969
0.027818489	21.12589258
0.028488464	21.82970508
0.029150963	22.52717383
0.029819984	23.25111133
0.030484962	23.97195508
0.031160488	24.70891406
0.03182497	25.43003906
0.03249197	26.16053906
0.033160992	26.90985156
0.033824482	27.63953906
0.034499974	28.40231836
0.035164495	29.13881836
0.0358355	29.90013086
0.036497464	30.63916211
0.037166486	31.39791211
0.037838988	32.1654082
0.03850698	32.934375
0.0391715	33.6951875
0.039839492	34.46515625
0.040506988	35.23521875
0.041178493	36.01003516
0.041846981	36.78628516
0.042511463	37.55081641
0.043181973	38.33797266

0.043843975	39.08466016
0.044520497	39.87189844
0.045184484	40.63205469
0.045854497	41.40755469
0.046517987	42.17886719
0.047185979	42.94883594
0.047860484	43.72057422
0.0485255	44.47985547
0.0491925	45.24991797
0.04985847	46.01198047
0.050527987	46.78329297
0.0511975	47.51419922
0.05186698	48.28010547
0.052530966	49.02376172
0.053201475	49.77654297
0.05386447	50.51273047
0.054539495	51.27478125
0.055205998	52.01
0.055871968	52.59577344
0.056539464	53.38061719
0.057204976	54.08205469
0.057881489	54.81576953
0.058543987	55.51833203
0.059212971	56.24148828
0.059878483	56.94298828
0.060548	57.61295703
0.061216984	58.10497656
0.061886501	58.53859766
0.062552471	59.12798828
0.063219967	59.58825391
0.063885479	60.15028516
0.064557991	60.75576563
0.065227966	61.3014375
0.065890961	61.844125
0.066560478	62.42532813
0.067224464	62.9295
0.067900991	63.32338281

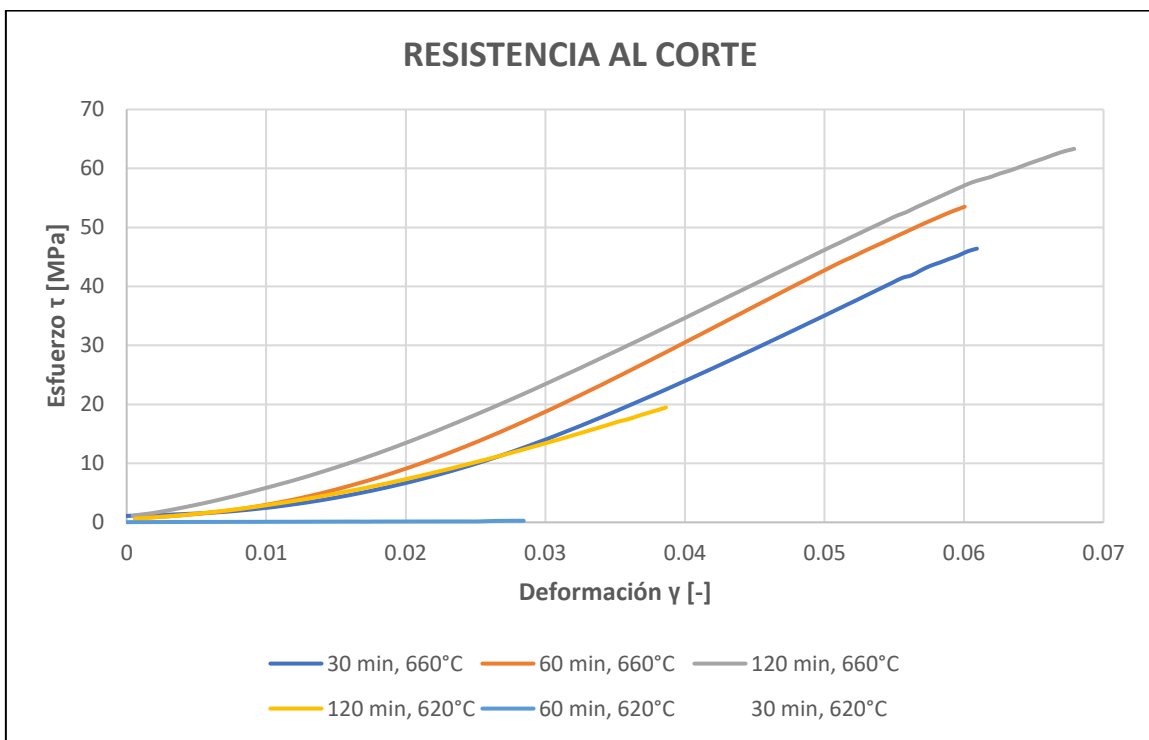


Figura 61 Curva Esfuerzo cortante vs deformación cortante para las diferentes temperaturas y tiempos de soldadura fuerte por difusión.

