



PONTIFICIA UNIVERSIDAD CATÓLICA DE CHILE
ESCUELA DE INGENIERÍA

ASISTENCIA DE UN HAZ LÁSER COMO MÉTODO DE TRATAMIENTO TÉRMICO EN UN PROCESO DE SOLDADURA POR FRICCIÓN

JOSÉ LUIS MULLO CASILLAS

Tesis para optar al grado de
Doctor en Ciencias de la Ingeniería

Profesor Supervisor:
JORGE RAMOS GREZ

Santiago de Chile, agosto 2021

© 2021, José Mullo.



PONTIFICIA UNIVERSIDAD CATOLICA DE CHILE
ESCUELA DE INGENIERIA

ASISTENCIA DE UN HAZ LÁSER COMO MÉTODO DE TRATAMIENTO TÉRMICO EN UN PROCESO DE SOLDADURA POR FRICCIÓN

JOSÉ LUIS MULLO CASILLAS

Tesis presentada a la Comisión integrada por los profesores:

JORGE RAMOS

DocuSigned by:

3C9E909C58D64B4...

MAGDALENA WALCZAK

DocuSigned by:

4404B94C10BD452...

LINTON CARVAJAL

DocuSigned by:

B7AB067B1E2A487...

ALICIA DURÁN

DocuSigned by:

B10E3A7EEFE0435...

PATRICIO MÉNDEZ

DocuSigned by:

AA54D77EAD684F4...

HÉCTOR JORQUERA

DocuSigned by:

EAF806E0AA12406...

Para completar las exigencias del grado de Doctor en Ciencias de la
Ingeniería

Santiago de Chile, agosto 2021

ÍNDICE DE CONTENIDOS

	Pág.
AGRADECIMIENTOS	ii
ÍNDICE DE CONTENIDOS	iii
ÍNDICE DE TABLAS	v
ÍNDICE DE FIGURAS	vi
RESUMEN	x
ABSTRACT	xii
1. INTRODUCCIÓN	1
1.1. Presentación del problema	1
1.2. Justificación del problema	2
1.3. Hipótesis y objetivos	5
2. MARCO TEÓRICO	7
2.1. Principios de las uniones por fricción	7
2.2. La soldadura de fricción fundamentos, tipos y aplicaciones	8
2.3. Descripción analítica de los procesos físicos	10
2.4. Precalentamiento láser	12
2.5. Estado del arte	15
3. DESARROLLO EXPERIMENTAL	21
3.1. Diseño del sistema de soldadura por fricción con asistencia láser	21
3.2. Diseño del sistema hidráulico de presión	23
3.3. Proceso de soldadura con asistencia láser	26
3.4. Diseño experimental	29
3.5. Metodología para caracterización de las uniones soldadas	30
4. RESULTADOS Y ANÁLISIS	35
4.1. Ensayos de tracción	35

4.2. Análisis estadístico.....	38
4.3. Análisis de la composición química de los materiales base.....	41
4.4. Evolución de la microestructura.....	42
4.5. Ensayos de dureza	54
4.6. Simulación por elementos finitos.....	57
4.7. Discusión de los resultados	62
CONCLUSIONES	63
TRABAJO FUTURO.....	65
BIBLIOGRAFÍA	66
A N E X O S	72
ANEXO 1. Torno paralelo	73
ANEXO 2. Equipo láser.....	75
ANEXO 3. Mecanismo de presión hidráulico	76
ANEXO 4. Equipo de soldadura por fricción rotatoria con asistencia láser.....	78
ANEXO 5. Fabricación de probetas.....	79
ANEXO 6. Ensayo de tracción	81
ANEXO 7. Análisis de dureza	83
ANEXO 8. Análisis de microestructura.....	85
ANEXO 9. Análisis XRD	87

ÍNDICE DE TABLAS

	Pág.
Tabla 3-1: Presiones de Prueba	25
Tabla 3-2: Composición química de las aleaciones de acero y aluminio.....	26
Tabla 3-3: Propiedades mecánica de las aleaciones de acero y aluminio	27
Tabla 3-4: Factores y niveles empleados para el DOE ₁	29
Tabla 3-5: Descripción simplificada de las probetas empleadas para el DOE ₁	30
Tabla 3-6: Factores y niveles empleados para el DOE ₂	30
Tabla 3-7: Descripción simplificada de las probetas empleadas para el DOE ₂	30
Tabla 4-1: Resultados del análisis de varianza ANOVA	41
Tabla 4-2: Composición química de los materiales base mediante GDOES	42
Tabla 4-3: Análisis WDS de la unión T3	47
Tabla 4-4: Análisis WDS de la unión D11	48
Tabla 4-5: Análisis WDS de la unión sin aplicación láser	50

ÍNDICE DE FIGURAS

	Pág.
Figura 2-1: Contacto microscópico entre superficies	7
Figura 2-2: Desplazamiento de los átomos en un proceso de unión	7
Figura 2-3: Etapas del proceso CDFW	8
Figura 2-4: Parámetros de soldadura del proceso CDFW	9
Figura 2-5: Proceso láser	14
Figura 2-6: Láser y su aplicación en corte y soldadura	15
Figura 2-7: Sección transversal de la soldadura por fricción	15
Figura 3-1: Sistema de soldadura por fricción con asistencia láser	21
Figura 3-2: Elementos principales del sistema de LAFW	22
Figura 3-3: Contrapunto de presión con accionamiento hidráulico	23
Figura 3-4: Desplazamiento en el contrapunto de presión	24
Figura 3-5 Comprobación de presión hidráulica en el equipamiento:	25
Figura 3-6: Conjunto hidráulico	26
Figura 3-7: Etapas del proceso de soldadura por fricción rotatoria asistida por láser	28
Figura 3-8: Tiempos del proceso de LAFW	29
Figura 3-9: Probeta para el ensayo de tracción ASTM E-8.	31
Figura 4-1: Elaboración de probetas: a) Código G utilizado, b) Mecanizado	35
Figura 4-2: Probetas fabricadas: a) Ejes soldados, b) Probeta mecanizada	35
Figura 4-3: Probeta después del ensayo de tracción.....	36
Figura 4-4: Evaluación de UTS para: a) RFW, b) LAFW	38
Figura 4-5: Diagrama de caja para la evaluación de UTS para RFW vs LAFW	38
Figura 4-6: Efectos de los factores sobre el UTS en: a) RFW y b) LAFW.....	39
Figura 4-7: Gráficos de interacción de RFW vs. LAFW, evaluación de UTS.....	40
Figura 4-8: Sección transversal de las uniones	42
Figura 4-9: Micrografía de la unión acero-aluminio D3 a) 1000X b) 500X.....	43
Figura 4-10: Zona ZATM a 1000X probeta T3 a) Acero b) Aluminio	45
Figura 4-11: Zona ZATM a 1000X probeta D12 a) Acero b) Aluminio	45

Figura 4-12: SEM de la interfase de soldadura	46
Figura 4-13: Análisis de composición química en la interfaz de soldadura RFW	48
Figura 4-14: Análisis de composición química en la unión LAFW	49
Figura 4-15: Análisis XRD en el centro de la probeta sin aplicación láser	51
Figura 4-16: Análisis XRD en la unión de la probeta con aplicación láser	52
Figura 4-17: Análisis XRD en la fractura de la unión con y sin aplicación láser	53
Figura 4-18: Indentación en la interfase de soldadura	54
Figura 4-19: Medición de microdureza en la aleación de aluminio	54
Figura 4-20: Microdureza Vickers en la interfase: a) RFW b) LAFW.	56
Figura 4-21: Diagrama de evaluación de microdureza en RFW vs. LAFW	56
Figura 4-22: Pasos de la simulación del proceso LAFW	57
Figura 4-23: Distribución y evolución del campo de temperatura en la interfaz	59
Figura 4-24: Distribución del campo de desplazamiento en mm en la interfaz	60
Figura A1-1: Torno paralelo.....	73
Figura A2-1: Equipo Láser.....	75
Figura A3-1: Diseño del contrapunto de presión	76
Figura A3-2: Ensamble de contrapunto de presión	76
Figura A3-3: Elementos del sistema hidráulico	77
Figura A4-1: Setup experimental	78
Figura A5-1: Preparación de materiales base.....	79
Figura A5-2: Proceso de soldadura por fricción con asistencia láser.....	79
Figura A5-3: Probetas soldadas.....	80
Figura A5-4: Probetas maquinadas para el ensayo de tensión	80
Figura A6-1: Máquina de ensayos universal.....	81
Figura A6-2: Probetas con fractura dúctil y frágil	82
Figura A6-3: Ensayo UTS sin láser y con láser	82
Figura A7-1: Probeta para ensayo de microdureza	83
Figura A7-2: Durómetro.....	84
Figura A8-1: Probetas para caracterización	85

Figura A8-2: Microscopía	86
Figura A9-1: Alineación de muestras.....	87
Figura A9-2: Probetas fracturadas.....	87

PONTIFICIA UNIVERSIDAD CATÓLICA DE CHILE
ESCUELA DE INGENIERÍA

ASISTENCIA DE UN HAZ LÁSER COMO MÉTODO DE TRATAMIENTO
TÉRMICO EN UN PROCESO DE SOLDADURA POR FRICCIÓN

Tesis enviada a la Dirección de Postgrado en cumplimiento parcial de los requisitos para
el grado de Doctor en Ciencias de la Ingeniería.

JOSÉ LUIS MULLO CASILLAS

Miembros de la Comisión de Tesis Doctoral

JORGE RAMOS GREZ
MAGDALENA WALCZAK
LINTON CARVAJAL
ALICIA DURÁN
PATRICIO MÉNDEZ
HÉCTOR JORQUERA

Palabras claves: Láser, Soldadura por fricción, Tratamiento térmico, Materiales
disímiles, Microestructura.

RESUMEN

El proceso de soldadura por fricción FW (*Friction Welding*), tiene gran aplicación en la soldadura de elementos que son utilizados en la industria del transporte, aeronáutica y espacial. Las uniones soldadas con este proceso han sido estudiadas evaluando sus propiedades mecánicas y caracterizando la microestructura, dichas uniones muestran resultados aceptables en comparación a los métodos de soldadura por fusión. Sin embargo, por un control inadecuado de los parámetros de soldadura, o incompatibilidades metalúrgicas se pueden generar compuestos intermetálicos, fases no deseadas o un crecimiento inadecuado del grano. Los defectos enunciados no han sido controlados totalmente, y a su vez, van a afectar la calidad de la junta soldada, limitando su aplicación futura. Los métodos alternativos de generación de calor como la asistencia de un haz láser en los procesos de soldadura por fricción son muy limitados y se enfocan solamente en los procesos de soldadura por fricción-agitación FSW (*Friction stir welding*) mostrando grandes beneficios. Por lo tanto, en esta investigación se realiza la asistencia de un haz láser en un tipo de proceso de soldadura de fricción denominado por accionamiento directo CDFW (*Continuous drive friction welding*), y se utiliza un proceso denominado LAFW (*Laser assisted friction welding*) desarrollado por el autor. En el proceso implementado se realizan uniones acero-aluminio, analizando las propiedades mecánicas respecto a las del material base sobre la base de un análisis estadístico. Las uniones soldadas son evaluadas por ensayos mecánicos de tracción, análisis metalográfico, microdureza, microscopía electrónica de barrido SEM (*Scanning electron microscopy*), espectroscopía de energía dispersiva EDS (*Energy dispersive spectroscopy*), espectroscopía de dispersión por longitud de onda WDS (*Wavelength dispersive spectroscopy*), difracción de rayos X (XRD) (*X-ray diffraction analysis*) y espectroscopía de emisión óptica por descarga luminiscente GDOES (*Glow Discharge Optical Emission Spectroscopy*). Los resultados indican que este proceso es más eficiente que un proceso de soldadura por fricción convencional, determinando así un efecto favorable de la asistencia láser en los parámetros de soldadura y las propiedades mecánicas de las uniones soldadas.

PONTIFICIA UNIVERSIDAD CATÓLICA DE CHILE
SCHOOL OF ENGINEERING

LASER ASSISTANCE AS A HEAT TREATMENT METHOD IN A FRICTION
WELDING PROCESS

Thesis submitted to the Office of Graduate Studies in partial fulfillment of the
requirements for the Degree of Doctor in Engineering Sciences by

JOSÉ LUIS MULLO CASILLAS

Members of the Doctoral Thesis Committee:

JORGE RAMOS GREZ
MAGDALENA WALCZAK
LINTON CARVAJAL
ALICIA DURÁN
PATRICIO MÉNDEZ
HÉCTOR JORQUERA

Keywords: Laser, Friction Welding, Thermal treatment, Dissimilar materials,
Microstructure

ABSTRACT

The friction welding (FW) process has great application in the welding of elements used in the automotive, aeronautical, and aerospace industries. Joints welded with this process have been studied, evaluating their mechanical properties, and characterizing the microstructure. These joints have shown acceptable results compared to fusion welding methods. However, inadequate control of welding parameters or metallurgical incompatibilities can generate intermetallic compounds, unwanted phases, or inadequate grain growth. The defects listed have not been fully controlled, and in turn, will affect the quality of the welded joint, limiting its future application. Alternative methods of heat generation such as laser-assistance in friction welding processes are very limited and have focused only on friction stir welding (FSW) processes showing significant benefits. Therefore, in this research, a laser beam's assistance has been carried out in a friction welding process called continuous drive friction welding (CDFW), and a process called laser assisted friction welding (LAFW) developed by the author. In the implemented process, steel-aluminum joints were made, analyzing the mechanical properties concerning those of the base material based on statistical analysis. The welded joints have been evaluated by mechanical tensile, metallographic analysis, microhardness, scanning electron microscopy (SEM), energy dispersive spectroscopy (EDS), wavelength dispersive spectroscopy (WDS), X-Ray diffraction analysis (XRD) and Glow Discharge Optical Emission Spectrometry (GDOES). A more efficient process than a conventional friction welding process was obtained, thus determining a favorable effect of the assistance on the welding parameters and the mechanical properties of the welded joints.

1. INTRODUCCIÓN

1.1. Presentación del problema

Los procesos de unión de metales son una necesidad esencial para diversas industrias. La adecuada selección de materiales y procedimientos, junto con las normas de seguridad y calidad, son aspectos importantes en la industria de fabricación (Handa & Chawla, 2014). La soldadura por fusión convencional no es factible para la unión de materiales con características distintas, debido a la diferencia entre sus puntos de fusión, además de la posible generación de compuestos intermetálicos de características frágiles (Meshram, Mohandas, & Reddy, 2007). La soldadura de unión en estado sólido es un proceso de unión prometedor en el que dos piezas de trabajo se unen bajo presión, generando calor por fricción, pero a temperaturas inferiores al punto de fusión de los materiales base (Cai et al., 2019).

La soldadura por fricción (FW) es un método de unión en estado sólido, que produce la coalescencia de los materiales bajo una fuerza de compresión cuando las piezas de trabajo giran o se mueven en contacto entre sí produciendo calor y desplazando plásticamente el material hasta crear una interfaz de contacto (Sathiya, Aravindan, & Noorul Haq, 2007). El metal de aporte, el fundente y el gas de protección no son necesarios en este proceso. Debido a su versatilidad, la soldadura por fricción tiene un uso industrial como un proceso de producción en masa para la unión de materiales (Hascalik & Orhan, 2007). La FW es utilizada en la industria automotriz, aeronáutica, petrolera, entre otras.

Los orígenes del proceso de soldadura por fricción se remontan a finales del siglo XIX, cuando la primera patente se desarrolló en los EE.UU (Maalekian, 2007). Los prototipos siguieron mejorando en toda Europa a medida que más patentes aparecieron desde 1920 hasta 1944 y en la Unión Soviética en 1956. A partir de la década de los sesenta en los EE.UU. se desarrollaron procesos más modernos de soldadura. Uday, Ahmad, Zuhailawati y Ismail (2010) mencionan que los procesos

más representativos de FW son la soldadura de fricción por rotación RFW (*Rotary friction welding*), la soldadura de fricción lineal LFW (*Linear friction welding*) y la soldadura de fricción orbital OFW (*Orbital friction welding*).

La unión de aceros entre sí y con otros materiales en los procesos de soldadura por fusión pueden tener fases no controladas, corrosión del límite de grano o generación de fases de ferrita delta y sigma en la interfaz de soldadura. Por lo tanto, se requiere tomar ciertas precauciones, como usar tratamientos térmicos con velocidades de soldadura rápidas, ya que de esta manera se logra una cierta homogeneidad en la distribución de temperatura en los dos componentes (Ozdemir, Sarsilmaz, & Hascalik, 2007).

La obtención de uniones soldadas con adecuadas propiedades mecánicas y metalúrgicas es de interés creciente para una amplia gama de aplicaciones industriales. La fabricación en las empresas del transporte y aeronáutica necesitan de elementos cilíndricos soldados con buenas propiedades mecánicas, bajo peso específico y buena resistencia a la corrosión. Concretamente, la introducción de piezas de acero y aluminio en sistemas rotatorios y en estructuras de acero requiere del desarrollo de procesos de unión fiables, eficientes y económicos. Mediante el ingreso de más variables de control se optimiza la calidad de soldadura en un proceso FW convencional; por lo tanto, una alternativa sería realizar tratamientos térmicos a juntas antes de soldarse. Li, Yu, Li, Zhang y Wang (2009), mencionan que durante el proceso FW convencional, la generación de calor está determinada principalmente por la velocidad de rotación, la presión de fricción y el tiempo de fricción. Así, la energía de calentamiento es muy limitada, especialmente para la soldadura de ejes delgados.

1.2. Justificación del problema

En el proceso de soldadura por fricción-agitación (FSW), las propiedades mecánicas y la microestructura de las uniones soldadas también son afectadas de manera significativa por los parámetros de soldadura (Fujii et al., 2006). Los

estudios optimizan su interacción; sin embargo, con el fin de extender la vida de la herramienta y mejorar la eficiencia de soldadura; se utilizan varios métodos de precalentamiento para introducir una mayor entrada de calor (Sun, Konishi, Kamai, & Fujii, 2013). Una opción muy aceptable como fuente de precalentamiento se considera que es por haz de láser (Merklein & Giera, 2008). Por otro lado, utilizando un postcalentamiento a 535 °C en un proceso de soldadura por fricción con asistencia láser LAFW (*Laser assisted friction welding*), los investigadores Cerri y Leo (2013), mejoran la microestructura en una unión de aluminio AA 6082-T6.

Yılmaz, Çöl y Acet (2002), aplican un precalentamiento de aproximadamente 900 °C que es aplicado a un eje de acero sobre la interfaz para unir con una aleación de aluminio. Ellos determinan que el espesor de la capa de intermetálicos depende linealmente de la raíz cuadrada del tiempo de la fricción, lo que indica que el crecimiento se produce por difusión. Li et al. (2009), al mismo tiempo, desarrollan un proceso de soldadura por arco eléctrico asistido por calor de fricción para unir acero inoxidable austenítico (21-4N) y acero inoxidable martensítico (4Cr9Si2) provenientes de válvulas de 4 mm de diámetro, obteniendo tiempos de soldadura cortos, muy difíciles de lograr si se utiliza un proceso de soldadura por fricción convencional. Al analizar la zona afectada termo-mecánicamente (TMAZ) y la zona afectada por calor (HAZ). La zona plastificada resulta ser más uniforme que la lograda con el método convencional. Los autores utilizan SEM para caracterizar partículas de $M_{23}C_6$, que se incrementan con el tiempo de fricción debido a un efecto de interdifusión ocurrido a 1000 °C.

Para uniones aluminio-aluminio Campanelli, Casalino, Casavola y Moramarco (2013) encontraron que el tratamiento con láser induce valores de microdureza más altos y menor tensión residual longitudinal en la superficie de la zona de soldadura del aluminio en FSW. El láser de 2 kW utilizado como método de precalentamiento produjo un mayor alargamiento, mientras que la resistencia mecánica se mantiene sin cambios. Jabbari (2013), demuestra que un aumento del tiempo de precalentamiento conduce a una disminución en el tiempo de proceso, obteniendo

un modelo que se asemeja a datos experimentales para el aluminio AA 6061-T6, en rangos de temperatura entre 30 °C y 200 °C.

Para uniones de materiales disimiles soldados por FSW, Kutsuna, Yamagami, Rathod y Azar Ammar (2006), estudian el efecto del láser sobre una unión de acero con bajo contenido de carbono y una aleación de aluminio AA5052. Ellos encuentran que una capa uniforme de compuestos intermetálicos FeAl_2 , FeAl_3 y Fe_2Al_5 , que se reducen ante un incremento de la velocidad de soldadura. Taban et al. (2010), por su parte, investigan que la unión de aluminio con un acero AISI 1018 tiene compuestos intermetálicos FeAl , producidos por fenómenos de difusión cuando se tienen temperaturas superiores a 1200 °C. En otro estudio de uniones de hierro fundido y acero al carbono, Ueji, Fujii, Ninomiya y Mino (2013), estudian la difusión de carbono y deformación plástica en el medio, observando una estructura de múltiples fases debido a los gradientes térmicos que impiden la difusión completa del carbono. Por esta razón, Damodaram, Raman y Rao (2013), utilizan tratamientos térmicos pre y post-soldadura sobre la aleación de níquel 718 unida con un proceso de fricción, logrando un refinamiento del grano debido a la recristalización dinámica. Ellos concuentran en que un compuesto Ni_3Nb generado en la interfaz de soldadura que influye en las propiedades mecánicas de la unión soldada en temperaturas de 720 y 620 °C.

La soldadura con procesos de fusión convencionales de ejes cilíndricos macizos como ejes de transmisión, articulaciones, pistones, bombas, etc., es una problemática de la industria automotriz, agrícola y aeronáutica. Existen problemas de crecimiento inadecuado de grano, formación de compuestos intermetálicos, tiempos de soldadura muy extensos, distorsiones residuales y la aplicación de múltiples capas de soldadura. Por su parte, el proceso de soldadura por fricción-agitación (FSW), al ser diseñado para soldar superficies planas, muestra dificultades en la soldadura de ejes cilíndricos macizos de este tipo (Sun et al., 2013). Debido a estos antecedentes, el proceso de soldadura por fricción por accionamiento directo y con asistencia láser, tiene notables ventajas, debido a que con el haz láser se puede

homogenizar la temperatura en los materiales a unirse, reduciendo los tiempos de soldadura, controlando el crecimiento de grano, disminuyendo la cantidad de compuestos intermetálicos y permitiendo utilizar menores niveles de velocidades de rotación y presiones de fricción. Además, se debe destacar que, a diferencia del proceso de FSW, no existe el desgaste de una herramienta consumible, sino que el mismo material base va a servir como mecanismo de fricción y que la velocidad del desplazamiento del láser va a ser del tipo estacionaria aplicándola directamente en el acero.

Debido a los beneficios mostrados al aplicar un tratamiento térmico en el proceso FSW, en el presente estudio se evaluará el tratamiento láser de precalentamiento en el proceso de soldadura por fricción rotatoria (RFW) y su efecto sobre las propiedades mecánicas y la evolución de la microestructura en la interfaz de soldadura del acero al carbono AISI 1045 y el aluminio 2017-T4. Estos materiales fueron elegidos debido a su amplia aplicación en la industria metal mecánica.

1.3. Hipótesis y objetivos

La hipótesis principal de la presente investigación establece que: La asistencia de un haz láser como método de tratamiento térmico en un proceso de soldadura por fricción, influye en la selección de los parámetros de soldadura, permitiendo obtener uniones soldadas de acero – aluminio con mejores propiedades mecánicas.

El objetivo general de la investigación consiste en: Estudiar el efecto de la asistencia láser en la selección de los parámetros de un proceso de soldadura por fricción rotatoria, a fin de obtener uniones soldadas de acero al carbono AISI 1045 y aluminio 2017-T4 con mejores propiedades mecánicas.

Los objetivos específicos comprenden:

1. Determinar la interacción de las variables presión de fricción y velocidad de rotación para mejorar las propiedades mecánicas de las uniones soldadas en un proceso de soldadura por fricción rotatoria.
2. Analizar la influencia de la potencia láser en la selección de la velocidad de rotación y presión de fricción para obtener un proceso eficiente de soldadura por fricción rotatoria con asistencia láser.
3. Encontrar los niveles óptimos de potencia láser para obtener uniones con mejores propiedades de resistencia a la tracción, dureza, macro y microestructura en un proceso soldadura por fricción rotatoria con asistencia láser para la unión de acero AISI 1045 con aluminio 2017-T4.

2. MARCO TEÓRICO

2.1. Principios de las uniones por fricción

La fricción es un fenómeno bien conocido y en constante investigación, que afecta a muchos fenómenos naturales. Los efectos derivados a nivel atómico y que conducen a la fricción son poco estudiados en sus principios o sus aplicaciones. Las superficies comunes en un contacto por fricción se encuentran unidas a través de capas de dimensiones microscópicas, como se indica en la Figura 2-1.

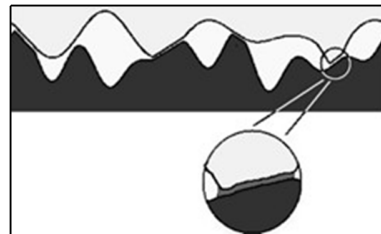


Figura 2-1: Contacto microscópico entre superficies
(Mosey & Müser, 2007)

Como resultado se puede determinar que el contacto mecánico entre dos sólidos macroscópicos se produce sólo en puntos aislados, típicamente en una pequeña fracción del área de contacto aparente. Pero, si las superficies se frotan entre sí, pueden desgastar las capas de óxido de la superficie y llevar a los átomos a una estrecha proximidad, logrando un proceso de unión, tal como lo representa la Figura 2-2.

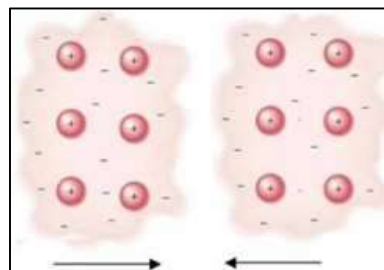


Figura 2-2: Desplazamiento de los átomos en un proceso de unión

2.2. La soldadura de fricción fundamentos, tipos y aplicaciones.

En un proceso de soldadura por fricción, dos partes se colocan en contacto entre sí, y su movimiento genera una fuerza de compresión que genera calor y la unión de ambos materiales. Los procesos de unión por soldadura por fricción brevemente se pueden clasificar en dos tipos:

En el proceso de soldadura por fricción lineal (LFW), donde se aplica un movimiento lineal que genera un pequeño desplazamiento longitudinal (amplitud) de un componente con respecto al otro bajo una presión a fin de producir calor por fricción (Li et al., 2009). Este proceso no se lo contempla en la presente investigación debido a su poca aplicabilidad en uniones de materiales disímiles.

El proceso de soldadura por fricción rotatoria (RFW) tiene dos variantes que son: soldadura de fricción por accionamiento directo CDFW (*Continuous drive friction welding*) y soldadura de fricción por inercia IFW (*Inertia friction welding*). En el proceso CDFW, una pieza de trabajo se hace girar mientras que la otra se mantiene estacionaria, como se muestra en la Figura 2-3(A). Cuando se alcanza la velocidad de rotación apropiada, las dos piezas de trabajo se juntan y se aplica una fuerza axial, como se muestra en la Figura 2-3(B). La fricción generada en la interfaz calienta la pieza de trabajo a nivel local que inicia la coalescencia, como se muestra en la Figura 2-3(C). Finalmente, la rotación se detiene hasta completar una forja (Figura 2-3D) (Cary, 1992).

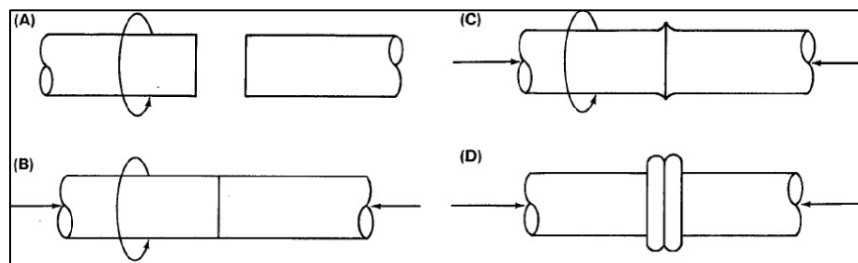


Figura 2-3: Etapas del proceso CDFW
(American Welding Society, 1997)

En el proceso IFW, en cambio, se hace girar un volante de inercia por medio de un motor hasta alcanzar una velocidad prefijada que, a su vez, hace girar una de las piezas que se van a soldar. El motor se desconecta del volante y la otra parte que se va a soldar se pone en contacto bajo presión con la pieza rotativa. Al cumplirse el tiempo predeterminado durante el cual la velocidad rotativa se ve reducida, el volante se lleva a un alto inmediato y se proporciona una presión adicional para completar la soldadura (Cary, 1992). En la Figura 2-4, el proceso de soldadura CDFW, existen tres variables significativas: la velocidad de rotación, la fuerza axial y tiempo de soldadura. Estas variables determinan la cantidad de entrada de energía al proceso de soldadura y la tasa de generación de calor en la interfaz (Maalekian, 2007). La relación de las características de los parámetros de soldadura de fricción por accionamiento directo.

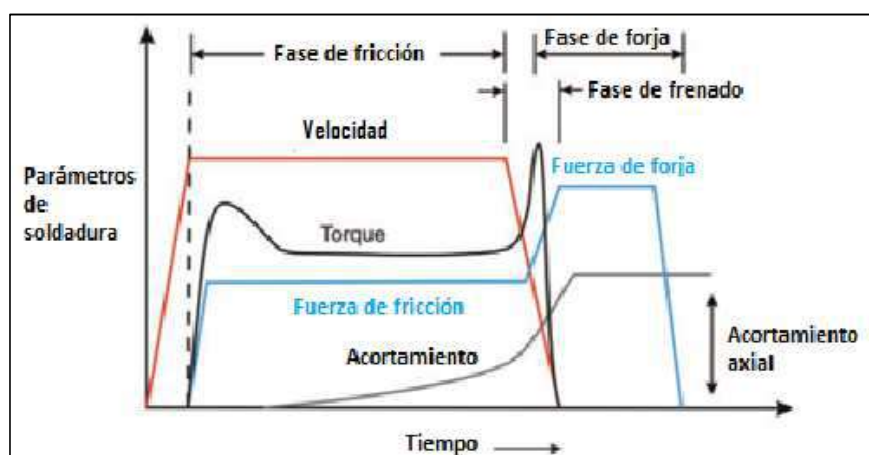


Figura 2-4: Parámetros de soldadura del proceso CDFW (Maalekian, 2007)

De acuerdo a la figura anterior; con la forma de la curva de par de fricción, el proceso CDFW se puede dividir en tres fases. En la fase inicial, el torque aumenta rápidamente a un valor máximo después del inicio del proceso. A continuación, disminuye gradualmente a un valor de equilibrio. El rápido ascenso y la caída gradual de par de torsión se asocia con el enclavamiento, la rotura de asperezas y el

posterior ablandamiento del material en las superficies de contacto por calentamiento de fricción. El par de fricción se mantiene algo constante en la segunda fase, lo que indica que el proceso alcanza un equilibrio entre el endurecimiento, la velocidad de deformación y la temperatura de ablandamiento (Tsang & Flats, 1993). La forja tiene lugar en la tercera fase, y se inicia en el momento de frenado. La rotación del husillo es inmediatamente retrasada, y la desaceleración depende del tiempo de frenado; por lo tanto, la fuerza axial en esta fase por lo general se aumenta a fin de generar un efecto de forja. El par de fricción se incrementa nuevamente después de la aparición de esta fase, alcanzando otro valor máximo antes de caer bruscamente a cero. Este valor cambia con la desaceleración y la fuerza axial aplicada. En algunas circunstancias, este valor final puede ser omitido por retrasar la aparición de la fuerza de la forja (Maalekian, 2007).

Otro método de unión empleado es el proceso de soldadura por fricción-agitación FSW (*Friction stir welding*) que se desarrolló en el Instituto de Soldadura TWI (*The Welding Institute*) del Reino Unido en 1991, como una técnica de unión en estado sólido (Thomas et al., 1995). En este proceso, una herramienta giratoria no consumible se inserta en los bordes de contacto de dos láminas o placas a unir, de manera que pase a lo largo de la línea de soldadura. El calentamiento se lleva a cabo por la fricción entre la herramienta y la pieza de trabajo, produciendo una deformación plástica en la pieza de trabajo. Como resultado de este proceso también se obtiene una soldadura de "estado sólido" (Mishra & Ma, 2005).

2.3. Descripción analítica de los procesos físicos

Seli, Ismail, Rachman, & Ahmad (2010), simuló el proceso de soldadura por fricción rotatoria (RFW) de aluminio y acero, considerando la presión y una tasa uniforme de calentamiento a través de la interfaz de soldadura. Utilizaron un modelo termo-mecánico en una dimensión (1-D) resuelto numéricamente usando un esquema de diferencias finitas. El análisis de transferencia de calor considera la generación de calor en la interfaz debido a la fricción $\dot{q}_{fric}$, la deformación plástica

$\dot{q}_{plas}$ y las pérdidas de calor hacia el entorno $\dot{q}_{loss}$, todas las magnitudes por unidad de volumen:

$$\dot{q} = \dot{q}_{fric} + \dot{q}_{plas} - \dot{q}_{loss} \quad (2.1)$$

El diferencial en la tasa de energía dW , se ejerce al rotar un área diferencial en forma de anillo dA , bajo una fuerza de fricción diferencial dF_f , con una velocidad tangencial v_T , entonces:

$$dW = v_T dF_f \quad (2.2)$$

La tasa de flujo de calor ($\dot{q}_{fric}$) generado por unidad de volumen ($L dA$) debido a la fricción está dada por:

$$\dot{q}_{fric} = \frac{1}{L} \frac{dW}{dA} \quad (2.3)$$

Por otro lado, la potencia de deformación plástica por unidad de volumen, ($\dot{q}_{plas}$); lejos de la interfaz se puede equiparar con el tensor de tensión equivalente ($\bar{\sigma}$), la tasa de deformación equivalente ($\dot{\bar{\epsilon}}$) y la eficiencia de deformación plástica (ϵ) por:

$$\dot{q}_{plas} = \epsilon \bar{\sigma} \dot{\bar{\epsilon}} \quad (2.4)$$

Finalmente, las pérdidas de calor hacia el entorno, $\dot{q}_{loss}$ por unidad de volumen, corresponde a:

$$\dot{q}_{loss} = \frac{hP}{A} (T - T_0) \quad (2.5)$$

Donde A es el área interfacial, P es el perímetro de la barra y h el coeficiente de convección. La ecuación de calor transitorio de conducción-advección 3-D fundamental correspondiente de este modelo se puede expresar de la siguiente manera:

$$\frac{\partial T}{\partial t} + u \nabla T = \frac{1}{\rho C_p} \nabla (k \nabla T) + \frac{1}{\rho C_p} (\dot{q}_{plas} - \dot{q}_{loss}) \quad (2.6)$$

T es la temperatura, T_0 la temperatura ambiente alrededor del eje, u la velocidad relativa entre los materiales, ρ la densidad másica, Cp la capacidad calorífica específica, k la conductividad térmica y t es el tiempo.