Tabla 14: Datos resistencia al corte a las diferentes temperaturas y tiempos de soldadura fuerte por difusión.

<b>RESISTENCIA AL CORTE</b>		
Temperatura [°C]	Tiempo [min]	Resistencia al corte [MPa]
620	30	0
620	60	0.2657
620	120	19.47
660	30	46.40

660	60	53.51
660	120	63.32

## Anexo D: Tablas de datos de ensayo de microdureza

### Experimento 4

Tabla 15: Datos perfil de microdureza Vickers a una temperatura de 660°C y un tiempo de soldadura fuerte por difusión de 30 minutos.

<b>MB<sub>1</sub></b>	<b>HV<sub>.05</sub></b>	<b>Distancia [μm]</b>	<b>Dist. desde el centro del cordón [μm]</b>
1	227	154.8	-214.1
2	231	131.9	-191.2
3	293	103	-162.3
4	274	73.8	-133.1
5	257	40.6	-99.9
<b>MA</b>	<b>HV<sub>.01</sub></b>	<b>Distancia [μm]</b>	<b>Dist. desde el centro del cordón [μm]</b>
1	79	18	-41.3
2	63	34.5	-24.8
3	60	54	-5.3
4	55	67.5	8.2
5	60	74	14.7
<b>MB<sub>2</sub></b>	<b>HV<sub>.05</sub></b>	<b>Distancia [μm]</b>	<b>Dist. desde el centro del cordón [μm]</b>
1	319	31.5	90.8
2	310	64	123.3
3	260	99.9	159.2
4	241	132	191.3
5	237	158	217.3

## Experimento 5

Tabla 16: Datos perfil de microdureza Vickers a una temperatura de 660°C y un tiempo de soldadura fuerte por difusión de 60 minutos.

<b>MB<sub>1</sub></b>	<b>HV<sub>.05</sub></b>	<b>Distancia [μm]</b>	<b>Dist. desde el centro del cordón [μm]</b>
1	260	171	-218.15
2	257	110	-157.15
3	254	71.7	-118.85
4	291	53	-100.15
5	313	29.5	-76.65
<b>MA</b>	<b>HV<sub>.01</sub></b>	<b>Distancia [μm]</b>	<b>Dist. desde el centro del cordón [μm]</b>
1	72	15	-32.15
2	74	36.2	-10.95
3	70	53	5.85
4	77	63.6	16.45
5	72	78.9	31.75
<b>MB<sub>2</sub></b>	<b>HV<sub>.05</sub></b>	<b>Distancia [μm]</b>	<b>Dist. desde el centro del cordón [μm]</b>
1	336	39.9	87.05
2	293	89.9	137.05
3	273	116.6	163.75
4	264	135.5	182.65
5	246	178	225.15

## Experimento 6

Tabla 17: Datos perfil de microdureza Vickers a una temperatura de 660°C y un tiempo de soldadura fuerte por difusión de 120 minutos.

<b>MB<sub>1</sub></b>	<b>HV<sub>.05</sub></b>	<b>Distancia [μm]</b>	<b>Dist. desde el centro del cordón [μm]</b>
1	268	145.6	-194.35
2	265	106.1	-154.85
3	271	75	-123.75
4	310	49.4	-98.15
5	296	16.7	-65.45
<b>MA</b>	<b>HV<sub>.01</sub></b>	<b>Distancia [μm]</b>	<b>Dist. desde el centro del cordón [μm]</b>
1	61	18.4	-30.35
2	47	38.4	-10.35
3	48	45.9	-2.85
4	50	58.4	9.65
5	40	80.7	31.95
<b>MB<sub>2</sub></b>	<b>HV<sub>.05</sub></b>	<b>Distancia [μm]</b>	<b>Dist. desde el centro del cordón [μm]</b>
1	325	22.9	71.65
2	321	56.5	105.25
3	265	86.7	135.45
4	265	117.1	165.85
5	254	185.4	234.15

Tabla 18: Microdureza Vickers promedio para las diferentes zonas de la microestructura de uniones soldadas a una temperatura de 660°C.