La ecuación de transporte 3-D incluye, en su lado derecho, un término convectivo que representa las pérdidas de calor a lo largo de las superficies del manto. Wang, Li, Li, & Vairisc (2014) y Sami, Ahmet, & Sahin (2014) proponen que al resolver este tipo de problemas, las condiciones iniciales y de contorno pueden expresarse en función de las etapas de calentamiento-enfriamiento en este proceso específico de soldadura. Sin embargo, cuando uno de los materiales, por ejemplo, el eje de acero es asistido térmicamente por una fuente de calor (láser), la condición de temperatura inicial corresponde a la distribución de temperatura a través del eje en el instante en que el tratamiento térmico externo ha finalizado.

$$T(0 < z < L; 0 < r < R; t = 0^+) = T_{Laser} \quad (2.7)$$

T_{Laser} es la distribución de temperatura a través del cilindro precalentado (condición inicial), inducida por la entrada de energía láser en el instante en que comienza el proceso de fricción. De acuerdo a la segunda ley de Fick debe resolverse para un dominio cilíndrico 3-D, considerando las condiciones iniciales (temperatura atmosférica) así como las condiciones de frontera de VonNeumann; en esta última, se representa el flujo de energía del haz láser, el proceso de calentamiento y las pérdidas de calor al medio ambiente.

2.4. Precalentamiento láser

El acrónimo LÁSER proviene del inglés *Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation*, que significa un haz de energía electromagnética coherente, convergente y monocromático, con longitudes de onda desde el ultravioleta al infrarrojo. Este haz puede entregar potencias desde pocos vatios (punteros láser) hasta potencias superiores a los 100 kW focalizados en un área

pequeña, con un tiempo de interacción de entre 10^{-2} a 10^{-5} segundos en un sustrato a través de cualquier medio gaseoso. La diferencia del láser con respecto a las otras formas de radiaciones electromagnéticas es principalmente la coherencia temporal y espacial, que le otorga su capacidad para propagarse por una línea recta (Steen, 2010). En un átomo o molécula, los electrones, al experimentar una transición energética entre dos estados permitidos, absorben o emiten un fotón de energía radiante proporcional a la diferencia de energía entre los dos estados. En el modelo de láser se distinguen tres procesos elementales:

- Absorción estimulada: Un átomo o molécula de baja energía absorbe un fotón y se produce una transición electrónica, situándose en un estado de mayor energía (menos negativa).
- Emisión espontánea: Un átomo o molécula excitada emite un fotón produciendo una transición electrónica reduciendo su energía (más negativa).
- Emisión estimulada: Un átomo o molécula excitada realiza una transición electrónica forzada por un fotón incidente. La transición libera otro fotón idéntico en fase, dirección y estado de polarización, obteniendo dos fotones con igual energía, dirección y frecuencia (Pérez, 2010).

La accesibilidad a los sistemas láser de potencia está revolucionados múltiples procesos. Los mismos pueden aplicarse a los más variados campos de la ciencia, la tecnología y la industria; inclusive en campos como: la química, la cirugía, las comunicaciones, la metrología, la electrónica, el medio ambiente, la industria nuclear, entre otras. Este proceso, con apenas pocas décadas de vida y evolución, sustituye a otros tipos de dispositivos o incluso permite desarrollar procesos totalmente innovadores. La Figura 2-5 muestra un esquema del proceso, en donde se puede observar que una fuente de energía entrega parte de esta en forma de fotones, éstos a su vez después de un proceso de amplificación energética en una serie de espejos reflectantes, salen con una

sola trayectoria y sentido hacia un lente focalizado y posteriormente hacia la pieza de trabajo.

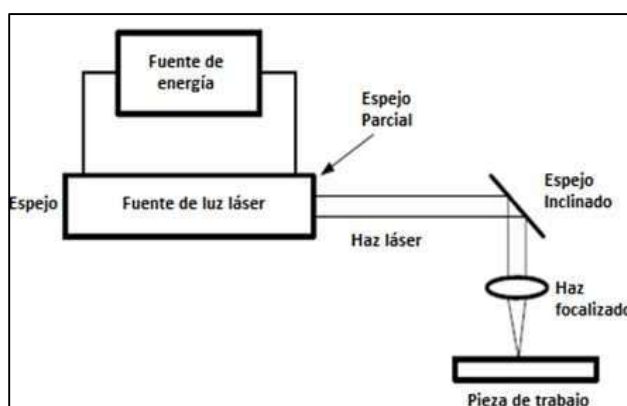


Figura 2-5: Proceso láser
(Pires, 2006)

El láser más utilizado en aplicaciones industriales es el de CO₂. Su medio activo está formado por una mezcla de gases formada por CO₂, N₂ y He (aproximadamente 10%, 40% y 50% respectivamente). El espectro infrarrojo emite una longitud de onda de 10,6 μm (Dorronsoro, 1996), con eficiencia global entre 15% y 20% (Toyserkani, Khajepour, & Corbin, 2004), una eficiencia cuántica cercana al 45% y potencias desde pocos mW hasta 100kW (Dutta & Manna, 2003).

El proceso láser permite procesar una gran variedad de materiales mediante la aplicación de distintas técnicas de procesamiento; éstas técnicas, varían según la cantidad de energía aportada al material. En este proceso es posible trabajar el material en estado sólido mediante un calentamiento para fundir, doblar placas o producir un tratamiento térmico. Mediante la aplicación del láser, se obtiene un cambio de fase en ciertas zonas del material para realizar soldadura, recubrimientos o recristalización del material base, dependiendo del proceso se puede obtener una vaporización del material o tratamientos que se utilizan principalmente para procesos de, soldadura, corte o perforado. La Figura 2-6, muestra dos de sus aplicaciones.

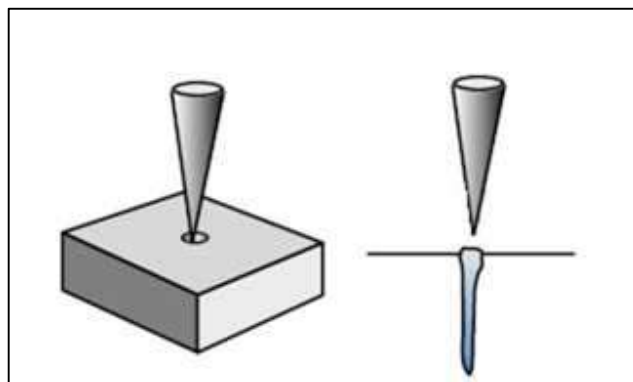


Figura 2-6: Láser y su aplicación en corte y soldadura
(Steen, 2010)

2.5. Estado del arte

La junta de soldadura del proceso CDFW es la parte más importante y que se debe analizar, la misma se caracteriza por una estrecha zona afectada por el calor HAZ (*Heat affected zone*), la presencia de material plásticamente deformado alrededor de la soldadura (flash) y la ausencia de una zona de fusión.

Sathiya, Aravindan y Haq (2008), mencionan que su sección transversal posee tres zonas: La primera se conoce como la zona no deformada UZ (*Undeformed zone*), la segunda zona se llama zona parcialmente deformada PDZ (*Partly deformed zone*) y la tercera zona se denomina zona plastificada PZ (*Plasticized zone*), como se muestra en la Figura 2-7.

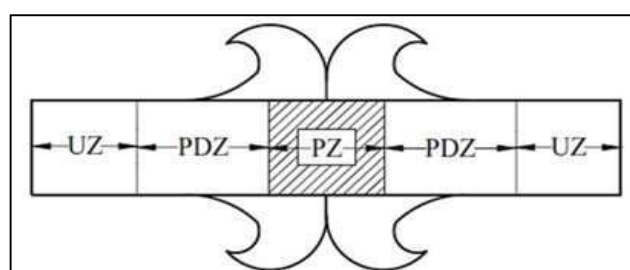


Figura 2-7: Sección transversal de la soldadura por fricción
(Sathiya et al., 2008)

Las investigaciones realizadas en su mayoría se centran en mejorar las características de las zonas presentes en la sección transversal mediante una correcta selección de los parámetros de soldadura. A continuación, se describen algunos de los métodos y resultados obtenidos.

Ahmad, Uday, Zuhailawati e Ismail (2010), identifican que el tiempo de fricción, la velocidad de rotación y la presión por fricción afectan a la calidad de las soldaduras por fricción, ya que la resistencia de las soldaduras depende de la elección de estos parámetros. También determinan que los parámetros en la soldadura por fricción son: el tiempo de fricción t_f , la presión de fricción P_f , el tiempo de forja t_u , la presión de forja P_u , la velocidad de rotación n y las características de los materiales; estos parámetros, a su vez, también han sido utilizados por los demás investigadores.

Taban, Gould y Lippold (2010), realizan uniones entre ejes de una aleación de aluminio 6061-T6 y un acero AISI 1018, utilizando velocidades de rotación iniciales de 4200 rpm, presiones de fricción de 23 MPa, tiempos de fricción de 1 s, tiempos de forja de 5 s y presiones de forja de 60 MPa. Los resultados muestran que una resistencia de 250 MPa con fallas en la zona plastificada debido a la existencia de una interfaz con compuesto intermetálico Al-Fe, que promedió aproximadamente 250 nm de espesor relacionado con las fases Fe_2Al_5 que se forman a temperaturas superiores a 1200 °C (Fukumoto, Tsubakino, Okita, Aritoshi, & Tomita, 2000).

Handa y Chawla (2013), adaptan un torno convencional con un sistema de presión y frenado para crear una máquina de RFW. Ellos determinan que la resistencia máxima a la tracción y la resistencia al impacto son aceptables a una velocidad de rotación de 1250 rpm con una presión axial aplicada de 120 MPa, y determinan que la presión axial y la velocidad de rotación en la soldadura por fricción son parámetros que influyen en la resistencia y las propiedades mecánicas de las juntas soldadas en un acero AISI 1021 de 20 mm de diámetro.

Sasidharan y Aneesh (2013), realizan un estudio que compara las uniones soldadas de soldadura por fusión y la soldadura CDFW, analizando la resistencia a

la tracción y la microestructura en un aluminio AISI 6061. En el caso de la soldadura por fricción, se aplica una presión axial de 3 MPa y presión de forja de 5 MPa a 800 rpm para obtener uniones soldadas aceptables. Los resultados demuestran que la soldadura por fricción es eficaz para soldar aluminio y la microestructura obtenida presenta granos más uniformes en ausencia de cambio de fase, lo que no sucedió con los procesos convencionales.

Luo et al. (2009), desarrollan un método de unión entre un amortiguador y su vástago, con la finalidad de reducir las rebabas de soldadura. Los autores determinan que mediante una adecuada selección de los parámetros, el proceso de soldadura por fricción es muy eficaz para este tipo de aplicaciones, a diferencia de los métodos convencionales. La microestructura obtenida es muy similar a la del material base. Kalsi y Sharma (2011), a su vez, estudian experimentalmente el efecto del cambio en el contenido de carbono en el acero. Mediante técnicas estadísticas obtienen un modelo de regresión lineal que expresa los valores de resistencia a la tensión y dureza ante la variación de la presión axial, velocidad de rotación y contenido de carbono en diferentes tipos de aceros.

Vairamani, Kumar, Malarvizhi y Balasubramanian (2013), implementan un equipo de soldadura por fricción de las siguientes características de diseño experimental: Potencia de 11 kW, velocidad de rotación de 3000 r/min; presión de forja de 20 kN. En su investigación buscan optimizar los parámetros de soldadura por fricción para alcanzar una dureza mínima en la interfaz y una resistencia a la tracción máxima de las uniones de acero inoxidable austenítico AISI 304 y una aleación de cobre de 12 mm de diámetro. Utilizan un análisis de varianza (ANOVA) para determinar los parámetros estadísticamente significativos y su interacción. Las relaciones desarrolladas pueden ser utilizadas eficazmente para predecir la resistencia a la tracción y la dureza de la interfaz de una soldadura AISI 304 -Cu con un grado de confianza del 95%.

Shubhavardhan y Surendran (2012), evaluaron juntas de materiales disímiles de una aleación de aluminio AA6082 con acero inoxidable AISI 304. Lee, Yeon, Kim

y Jung (2003), realizan la unión de un acero ASTM A36 con una aleación de aluminio AA 5052. Ambas investigaciones determinan que la resistencia de las juntas varía con el aumento de presión por fricción y el tiempo de la fricción manteniendo una presión y tiempo de forja constante. La resistencia máxima obtenida fue de 190 MPa y 202 MPa respectivamente. Además, demuestran que con un mayor tiempo de fricción se incrementa la formación de la capa de intermetálicos en la interfaz de soldadura.

Ueji et al. (2013), estudian la microestructura de la unión soldada entre la fundición dúctil (JIS-FCD400) y acero al carbono (JIS-S45C) de 40 mm de diámetro, con el fin de aclarar los comportamientos de la difusión del carbono y de la deformación plástica. Los resultados muestran una formación de intermetálicos cerca de la interfaz de la junta, debida a la difusión de carbono de la fundición dúctil hacia la de acero al carbono. Determinan además que existe una distribución no homogénea de la temperatura en dos zonas detectadas cerca de la interfaz que fueron expuestas a deformación plástica.

Mitelea y Craciunescu (2010), analizan la influencia de los principales parámetros de soldadura por fricción en la estructura y el gradiente de dureza de uniones disímiles hechas de aceros cementados y de volumen endurecido. Concluyen que con una baja presión axial y un largo tiempo de fricción se incrementa la presencia de una capa cementada en el plano de unión. Mencionan también que con una presión axial alta y un aumento en el desplazamiento de fricción se incrementa la generación de perlita y bainita, además de la expulsión de la capa de carbono enriquecido y material plastificado de la zona de unión, ocasionando la generación de una mayor pérdida de material y los costos adicionales por mecanizado.

Los resultados obtenidos por Ozdemir et al. (2007), en un proceso de soldadura por fricción AISI 4340 con AISI 304-L muestran que el espesor de la zona deformada plásticamente (FPDZ) reduce su tamaño ante un incremento de la velocidad de rotación en la interfaz de soldadura. También se observa que el ancho

de la FPDZ tiene un efecto importante en la resistencia a la tracción, ya que la fuerza de tracción se incrementa con la velocidad de rotación.

Las principales ventajas del proceso CDFW son: el ahorro de material, el bajo tiempo de producción y la posibilidad de soldar materiales disímiles. En la actualidad se utiliza para la fabricación de elementos de la industria automotriz como válvulas, engranajes, semiejes, ejes del ventilador turbo, conexiones, pistones etc. Para elaborar dichos elementos se utilizan aleaciones ferrosas y no ferrosas (Celik & Ersozlu, 2009). Debido a su versatilidad, la soldadura por fricción tiene un uso industrial generalizado como un proceso de producción en masa para la unión de materiales (Hascalik & Orhan, 2007).

En vista que es necesaria una correlación de la parte experimental con la modelación computacional para demostrar estos procesos complejos, la ingeniería asistida por computador (CAE) se constituye en una herramienta eficiente para el modelamiento de procesos multi-físicos. En este sentido, la simulación de procesos de soldadura ha sido investigada por varios autores. D'Alvise, Massoni, & Walloe (2002) aplican análisis por elementos finitos para estudiar el gradiente térmico en el interfaz de materiales disímiles procesados por soldadura por fricción sin asistencia láser. Los resultados obtenidos tienen gran semejanza a los obtenidos experimentalmente en esta investigación.

Por su parte, Sadeghian, Taherizadeh, & Atapour (2018), utilizan dinámica de fluidos computacional (CFD) para simular la velocidad de flujo del material durante el proceso de FSW en la junta de acero inoxidable 304 y aluminio 5083. Hamilton et al. (2019), analizan la unión entre materiales disímiles AA 2017 y AISI 5083 aplicando métodos numéricos en un proceso FSW.

Para esta investigación, los desarrollos anteriores consideran simulaciones centradas en el proceso de FSW de la zona afectada termomecánica alrededor de ejes en soldadura por fricción como (Geng, Qin, & Zhou, 2019). A pesar de ser un proceso distinto, existen similitudes en cuanto a la generación de los gradientes de temperatura, la deformación de los materiales y el acortamiento axial.

Para los lectores se motiva que en futuras investigaciones puedan introducir métodos de obtención de temperaturas para mejorar los modelos matemáticos y computacionales en el proceso RFW, en virtud de no ser existentes.

3. DESARROLLO EXPERIMENTAL

3.1. Diseño del sistema de soldadura por fricción con asistencia láser

En la presente investigación se emplea un proceso denominado soldadura por fricción con asistencia láser LAFW (*Laser assisted friction Welding*), desarrollado a partir de un torno convencional y un equipo láser de CO₂. El proceso de precalentamiento se realiza mediante la asistencia de un láser de CO₂ de marca Oerlikon OPL3500 de 3 kW de potencia, TEM₀₀ y longitud de onda de 10.6 μm. El sistema dispone además de accesorios complementarios como: un sistema de aire comprimido compuesto por un compresor de tornillo, un secador de aire, un sistema de circulación y refrigeración de agua tratada, gases de helio, nitrógeno y CO₂. Finalmente consta de una pantalla que controla la potencia, temporización y demás variables importantes para el experimento. En la Figura 3-1 se muestra el equipamiento utilizado, el cual que se encuentra ubicado en el Laboratorio de Tecnologías y Aplicaciones del Láser, perteneciente al Departamento de Ingeniería Mecánica y Metalurgia de la Pontificia Universidad Católica de Chile.



Figura 3-1: Sistema de soldadura por fricción con asistencia láser

En la figura anterior se puede observar que el equipo láser y el torno son acoplados de tal manera que se puedan accionar ambos equipos a la vez convirtiendo al proceso efectuado en un sistema híbrido que combina la asistencia láser con un proceso de soldadura por fricción convencional.

El torno convencional es seleccionado considerando una investigación similar desarrollado por (Handa & Chawla, 2014). En el equipo se dispone de 2,2 kW de potencia, 2000 RPM de velocidad de rotación, y una distancia entre centros de 1000 mm. Un sistema de velocidad variable se utiliza con un variador de frecuencia de 220 voltios trifásico con rango de frecuencia entre 0 a 70 HZ, mismo que permite controlar las revoluciones en el experimento y a su vez permite incrementarlas hasta 2200 RPM. Adicionalmente se implementa un sistema de presión que permite efectuar las uniones por fricción a diferentes rangos de presión. La Figura 3-2 muestra los elementos principales para el proceso de LAFW.

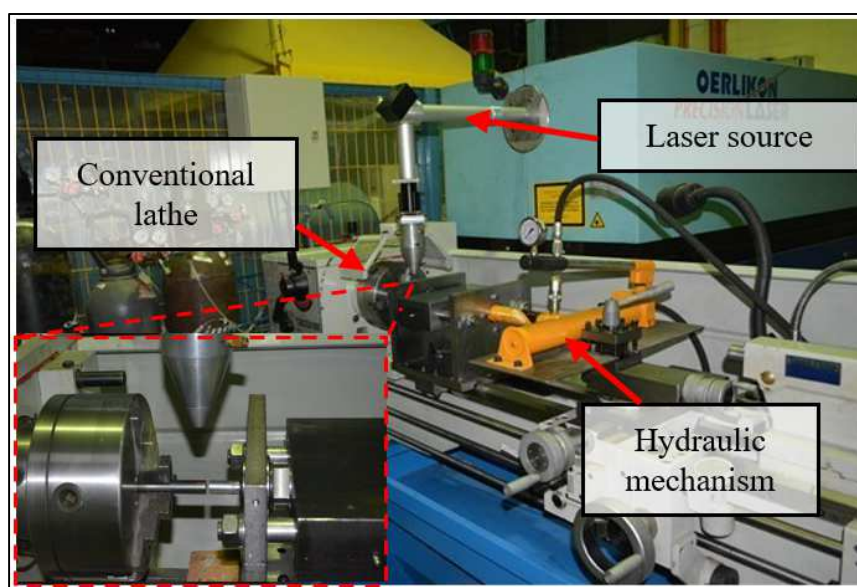


Figura 3-2: Elementos principales del sistema de LAFW

3.2. Diseño del sistema hidráulico de presión

En la Figura 3-3, se puede observar el diseño del mecanismo de presión, mismo que se ha acoplado un contrapunto de presión al torno. Para el diseño se utiliza el software de diseño Autodesk Inventor. De acuerdo con el grado de esfuerzo a soportar en el proceso de soldadura y uniones se utilizan los materiales más eficientes. La estructura del dispositivo está construida en acero AISI 1020 en su mayoría y para las partes que requieren un mayor esfuerzo como la boquilla de ajuste, el bloque amortiguador de vibraciones y la brida de sujeción se utilizan aceros AISI 1045 y AISI 4120.

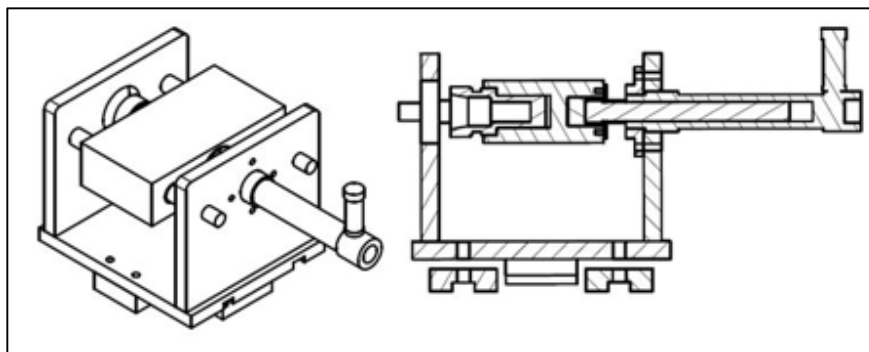


Figura 3-3: Contrapunto de presión con accionamiento hidráulico

Utilizando simulación asistida por computador, las partes del sistema se someten a una fuerza de 1000 Kg para verificar el máximo desplazamiento y su deformación en los ejes. En la Figura 3-4 se puede observar la máxima deformación sobre el eje x , con un valor de 0.1282 mm, lo cual es aceptable para que las uniones de soldadura sean concéntricas y de calidad.

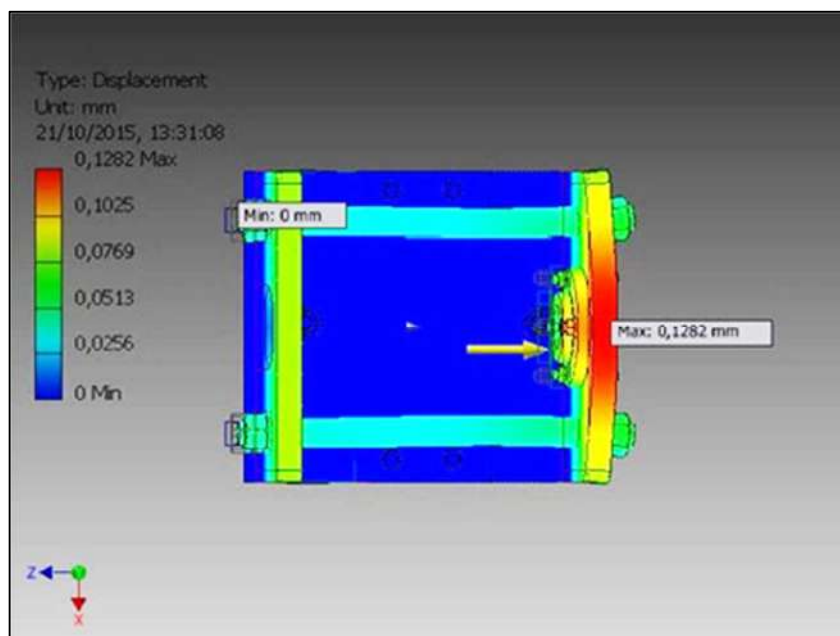


Figura 3-4: Desplazamiento en el contrapunto de presión

Para el diseño hidráulico se considera que la máxima fuerza entre probetas es de 1000 Kg de acuerdo con la investigación de Taban et al., (2010). La fuerza establecida, permite realizar soldaduras en ejes de acero o aluminio con diámetros de hasta 20 mm. La presión hidráulica se realiza mediante una prueba experimental con la máquina universal de ensayos por compresión ubicada en el Laboratorio de Mecánica y Metalúrgica como se muestra en la Figura 3-5.



Figura 3-5 Comprobación de presión hidráulica en el equipamiento:
a) Montaje del pistón en la máquina; b) Medición de la presión máxima

En referencia a la Figura 3-5 se indica el procedimiento utilizado para medir la presión en el cilindro hidráulico al aplicar una fuerza de 1000 Kg. En el momento de aplicar presión al pistón hidráulico y medir la fuerza máxima alcanzada, se obtiene un valor de presión que permite establecer las capacidades del sistema. En la Tabla 3-1 se presenta el análisis de las presiones para cada valor.

Tabla 3-1: Presiones de Prueba

Presión del cilindro (MPa)	Fuerza aplicada (Kg)	Desplazamiento (mm)
25,4	254	0,93
52,0	520	1,27
100,0	1000	1,79
149,9	1499	2,21
200,4	2004	2,62
624,4	6244	5.17

Posteriormente se determina que se debe utilizar un conjunto hidráulico compuesto por un cilindro hidráulico de 5 toneladas de capacidad, que viene accionado mediante una bomba hidráulica de 300 cc. El sistema hidráulico dispone también de un manómetro en el cual permite controlar la presión de fricción y la presión de forja para los experimentos. La Figura 3-6 muestra el conjunto hidráulico.



Figura 3-6: Conjunto hidráulico

3.3. Proceso de soldadura con asistencia láser

Los materiales utilizados en esta investigación son ejes de aluminio del tipo AA-2017-T4 y de acero AISI 1045 de 15 mm de diámetro y 180 mm de longitud respectivamente, debido a su amplia utilización en la industria metal mecánica. Ambos materiales han sido soldados en su sección circular. Según el catálogo de Otero (2014), la composición química de cada eje y sus propiedades mecánicas se detallan en las Tablas 3-1 y 3-2:

Tabla 3-2: Composición química de las aleaciones de acero y aluminio

Material	Elementos (wt %)					
	Fe	C	Mn	Si	P	S
AISI 1045	bal.	0.43-0.5	0.6-0.9	0.15-0.35	≤ 0.04	≤ 0.05
	Al	Si	Fe	Cu	Mn	Mg
AA 2017 T4	bal.	0.2-0.8	≤ 0.7	3.5-4.5	0.4-1	0.4-0.8

Tabla 3-3: Propiedades mecánicas de las aleaciones de acero y aluminio

Material	UTS (MPa)	Módulo de elasticidad (GPa)	Elongación (%)	Dureza (HV)
AISI 1045	617-716	207	> 15	163-390
AA 2017	370-427	69-72	> 10	105-120

El proceso de soldadura con asistencia láser consiste en tres pasos (Figura 3-7). Primero, el eje de acero se precalienta con el láser durante 40 segundos a una potencia determinada. Veinte segundos de iniciado el proceso de calentamiento, comienza el proceso de fricción, que se prolonga hasta que alcanza la velocidad de rotación. Finalmente, la fuerza de presión axial se aplica por el mecanismo hidráulico hasta que se obtiene la forja de los materiales. El tiempo de fricción, la presión máxima de forjado y el tiempo de forjado se mantienen constantes en 60 segundos, 42,1 MPa y 40 segundos, respectivamente (Figura 3-8). Estos valores de parámetros constantes se eligen después de varios ensayos previos, determinándose que son los valores óptimos con respecto a la capacidad del hardware utilizado.

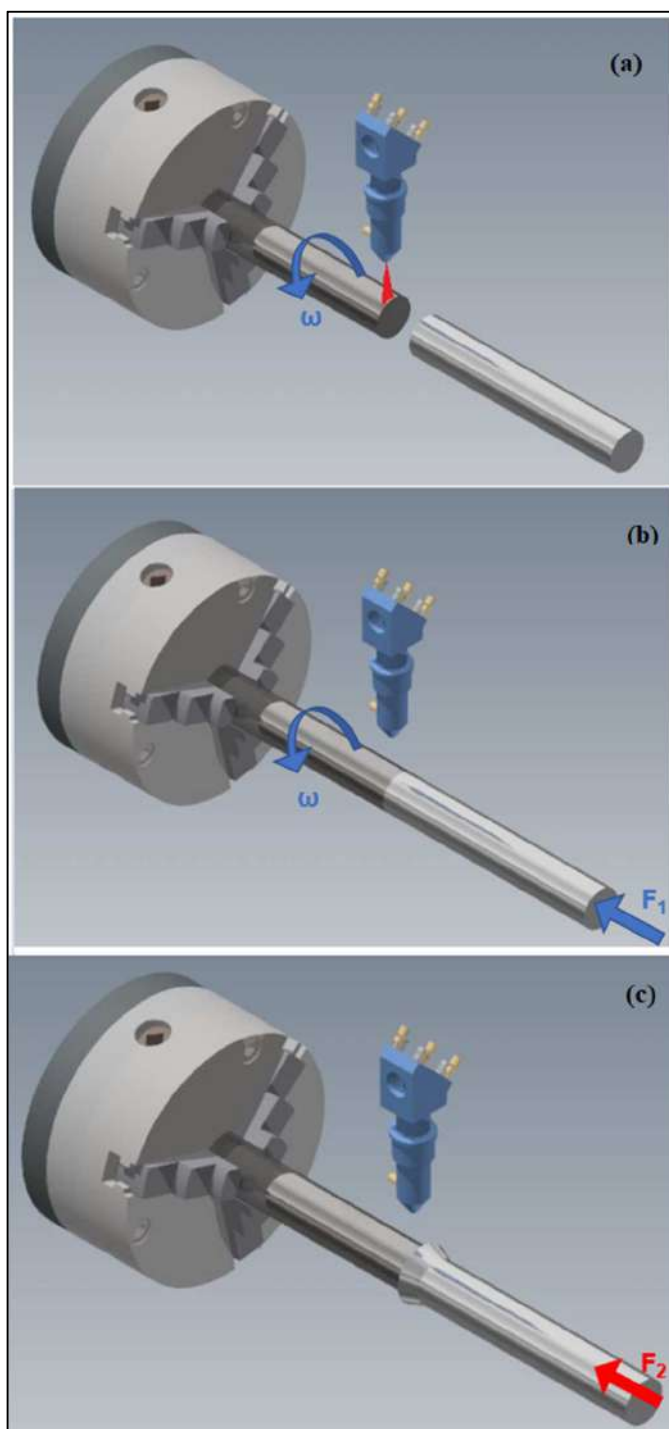


Figura 3-7: Etapas del proceso de soldadura por fricción rotatoria asistida por láser
a) precalentamiento b) fricción c) forjado.

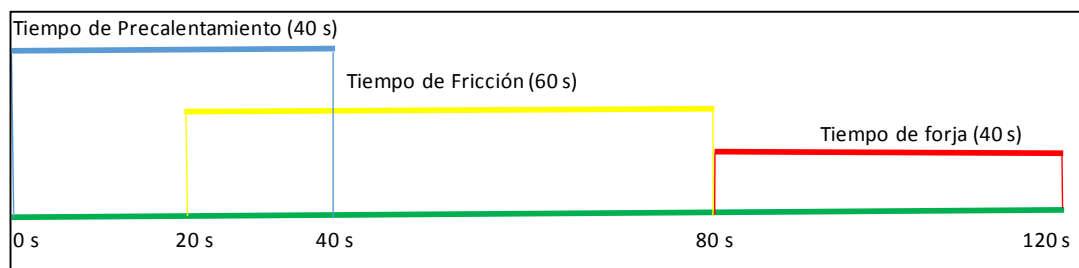


Figura 3-8: Tiempos del proceso de LAFW

Para el tiempo de precalentamiento láser la presión $P = 0$ MPa.

El tiempo de Fricción la presión de fricción $P_f = 14/21$ MPa.

El tiempo de Forja se incrementa la Presión de forja a $P_u = 42,1$ MPa.

3.4. Diseño experimental

Para la parte experimental, se usan dos tipos de diseños de experimentos (DOE). Primero se aplica un diseño de dos factores a dos niveles con tres repeticiones (Tabla 3-4, 3-5) para determinar el efecto la velocidad de rotación (N) y la presión de fricción (FP) sobre la resistencia última a la tracción (UTS). En el segundo se investiga la potencia láser (LP) a través de un DOE, donde se aplican tres factores en dos niveles para los parámetros FP y N y tres niveles para el parámetro LP con tres repeticiones (Tabla 3-6, 3-7).

Todos los resultados obtenidos del trabajo experimental son analizados mediante el software estadístico Minitab 19®, donde se realiza el análisis de varianza (ANOVA) para analizar los efectos principales, así como la interacción entre los parámetros del proceso.

Tabla 3-4: Factores y niveles empleados para el DOE₁

Factores	Símbolo	Niveles	
		-1	1
Velocidad (rpm)	N	1600	1800
Presión de fricción (MPa)	FP	14	21

Tabla 3-5: Descripción simplificada de las probetas empleadas para el DOE₁

Descripción	N	FP
T1	-1	-1
T2	-1	1
T3	1	-1
T4	1	1

Tabla 3-6: Factores y niveles empleados para el DOE₂

Factores	Símbolo	Niveles		
		-1	0	1
Potencia láser (W)	LP	600	800	1000
Velocidad (rpm)	N	1600		1800
Presión de fricción (MPa)	FP	14		21

Tabla 3-7: Descripción simplificada de las probetas empleadas para el DOE₂

Descripción	N	FP	LP
D1	-1	-1	-1
D2	-1	-1	0
D3	-1	-1	1
D4	-1	1	-1
D5	-1	1	0
D6	-1	1	1
D7	1	-1	-1
D8	1	-1	0
D9	1	-1	1
D10	1	1	-1
D11	1	1	0
D12	1	1	1

3.5. Metodología para caracterización de las uniones soldadas

Las uniones soldadas con asistencia láser y sin asistencia láser se organizan con la finalidad de realizar ensayos que permitan evaluar la calidad de la junta soldada. Los ensayos aplicados son:

3.5.1 Ensayo de tracción

Para el ensayo de tracción se utiliza una máquina universal marca Instron 3368, perteneciente al Laboratorio de Materiales del Departamento de Ingeniería Mecánica y Metalurgia de la Pontificia Universidad Católica de Chile. El número de probetas a ser ensayadas son 48 en total, donde 12 son del proceso sin asistencia láser y 36 del proceso con asistencia de láser. De acuerdo a la norma ASTM E-8 las dimensiones son $A=45\text{ mm}$, $R=6\text{ mm}$, $D=8,75\text{ mm}$ y $G=35\text{ mm}$ (Figura 3-9). En una herramienta CAD se generan los planos y la trayectoria del maquinado de las probetas donde finalmente se obtiene las probetas con precisión.