660 °C	MB [HV] <sub>.05</sub>	MA [HV] <sub>.01</sub>	DAZ [HV] <sub>.05</sub>
--------	------------------------	------------------------	-------------------------

30 min	234	63	290
60 min	257	73	308
120 min	263	49	298

### Anexo E: Tablas de datos de área promedio granos Solución Sólida Cu<sub>ss</sub>

#### Experimento 4

Tabla 19: Datos de áreas de granos de solución sólida rica en Cu - Zn (Cu<sub>ss</sub>) a una temperatura de 660°C y tiempo de 30 minutos.

Dato	Área μm <sup>2</sup>
1	453
2	521
3	482
4	332
5	567
6	303
7	363
8	370
9	468
10	550
11	431
12	828
13	612
14	577
15	601
16	563
17	474
18	326
19	160
20	215
<b>Área Promedio</b>	<b>460</b>

## Experimento 5

Tabla 20: Datos de áreas de granos de solución sólida rica en Cu - Zn ( $\text{Cu}_{ss}$ ) a una temperatura de  $660^{\circ}\text{C}$  y tiempo de 60 minutos.

Dato	Área $\mu\text{m}^2$
1	679
2	762
3	768
4	708
5	615
6	712
7	932
8	780
9	381
10	935
11	690
12	500
13	349
14	688
15	448
16	638
17	620
18	655
19	507
20	540
<b>Área Promedio</b>	<b>645</b>

## Experimento 6

Tabla 21: Datos de áreas de granos de solución sólida rica en Cu - Zn ( $\text{Cu}_{ss}$ ) a una temperatura de  $660^{\circ}\text{C}$  y tiempo de 120 minutos.

Dato	Área $\mu\text{m}^2$
1	1475
2	960
3	1019
4	1144
5	689
6	892
7	861
8	1360
9	853
10	904
11	584
12	657
13	973
14	1264
15	510
16	1479
17	739
18	1307
19	960
20	544
<b>Área Promedio</b>	<b>959</b>

## Anexo E: Tablas de datos de Espesor promedio interfase Solución Sólida Cu<sub>ss</sub>

### Experimento 4

Tabla 22: Datos de espesor promedio interfase de solución sólida rica en Cu - Zn (Cu<sub>ss</sub>) a una temperatura de 660°C y tiempo de 30 minutos.

Dato	Length μm
1	3.391
2	1.785
3	2.050
4	1.251
5	1.515
<b>Espesor promedio</b>	<b>1.998</b>

### Experimento 5

Tabla 23: Datos de espesor promedio interfase de solución sólida rica en Cu - Zn (Cu<sub>ss</sub>) a una temperatura de 660°C y tiempo de 60 minutos.

Dato	Length μm
1	3.922
2	3.922
3	2.821
4	4.245
5	4.135
6	4.461
<b>Espesor promedio</b>	<b>3.918</b>

### Experimento 6

Tabla 24: Datos de espesor promedio interfase de solución sólida rica en Cu - Zn (Cu<sub>ss</sub>) a una temperatura de 660°C y tiempo de 120 minutos.

Dato	Length μm
1	5.839
2	5.731

3	5.526
4	6.058
5	5.789
6	7.368
<b>Espesor promedio</b>	<b>6.052</b>

## Anexo F: Tablas porcentaje de Solución Sólida $Ag_{ss}$ en capa intermedia

### Experimento 4

Tabla 25: Porcentaje de solución sólida rica en Ag - Cd ( $Ag_{ss}$ ) en capa intermedia a una temperatura de 660°C y tiempo de 30 minutos.

Área blanco	53161.61
% Área blanco	36.94%
<b>%<math>Ag_{ss}</math></b>	<b>63.06%</b>

### Experimento 5

Tabla 26: Porcentaje de solución sólida rica en Ag - Cd ( $Ag_{ss}$ ) en capa intermedia a una temperatura de 660°C y tiempo de 60 minutos.

Área blanco	65432.27
% Área blanco	44.159%
<b>%<math>Ag_{ss}</math></b>	<b>55.84%</b>

### Experimento 6

Tabla 27: Porcentaje de solución sólida rica en Ag - Cd ( $Ag_{ss}$ ) en capa intermedia a una temperatura de 660°C y tiempo de 120 minutos.

Área blanco	66475.89
% Área blanco	48.689%
<b>%<math>Ag_{ss}</math></b>	<b>51.31%</b>