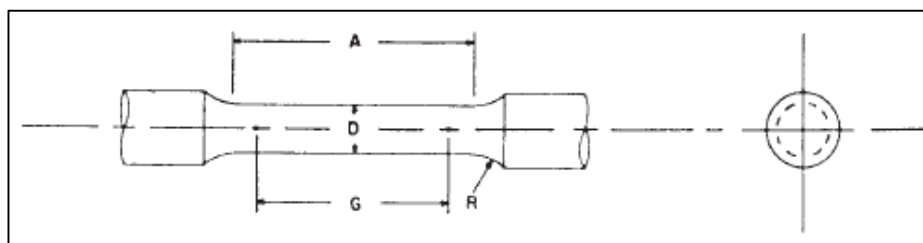


Figura 3-9: Probeta para el ensayo de tracción ASTM E-8.

3.5.2 Análisis de Microscopia Óptica

El análisis macro y microestructural se realiza con en un microscopio marca MEIJI modelo IM 7200 con ampliaciones de 100x, 500x y 1000x, perteneciente al Laboratorio de Ciencia de Materiales del Departamento Energía y Mecánica de la Universidad de la Fuerzas Armadas ESPE en Ecuador. En este caso se utilizan 4 probetas del proceso sin asistencia láser y 12 probetas del proceso con asistencia láser. Las secciones son preparadas metalográficamente bajo la norma ASTM E407, iniciando con un pulido abrasivo grueso con una serie de lijas de 200, 400, 600, 800 y 1000. Luego se realiza un pulido fino con paño agregándole alúmina de 0,04 de diámetro y finalmente con pasta de diamante de 0.01 micrones de diámetro para no dejar rayas y relieves en la superficie de la muestra.

Las observaciones de la microestructura de las fases presentes y la determinación del tamaño de grano se realizan mediante un ataque químico a la superficie previamente

preparada. El acero se sumerge por 10 segundos en una solución de Nital (alcohol al 95% y ácido nítrico HNO_3 en 5 ml). En el caso de la aleación de aluminio se impregna por 15 segundos con un cotonete con una solución de ácido fluorhídrico (1 ml de fluoruro de hidrógeno HF y 200 ml de H_2O). La medición de tamaño de grano se realizó bajo la norma ASTM E112 usando el método de intercepción para todos los casos.

3.5.3 Análisis de Microdureza

Los perfiles de microdurezas son determinados en un durómetro METKON DUROLINE-M perteneciente a la Universidad de las Fuerzas Armadas ESPE. Para el análisis se utiliza la norma ASTM E384 con una carga de 200 gf, tiempo de aplicación de 10 segundos y con indentaciones separadas entre sí de 1 mm. En este análisis se utilizan 4 probetas del proceso sin asistencia láser y 12 probetas del proceso con láser. Las mediciones se realizan sobre la línea media de la sección transversal.

3.5.4 Análisis de Microscopía Electrónica de Barrido (SEM)

El microanálisis de la soldadura se lleva a cabo en un equipo FEI modelo Magellan 400 perteneciente a la Universidad de Notre Dame en EEUU. En este tipo de ensayo las probetas se preparan mecanográficamente utilizando lijas de 125, 240, 400, 600 y 800. El pulido fino se realiza con alúmina de 0.05 micras. A las probetas con esta técnica se les debe hacer un depósito de oro o carbono.

3.5.5 Análisis de Espectroscopía de Energía Dispersiva (EDS)

El análisis de la composición química por mapeo, línea y puntos se realiza mediante una sonda EDS perteneciente a la Universidad de las Fuerzas Armadas ESPE. Las imágenes se toman a 1000x y 10000x y 35000x. El EDS se realizó a 10000x mediante puntos, en vista que el mapeo y la línea no son cuantitativos. Mediante este análisis se establecieron tres puntos por el lado del acero, uno en la interfase y tres en el lado del aluminio. Los puntos están separados por 4 micrones.

3.5.6 Análisis de Espectroscopía de dispersión por longitud de onda (WDS)

Este análisis se realiza en un equipo MicroProbe perteneciente a la Universidad de Notre Dame, mismo que es muy parecido al EDS. Esta técnica, consiste en recoger los rayos-X que salen del material cuando es bombardeado por los electrones. A diferencia del EDS que captura todos los rayos-x que se emiten, el WDS filtra los rayos-x con un difractor que obedece a la Ley de Bragg. Por lo tanto, es capaz de medir con más exactitud la composición química de los elementos en el material a 6000x.

Comparando ambos procedimientos: EDS, es el procedimiento que recibe los rayos X procedentes de cada uno de los puntos de la superficie sobre los que pasa el haz de electrones. Como la energía de cada rayo X es característica de cada elemento, podemos obtener información analítica cualitativa y cuantitativa de áreas del tamaño que deseemos de la superficie. El procedimiento WDS, es muy similar al anterior, pero en vez de recibir y procesar la energía de todos los rayos X a la vez, únicamente se mide la señal que genera un solo elemento. Esto hace que esta técnica, aunque más lenta, sea mucho más sensible y precisa que la de EDS. Ambas técnicas son complementarias, pues el EDS ofrece una buena información de todos los elementos presentes en la superficie de la muestra y el WDS es capaz de resolver los peaks de elementos cuyas energías de emisión estén muy cercanas, así como detectar concentraciones mucho más pequeñas de cualquier elemento y, sobre todo, de los ligeros.

3.5.7 Análisis de Difracción de Rayos X (XRD)

El análisis de las fases presentes en la unión soldada se realiza en un difractor Empyrean de Panalytical que pertenece a la Universidad de la Fuerzas Armadas ESPE. En este equipo, su configuración es θ -2 θ (geometría Bragg-Brentano), y está equipado con un tubo de rayos X de Cu con radiación $K\alpha$ $\lambda = 1.54056 \text{ \AA}$, que funciona a 45kV y 40 mA con filtro de Níquel. Esta técnica está basada en las inferencias constructivas cuando incide un haz de rayos sobre una muestra, con una longitud de onda del orden de las distancias interatómicas de un sólido a analizar.

La ley que rige la difracción de rayos X es la ley de Bragg, $n\lambda = 2d \sin\theta$, siendo “d” el espaciado entre planos de las redes cristalinas, estando íntimamente relacionado con los ángulos de difracción, λ es la longitud de onda de los rayos X, θ es el ángulo entre los rayos incidentes y los planos de dispersión y n es un número entero y representa el orden de la difracción. El equipo se calibra con muestras del NIST standard, listado de materiales, que se utiliza para verificar posición y ancho de los peaks de referencia de difracción. La alineación de probetas para este ensayo esta detallada en el anexo.

3.5.8 Análisis de Composición Química de Espectroscopía de Emisión Óptica de Descarga Luminiscente (GDOES)

La composición química de la superficie se realiza en el equipo GDOES, del Departamento de Ingeniería Mecánica y Metalúrgica de la Pontificia Universidad Católica de Chile. En la muestra de acero AISI 1045, se realizaron 7 mediciones individuales en diferentes ubicaciones dentro de 4 muestras diferentes a lo largo del eje de las probetas, después de haber sido seccionadas y pulidas longitudinalmente. En el caso de la aleación de aluminio 2017-T4, se llevan a cabo 7 mediciones en diferentes ubicaciones dentro de 4 muestras diferentes.

4. RESULTADOS Y ANÁLISIS

4.1. Ensayos de tracción

Después del proceso de soldadura por fricción, las probetas se preparan para el ensayo de tracción. Primero se inicia con el proceso de cilindrado y posteriormente ajuste a las medidas estándar. Para ello se utiliza un torno de control numérico computarizado CNC. En la Figura 4-1 se muestra el proceso de fabricación de las muestras para el ensayo de tracción y en la Figura 4-2 se observa las probetas después de soldarse, donde se puede observar la formación de un flash alrededor de la aleación de aluminio.



Figura 4-1: Elaboración de probetas: a) Código G utilizado, b) Mecanizado

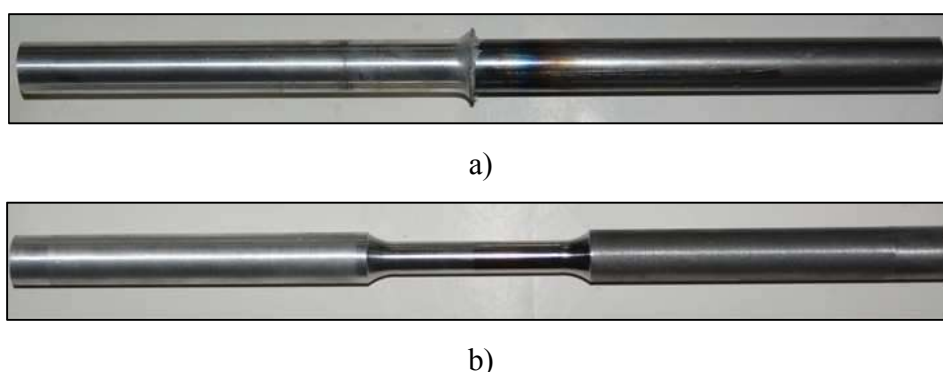


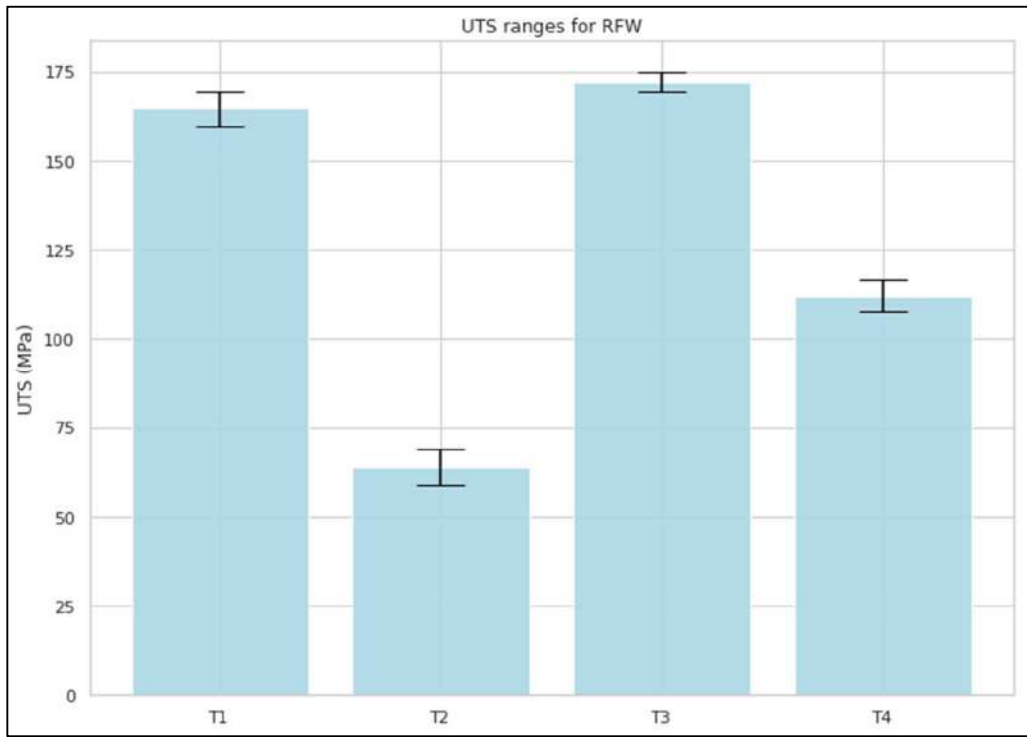
Figura 4-2: Probetas fabricadas: a) Ejes soldados, b) Probeta mecanizada



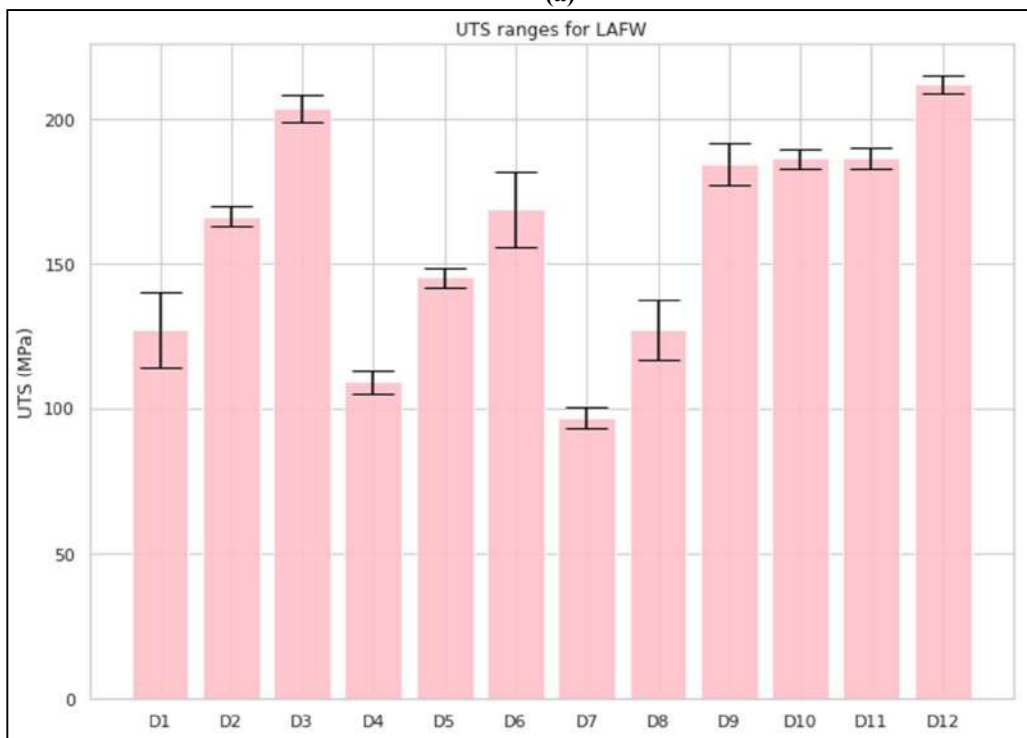
Figura 4-3: Probeta después del ensayo de tracción

En la Figura 4-3 se puede observar que la zona de fractura se produce en la interfaz de la soldadura. El rango de valores UTS obtenidos para las muestras procesadas por RFW en una función de los parámetros del proceso (N, F, P), se puede observar en la Figura 4-4(a); mientras que para el proceso de LAFW el rango para los valores UTS obtenidos con parámetros variables N, FP y LP se observa en la Figura 4-4(b). La Figura 4-5 muestra la media y los rangos para el proceso convencional RFW en el lado izquierdo y el proceso LAFW en el lado derecho.

Como observación preliminar, los resultados medios sugieren que el láser homogeneiza y aumenta los valores de UTS alcanzados (Figura 4-5). Además, la variación fue más estrecha para el proceso LAFW que para el proceso RFW. En el Anexo 6, se muestran dos curvas de tracción, una con un valor bajo de UTS y otra con un valor alto. El límite de fluencia y el alargamiento para el caso de uniones sin láser es de 71,1 MPa y 1,3mm y para las probetas con láser es de 207,6 MPa y 2,24mm respectivamente. Adicionalmente se ha tabulado la información junto con el UTS correspondiente. Lo anterior es importante puesto que demuestra que el mayor valor reportado es bastante más bajo que la UTS nominal del metal base (aleación del Al).



(a)



(b)

Figura 4-4: Evaluación de UTS para: a) RFW, b) LAFW

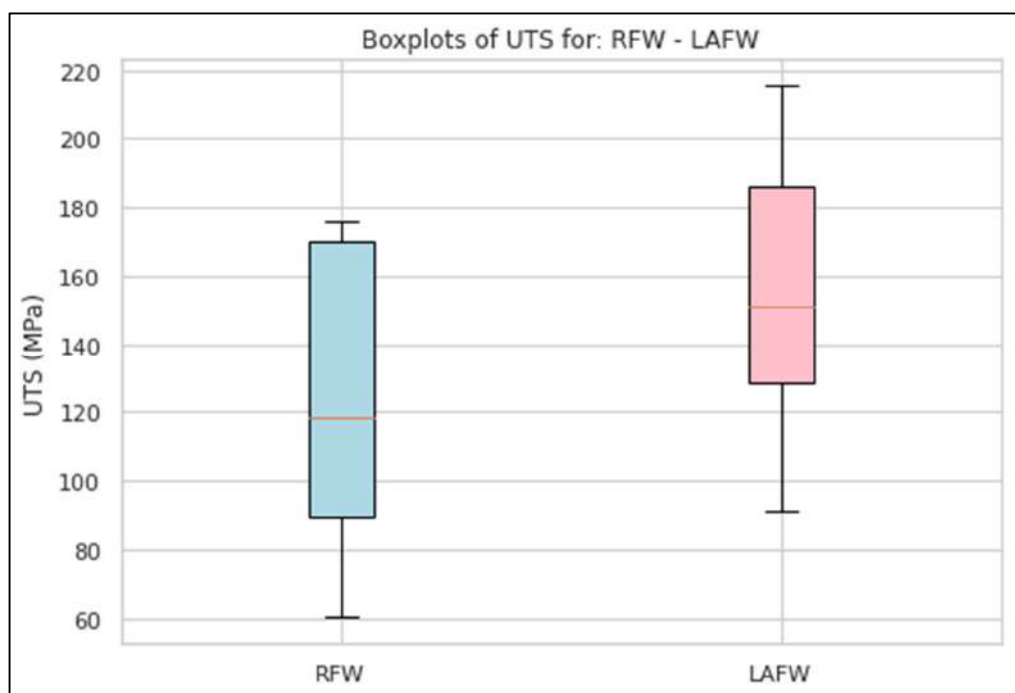


Figura 4-5: Diagrama de caja para la evaluación de UTS para RFW vs LAFW

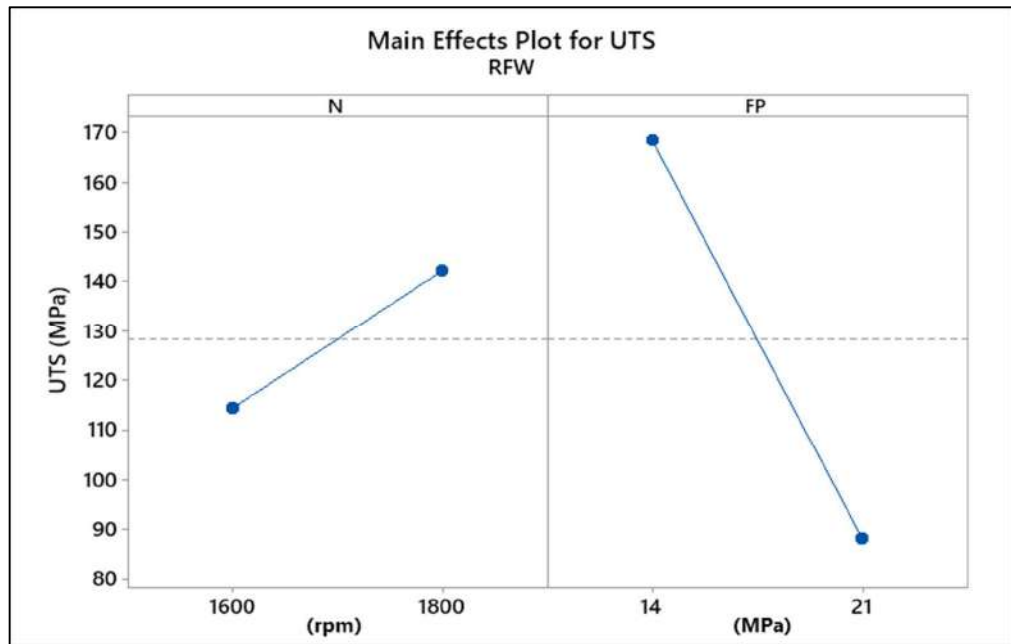
El valor de la mediana de UTS se muestra como una línea horizontal

4.2. Análisis estadístico

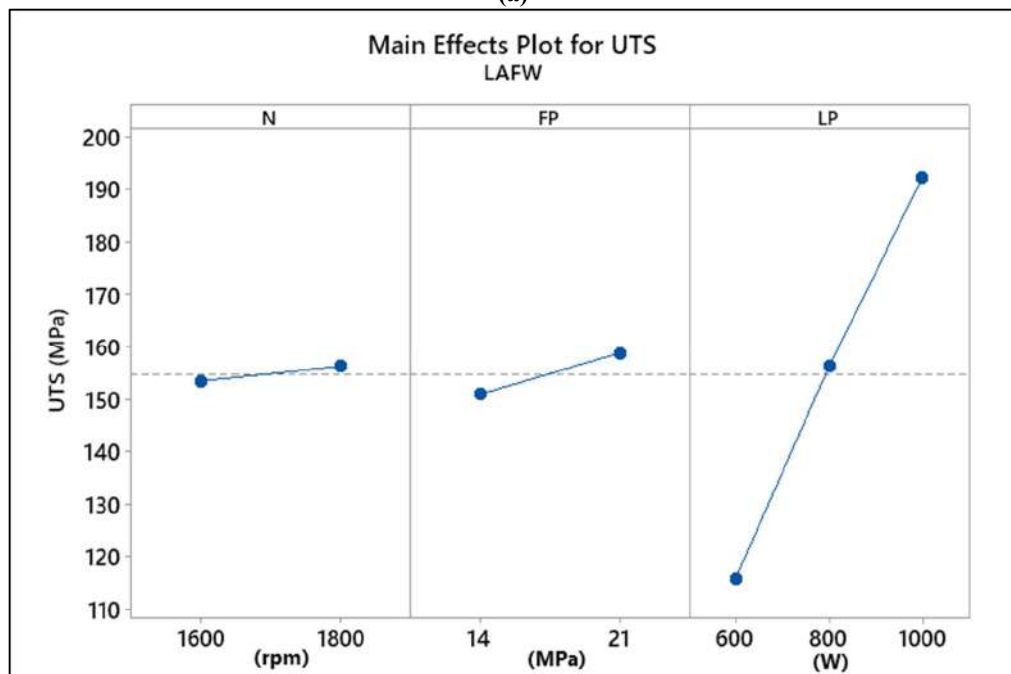
La Figura 4-6(a) muestra los efectos principales sobre UTS en un proceso de RFW convencional, en donde, cuanto mayor es la velocidad de rotación, mayor es la UTS, mientras que, en cuanto menor es la presión de fricción, mayor es la UTS. Por otro lado, la Figura 4-6(b) revela que el factor principal es la potencia del láser, mientras mayor es la potencia del láser, mayor es la UTS obtenida.

La interacción de los efectos de (N, FP y LP) sobre los valores de UTS se ilustran en la Figura 4-7. La Figura 4-7(a) muestra que no hay interacción entre la velocidad de rotación y la presión de fricción, mientras que la Figura 4-7(b) muestra que la potencia del láser cambia el comportamiento de interacción anterior. En este último caso, tanto la

velocidad como la presión de fricción cambian y revelan ciertas interacciones entre ellas. Sin embargo, la potencia del láser no interactúa con N y FP.

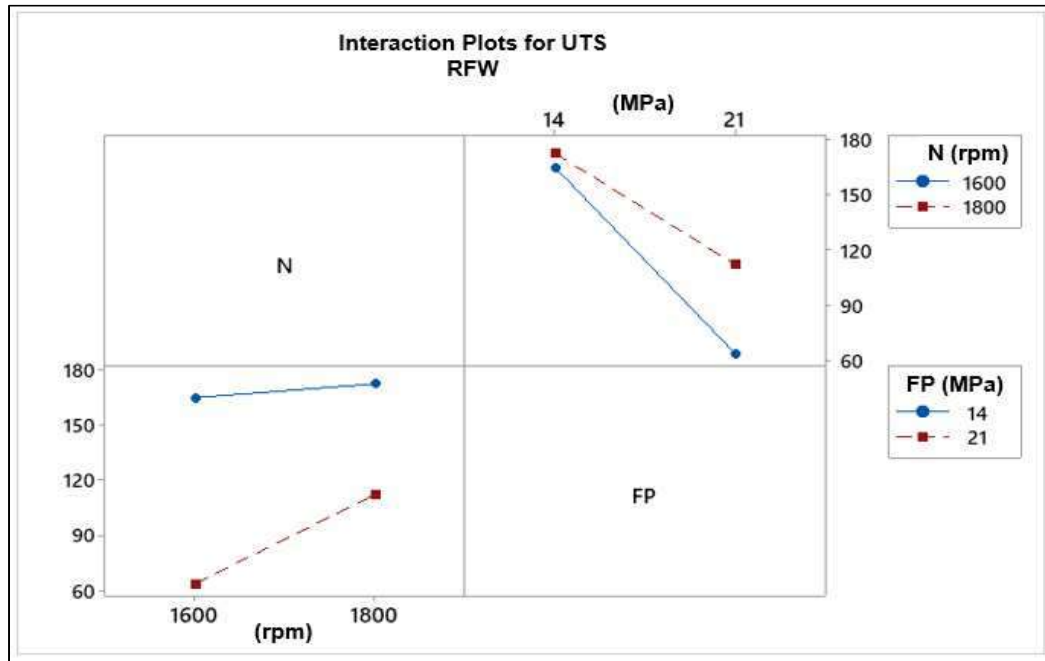


(a)

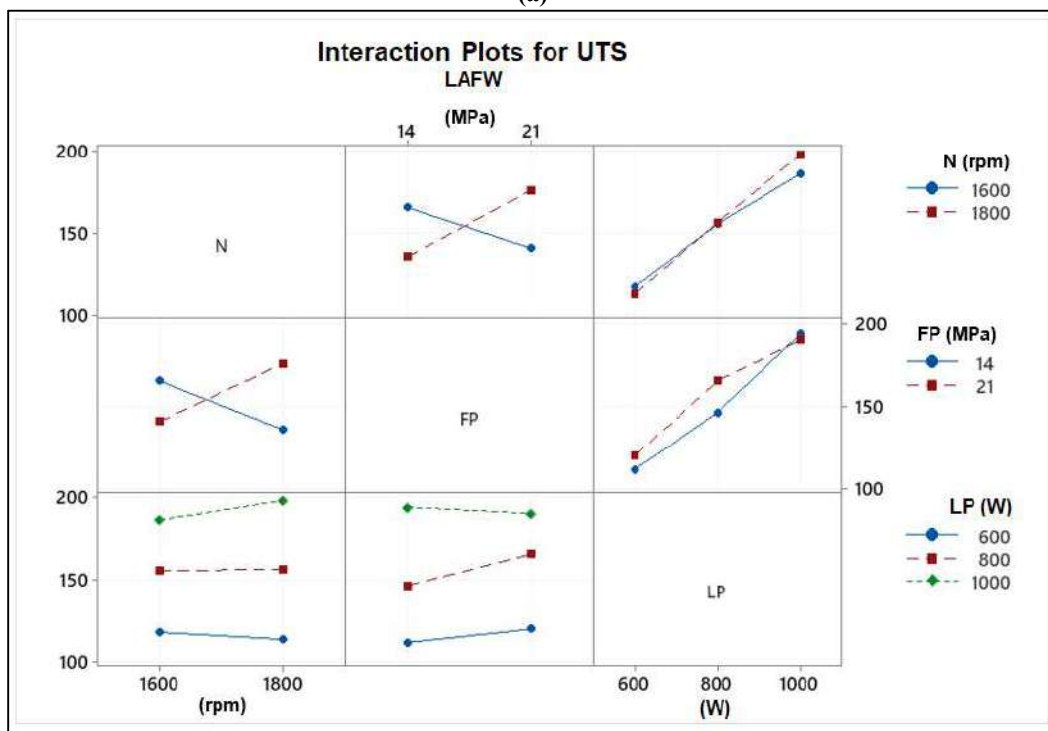


(b)

Figura 4-6: Efectos de los factores sobre el UTS en: a) RFW y b) LAFW



(a)



(b)

Figura 4-7: Gráficos de interacción de RFW vs. LAFW, evaluación de UTS.

Tabla 4-1: Resultados del análisis de varianza ANOVA

Source	DF	SS	MS	F	P
N	1	70,2	70,2	0,92	0,346
FP	1	559,8	559,8	7,37	0,012
LP	2	34939,9	17470,0	230,05	0,000
N*FP	1	9479,0	9479,0	124,82	0,000
N*LP	2	407,1	203,6	2,68	0,089
FP*LP	2	787,6	393,8	5,19	0,013
N*FP*LP	2	298,8	149,4	1,97	0,162
Error	24	1822,6	75,9		
Total	35	48365,0			

La Tabla 4-1 muestra los factores estadísticamente significativos, donde se tiene valores de P inferiores a 0.05 corresponden a un factor significativo. Df: grados de libertad, SS: suma de cuadrados, MS: cuadrado medio, F y P: estadísticos.

4.3. Análisis de la composición química de los materiales base

En la Tabla 4-2, se presenta la composición química absoluta de los materiales base obtenidos a partir de un análisis global GDOES (espectroscopía de emisión óptica de descarga luminiscente). En la muestra de acero AISI 1045, se realizan 18 mediciones individuales en diferentes ubicaciones dentro de 5 muestras diferentes a lo largo del eje de las probetas de la barra de tracción después de haber sido seccionadas y pulidas longitudinalmente. En la aleación de aluminio 2017-T4, se llevaran a cabo 5 mediciones en diferentes ubicaciones dentro de 3 muestras diferentes. Es importante comparar estos resultados con la composición química nominal del acero AISI 1045 y aluminio AA 2017-T4, como se muestra en la Tabla 3-2. En las muestras AISI 1045, el C, Mn, Si, P y S están en acuerdo con los valores nominales. En el caso de las muestras aluminio, Cu, Mn y Fe coinciden; sin embargo, el contenido de Si estuvo casi ausente (solo 0,002% en peso), y el Mg estuvo presente en un contenido mucho más alto (1,58% en peso). El Zn y Cr también están presentes, pero en cantidades muy bajas. Esta composición corresponde al aluminio AA 2024-T4 lo que implica hacer en un futuro un análisis de las probetas a fin de comprobar su coincidencia con el catálogo del fabricante.

Tabla 4-2: Composición química de los materiales base mediante GDOES

Material	Elementos (wt%)							
	Fe	C	Mn	Si	Cu	Al	P	S
AISI 1045	98.41	0.40	0.72	0.22	0.13	0.02	0.01	0.01
AA 2017-T4	Al	Cu	Mn	Mg	Fe	Zn	Cr	Si
	92.92	4.25	0.84	0.8	0.34	0.04	0.01	0.002

4.4. Evolución de la microestructura

En general el aspecto de la unión de soldadura para las condiciones establecidas es simétrica para las condiciones establecidas, la presión de fricción influye principalmente en un efecto flash que generalmente ocurre en el lado del aluminio (Taban et al., 2010). Una presión mecánica mayor conduce a una mayor deformación del material que a su vez provoca un mayor efecto de flash. La unión entre aluminio y el acero comienza desde la región exterior y se dirige hacia el centro. Las secciones transversales de la Figura 4-8, describen las uniones realizadas, así como la microestructura antes de realizar el ataque químico.

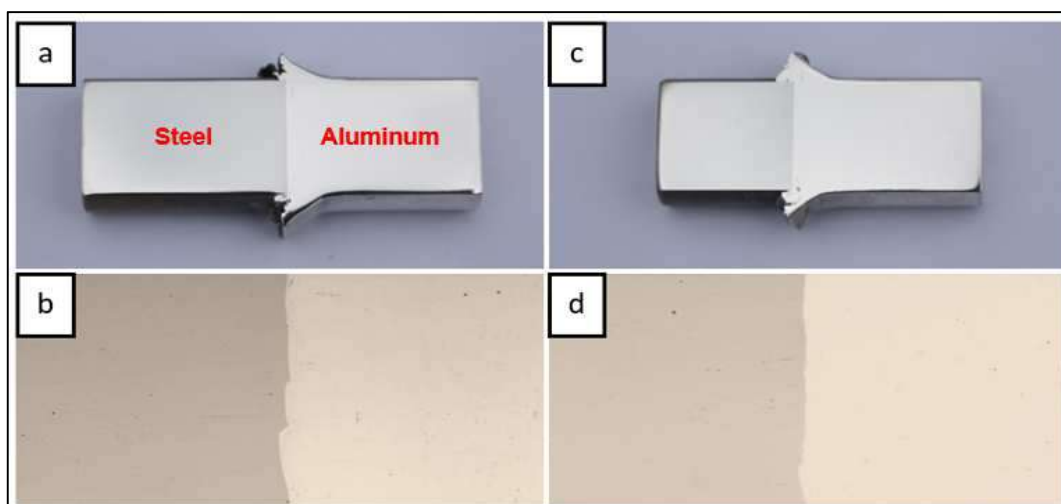


Figura 4-8: Sección transversal de las uniones

- a) Sin asistencia láser (RFW), c) Con asistencia láser (LAFW), b) RFW unión a 100X, d) LAFW unión a 100X.

En la Figura 4-8a se puede observar que existe una menor deformación con respecto a la Figura 4-8c que tiene asistencia láser. La junta soldada de la Figura 4-8b a su vez presenta una unión menos homogénea con respecto a la Figura 4-8d que utiliza la asistencia láser, esto se debe que al utilizar el aporte adicional del láser se favorece a la homogenización del material permitiendo se unan ambos materiales (G. L. Wang, Li, Wang, Xiong, & Zhang, 2018). La calidad de la microestructura respecto a la unión, se verifica realizando el ataque químico, para verificar la deformación del aluminio en el acero. Las Figura 4-9a y 4-9b muestran la unión mediante asistencia láser en la probeta D3 con aplicación láser.

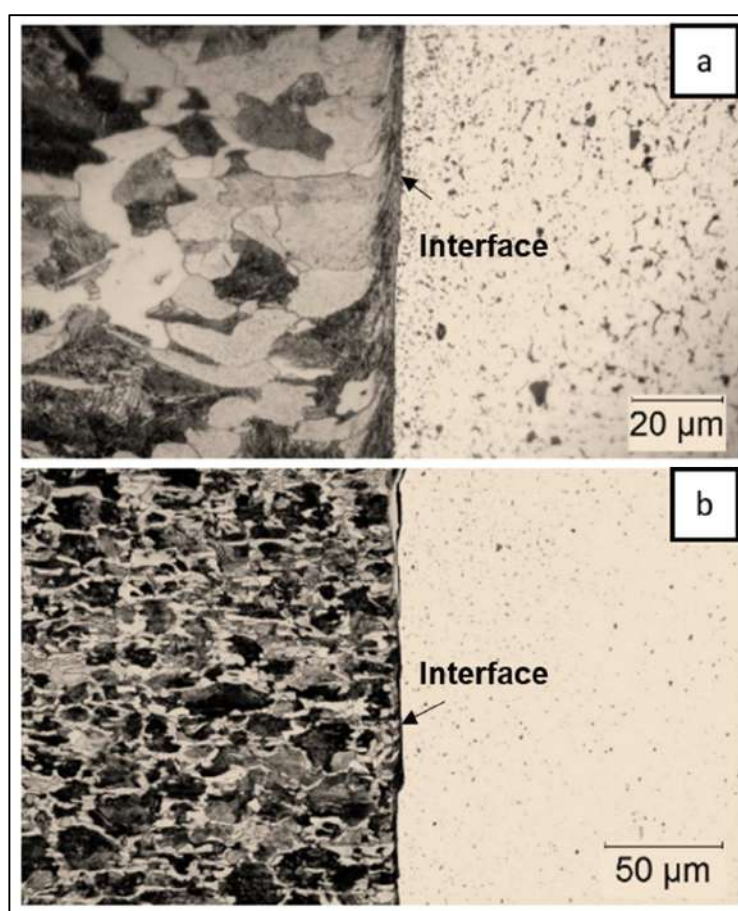


Figura 4-9: Micrografía de la unión acero-aluminio D3 a) 1000X b) 500X

En las Figura 4-109a y 4-9b se puede apreciar al centro una zona afectada termo-mecánicamente (ZATM) de aproximadamente 10 micras y una capa de reacción o interfase Fe-Al de 2 micras, que se analizará adelante mediante un análisis SEM y EDS. En el caso del acero, la zona no deformada mecánicamente (ZND) presenta una matriz conformada por ferrita y perlita en aproximadamente un 40% y un 60% respectivamente. La matriz tiene un porcentaje de carbono de un 0,45% y un tamaño de grano ASTM 6 que corresponden a un acero AISI 1045. La ZATM muestra un ligero refinamiento del grano similar a las los obtenidos por (Yilmaz et al., 2002). Esta zona se caracteriza por un refinamiento mayor del grano, debido a que existe un incremento de la temperatura y rápido enfriamiento. Respecto al aluminio, la ZND presenta una matriz de alfa Al, esto es, solución sólida de Cu en Al, aunque es muy poco el Cu disuelto a temperatura ambiente, y CuMgAl_2 . La matriz tiene un tamaño de grano ASTM 10 que corresponde a un aluminio AA 2017.

Debido a que la ZATM es la zona más crítica, se realiza el análisis con un aumento de 1000x, para las probetas que obtienen un mejor comportamiento en el ensayo de resistencia a la tracción. La Figura 4-10 y Figura 4-11 muestran las zonas ZATM para la probeta T3 sin asistencia láser y D12 con asistencia láser, apreciándose los cambios en la microestructura con mayor resolución. La ZATM presenta un refinamiento del grano similar a las los obtenidos por (Jesudoss Hynes, Nagaraj, & Jennifa Sujana, 2012). Además existe una mayor deformación termo-mecánica comparándola con el material base, producto de la fusión por fricción al tratarse de un material con un menor punto de fusión que el acero.

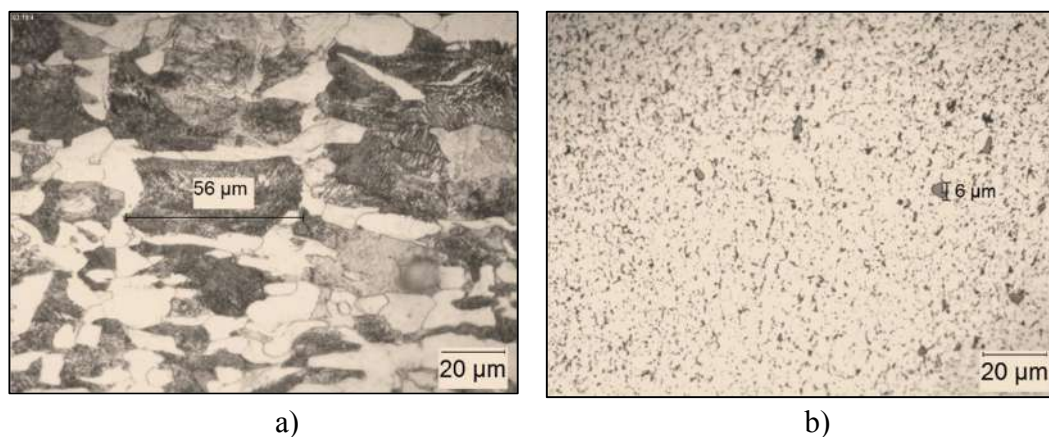


Figura 4-10: Zona ZATM a 1000X probeta T3 a) Acero b) Aluminio

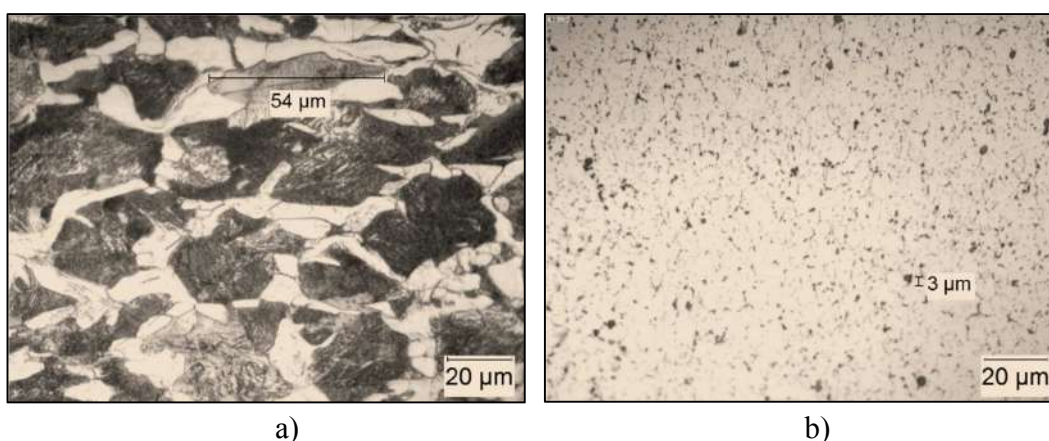


Figura 4-11: Zona ZATM a 1000X probeta D12 a) Acero b) Aluminio

En la Figura 4-10a, se observa que respecto al material base, existe un cambio en la matriz perlita a 54,10%, producto del calentamiento ante la presión de fricción y la velocidad de rotación. El tamaño de grano es ASTM 6 con una dimensión promedio aproximada de 56 micrones. En la Figura 4-10b existe solución sólida de Cu en Al. El tamaño de grano es ASTM 8 y con diámetro máximo de 6 micrones. En referencia a la ZATM de la probeta D12 con asistencia láser se analiza con una amplificación de 1000x como lo describe la Figura 4-11b, se puede observar que existe un cambio en la matriz perlita a 53,51%, producto del calentamiento y rápido enfriamiento producidos por la presión de fricción y la asistencia láser. El tamaño de grano es ASTM 6 con una dimensión

promedio aproximada de 54 micrones. En la Figura 4-11b, existe solución sólida de Cu en Al. Se tiene un tamaño de grano ASTM 9 y un diámetro máximo de 3 micrones, correspondiente a la medida máxima de intermetálicos.

El equipo SEM en las uniones soldadas se analiza: la ZATM y la interfaz de soldadura. Se realiza aumentos a 5000x, 10000x y 35000x. Para todas las muestras en el aluminio hay existe solución sólida de Cu en Al y en el acero hay presencia de Mn. En las Figura 4-12a, b, describen las uniones sin asistencia láser (Probeta T3) y con asistencia láser (Probeta D12) en la Figura 4-12c, d, respectivamente.

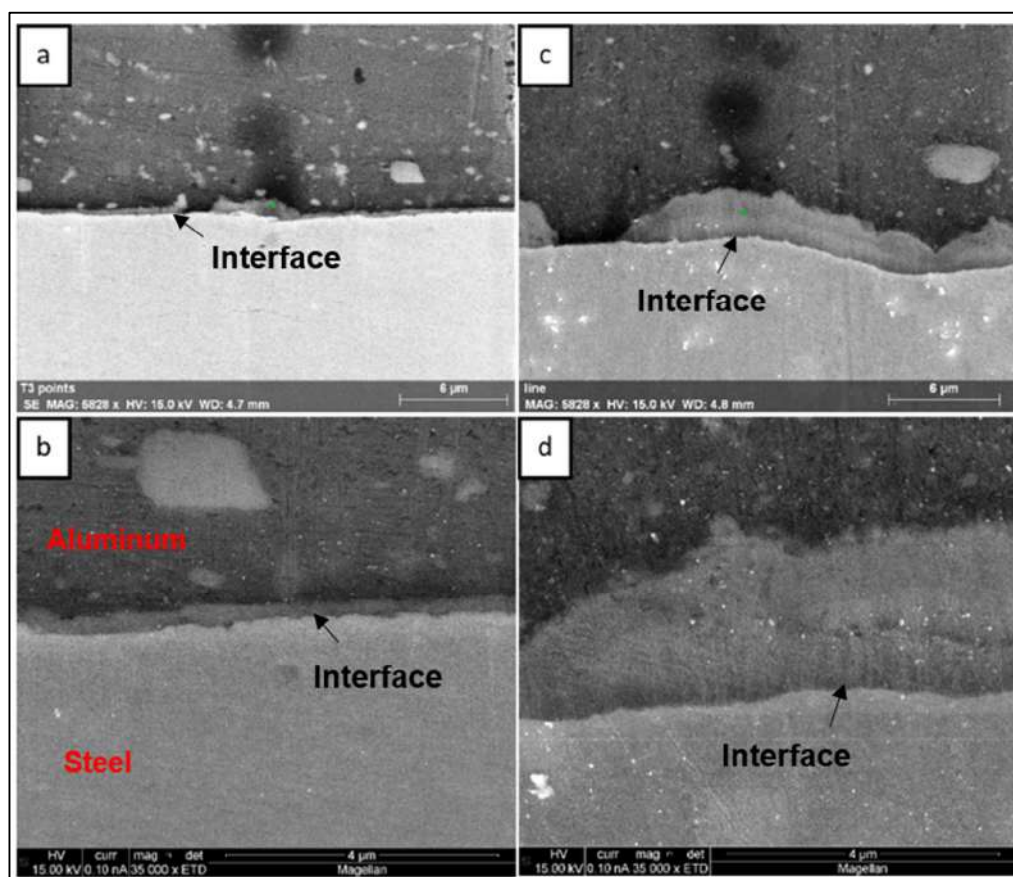


Figura 4-12: SEM de la interfase de soldadura

a) RFW 6000X, b) LAFW 6000X, c) RFW 35000X, d) LAFW 35000X.

En las Figura 4-12 se observa una interfaz de tonalidad distinta a las del acero o Al-Cu en el centro de la unión de soldadura, que viene a ser una capa de reacción entre el Fe y el Al que conforman un compuesto intermetálico AlFe_3 (Mehta, 2019).

La probeta de RFW tiene una capa de reacción AlFe_3 , de aproximadamente 0.4 micrones de espesor, mientras que para el proceso LAFW presenta un espesor superior a 2 micrones. El aumento del espesor está relacionado directamente con la asistencia láser. Cabe recalcar que la probeta D12 presenta una mayor resistencia a la tracción que T3; de acuerdo con (Yilmaz et al., 2002), esta capa no debe ser inferior a 1.5 micrones ni superior a 2.5 micrones, para no ocasionar una disminución en la tenacidad de la unión soldada.

Por otro lado, el cobre se concentra en la interfaz (zona reactiva) pero no de manera homogénea, sino que en forma discontinua en la interfaz Al. Esto se debe a que el Cu no es miscible con el Fe y posee una solubilidad baja en el Al.

Mediante la técnica WDS se realizó la medición de la composición química puntual a 12 micrones a cada lado de la interfaz, en la zona Al-Cu hay Fe (por tratarse de un duraluminio), pero al parecer no ocurre lo mismo en el acero. Las tablas 4-3 y 4-4 muestran los componentes obtenidos en la unión para T3 y D11 respectivamente, además de sus porcentajes.

Tabla 4-3: Análisis WDS de la unión T3

Elemento	Distancia (um)						
	-12	-8	-4	0	4	8	12
Mg 12	0,06	0,07	0,13	1,8	2,58	2,65	2,56
Al 13	0,23	0,26	0,49	61,75	91,92	91,73	92,28
Mn 25	1,23	0,96	1,02	0,85	0,5	0,61	0,59
Fe 26	97,13	97,39	96,99	21,87	1,3	0,99	0,72
Cu 29	1,35	1,33	1,38	13,74	3,7	4,03	3,85

Tabla 4-4: Análisis WDS de la unión D11

Elemento	Distancia (um)						
	-12	-8	-4	0	4	8	12
Mg 12	0,03	0,08	0,06	0,88	2,71	3,21	2,54
Al 13	0,12	0,16	2,45	57,59	91,62	93,09	90,49
Mn 25	1,14	1,15	1	0,65	0,74	0,48	1,24
Fe 26	99,36	96,81	95,09	37,46	1,6	0,73	1,19
Cu 29	0,82	1,8	1,4	3,41	3,33	2,49	4,54

Adicionalmente la Figura 4-13 y Figura 4-14, representan la composición a lo largo de la sección transversal de las uniones soldadas, para las probetas T3 y D12 a 12 micrones del centro.

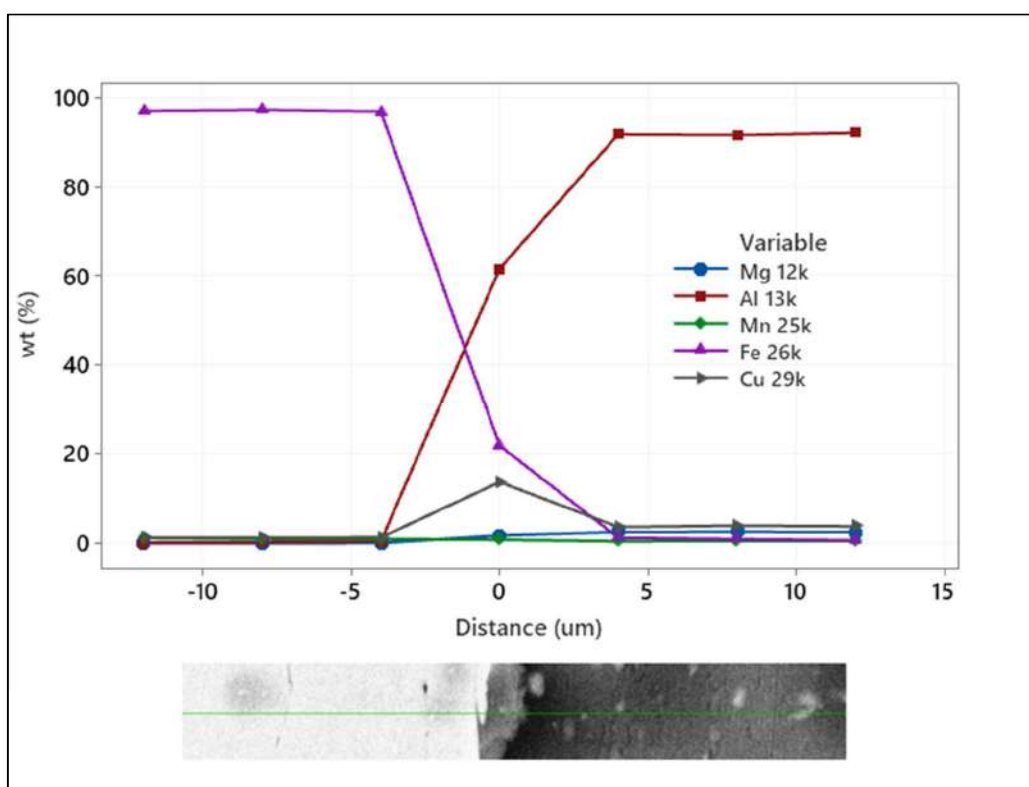


Figura 4-13: Análisis de composición química en la interfaz de soldadura RFW
(Al lado izquierdo se encuentra acero y al derecho aluminio)

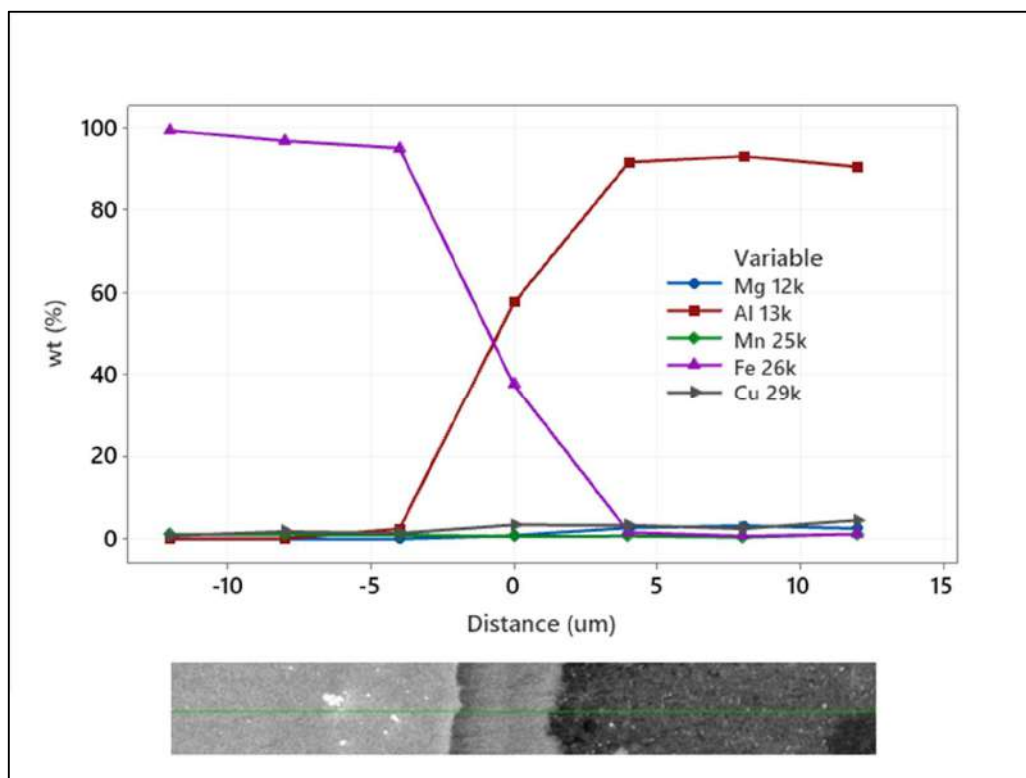


Figura 4-14: Análisis de composición química en la unión LAFW
(Al lado izquierdo se encuentra acero y al derecho aluminio)

En la izquierda se puede distinguir la aleación de acero, la junta muestra un contraste claro y para el aluminio la junta muestra el contraste más oscuro, como se describe en la Figura 4-13 en la que realiza un escaneo de línea de hierro, aluminio, cobre, manganeso y magnesio. En la zona central muestra claramente una capa de intermetálico, de un tipo Fe_3Al y $\text{Al}(\text{Fe}, \text{Cu})$, además se muestra el elemento cobre que no está disuelto. Estos resultados se grafican a partir de la tabla 4-1 y son similares a los resultados obtenidos en: (Seli, Ismail, Rachman, & Ahmad, 2010b). Con respecto a la Figura 4-14 existen varias diferencias puesto que por la asistencia térmica del láser y la presión de fricción se produce una mayor cantidad de compuestos intermetálicos del tipo Fe_3Al . Se puede observar que se ha disminuido la cantidad de cobre con relación a la probeta sin asistencia láser, esto debido a que el mismo se esparció alrededor de la interfaz. Para ambos casos se puede notar que la interfaz se encuentra a -4 y +4 micrones de la línea de centro.

Los valores de mediciones para análisis WDS para la unión sin tratamiento láser los describe la Tabla 4-5. En la misma se puede observar que existen elementos predominantes en la interfaz como el Al, Fe y el Cu en mínimas cantidades. Los números de moles se determinan para el Al y para el Fe, cuyos valores son 1,768 y 0,401 respectivamente. La relación entre Fe/Al para este análisis es 0,22651 lo que significa que se tiene una equivalencia de FeAl_5 en porcentaje de área.

Tabla 4-5: Análisis WDS de la unión sin aplicación láser

Spectrum	C	O	Mg	Al	Si	S	Mn	Fe	Cu	Peso Al gr/mol	Peso Fe gr/mol	Moles Al	Moles Fe	Relación Fe/Al
c 1.txt	13,1	9,48	1,20	41,8	4,08	0,01	0,38	26,7	3,28	26,98	55,84	1,768	0,401	0,22651
c 2.txt	13,3	9,88	1,34	42,1	3,47	0,04	0,50	25,7	3,62					
c 3.txt	8,33	7,92	1,55	50,4	3,61	0,00	0,41	24,3	3,46					
c 4.txt	7,16	10,5	1,54	50,7	3,82	0,00	0,38	23,3	2,58					
c 5.txt	10,9	16,1	1,38	43,4	5,96	0,00	0,31	19,9	2,06					
c 6.txt	10,1	11,2	1,42	47,2	2,85	0,00	0,43	23,2	3,50					
c 7.txt	7,94	12,9	1,52	50,6	2,64	0,03	0,39	20,4	3,65					
c 8.txt	6,52	15,1	1,50	52,1	3,39	0,01	0,32	18,5	2,55					
c 9.txt	12,9	11,9	1,33	46,6	2,55	0,01	0,39	22,1	2,19					
c 10.txt	8,31	11,3	1,67	52,2	2,40	0,05	0,38	19,6	4,11					
Mean value:	9,86	11,6	1,45	47,7	3,48	0,02	0,39	22,4	3,10	26,98	55,84	1,768	0,401	0,22651
Sigma:	2,57	2,51	0,14	4,08	1,04	0,02	0,05	2,76	0,70					
Sigma mean:	0,81	0,79	0,04	1,29	0,33	0,01	0,02	0,87	0,22					

Por otro lado, en la unión con tratamiento láser descrito en la Tabla 4-6, se puede observar que existen elementos predominantes en la interfaz como el Al, Fe y el Cu no aparece en valores probablemente a la zona de medición o a su vez por el efecto del tratamiento láser. Se ha determina el número de moles para el Al y para el Fe que es 1,768 y 0,401 respectivamente. La relación entre Fe/Al para este análisis es 0,22651 lo que significa que se tiene una equivalencia de FeAl_2 en área.

Tabla 4-6: Análisis WDS de la unión con aplicación láser

Spectrum	C	O	Mg	Al	Si	Mn	Fe	Peso Al gr/mol	Peso Fe gr/mol	Moles Al	Moles Fe	Relación Fe/Al
C 1.spx	12,9	7,64	1,00	25,5	1,11	0,43	51,4	26,98	55,84	1,261	0,62	0,49185
C 2.spx	11,3	13,3	1,32	38,4	2,92	0,34	32,5					
C 3.spx	19,9	11,2	0,83	22,7	1,78	0,35	43,3					
C 4.spx	12,4	10,4	1,16	31,8	1,84	0,34	42,0					
C 5.spx	14,8	8,31	1,06	30,5	1,48	0,42	43,5					
C 6.spx	11,5	13,3	1,34	41,7	3,03	0,30	28,8					
C 7.spx	14,5	15,9	1,04	28,9	2,55	0,37	36,8					
C 8.spx	8,11	15,9	1,39	50,4	6,58	0,25	17,4					
C 9.spx	14,6	13,2	1,17	35,6	2,67	0,32	32,4					
C 10.spx	18,4	22,5	1,08	34,7	4,95	0,20	18,2					
Mean value:	13,8	13,2	1,14	34,02	2,89	0,33	34,6					
Sigma:	3,46	4,33	0,18	8,12	1,68	0,07	11,1					
Sigma mean:	1,09	1,37	0,06	2,57	0,53	0,02	3,5					

Los difractogramas de las uniones soldadas XRD en la unión sin aplicación láser de la Figura 4-15, indican las fases típicas del acero SAE 1045 (BCC) y de la aleación de aluminio 2017 (FCC). En este espectro todos los peaks son identificados y no se detecta la presencia de peaks adicionales que puedan diferenciarse de los anteriormente encontrados. Según el análisis EDS, del intermetálico presente, se tendría la composición de $Al_5 Fe$.

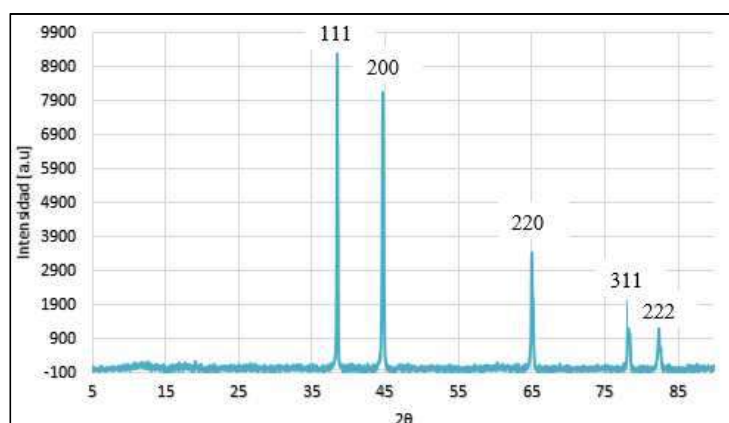


Figura 4-15: Análisis XRD en el centro de la probeta sin aplicación láser

Los 5 planos cristalográficos que difractan en el Al son (111), (200), (220), (311), (222). El parámetro de red FCC es de 4,050 Å para el aluminio, para la interfase sin láser es de 4,054 Å y para la interfase con láser es 4,055 Å. En cambio, para el Fe, los planos son 3 (110), (200), (211). El parámetro de red para el Fe es 2,866 Å, para la interfase con láser es de 2,865 Å y sin láser es 2,866 Å. No obstante, según Gogebakan (2009) al comparar los patrones de difracción obtenidos, las fases en las uniones con láser y sin láser, podrían corresponder a una fase β (AlFeCu), fase Γ (AlCuFe) y fase ω (Al₇Cu₂Fe). En la unión tratada con láser de la Figura 4-16, se observa que los peaks en el centro coinciden con los peaks del Al (FCC), pero están levemente desplazados hacia menores valores del ángulo (2θ) que son más intensos. Lo cual indica que posiblemente existe un intermetálico rico en Al y con fase cúbica tipo FCC.

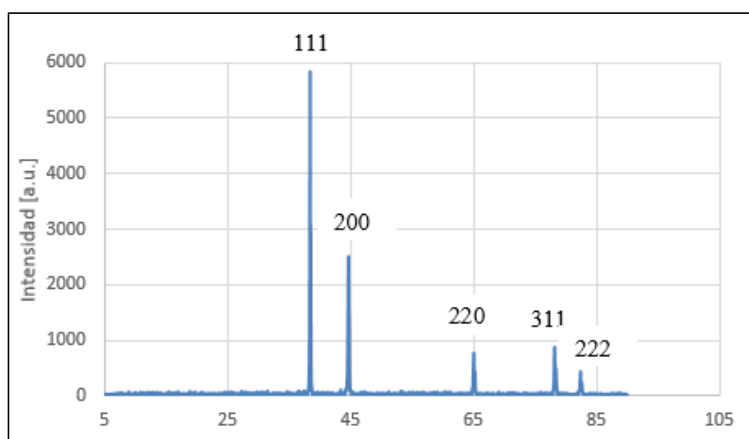


Figura 4-16: Análisis XRD en la unión de la probeta con aplicación láser

Del análisis WDS, se estima un intermetálico de composición cercana a Al₂Fe. El espesor de la interfase de unión al ser muy delgada (micrones), ocasiona que el spot del XRD (5 mm), capture mayoritariamente la información tanto del lado del Al como realiza el Fe, dificultando diferenciar la información de la interfase. Utilizando esta técnica, se realiza mediciones de las probetas en la zona fracturada. De esta manera se obtuvieron 4 superficies, 2 superficies de acero y aluminio sin aplicación laser y 2 superficies de aluminio con aplicación láser. La Figura 4-17 describe los peaks obtenidos.

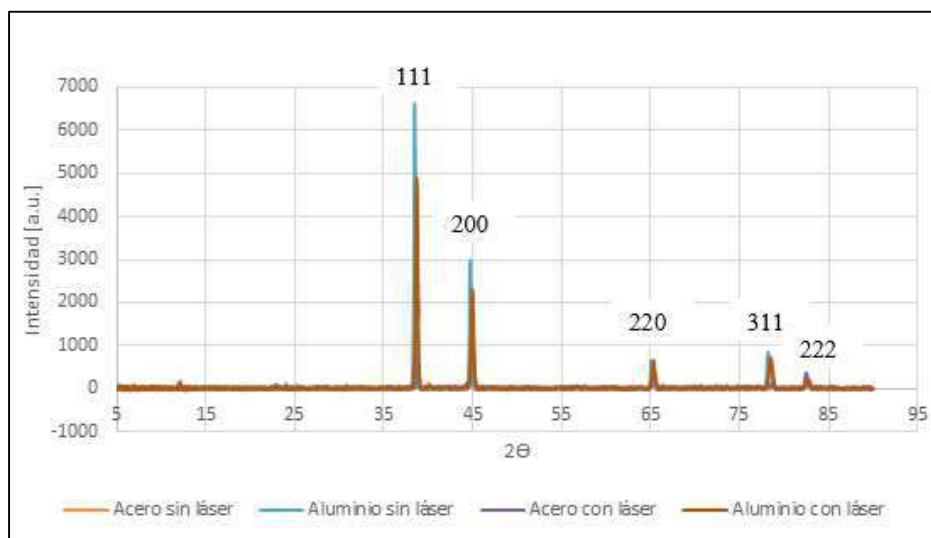


Figura 4-17: Análisis XRD en la fractura de la unión con y sin aplicación láser

En la unión tratada con láser se observa que los peaks en el centro coinciden con los peaks del Al (FCC), pero están levemente desplazados hacia menores valores del ángulo (2θ) que son más intensos. Lo cual indica que posiblemente existe un intermetálico rico en Al y con fase cúbica tipo FCC. En la unión sin aplicación láser, también se observan las fases típicas del acero SAE 1045 (BCC) y de la aleación de aluminio 2017 (FCC). En este espectro todos los peaks son identificados y no se detecta la presencia de peaks adicionales que puedan diferenciarse de los anteriormente encontrados. Para el análisis de XRD la precisión del equipo es de 5 mm en diámetro de área iluminada y 0,5 micras en profundidad. Considerando que en el análisis SEM se determina que la capa de reacción es de hasta 2 micras, la medición de los peaks no permite determinar con exactitud la presencia de compuestos intermetálicos debido a que son demasiado pequeños y muy cercanos a los peaks característicos el aluminio. Por lo tanto, se recomienda en futuras investigaciones utilizar la técnica de microscopía electrónica de transmisión (TEM) *Transmission electron microscopy* puesto a que la misma tiene mayor resolución y precisión.

4.5. Ensayos de dureza

En la Figura 4-18 se observa la huella dejada por indentador en la interfaz acero- aluminio, como se puede ver es una marca que no es simétrica indicando que la microdureza es diferentes en ambos materiales. La Figura 4-19 muestra el proceso de medición de cada parte del proceso.

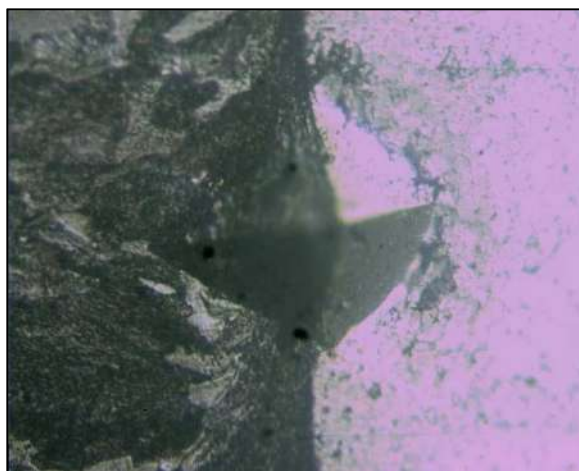


Figura 4-18: Indentación en la interfase de soldadura

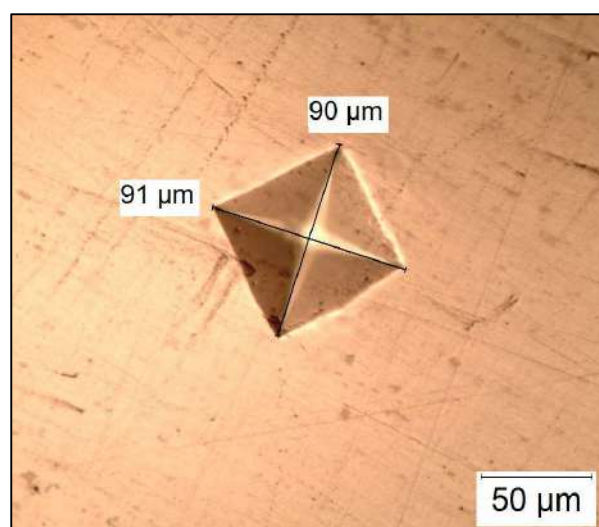
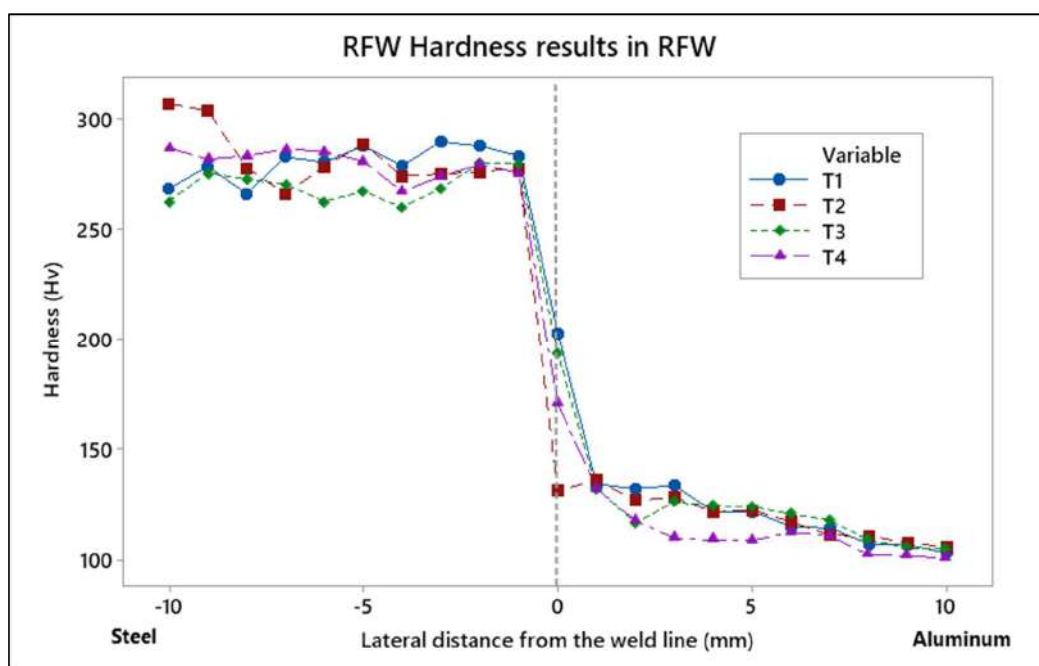


Figura 4-19: Medición de microdureza en la aleación de aluminio

En la Figura 4-20(a), se presenta el perfil de microdureza junto en el interfaz de soldadura para RFW. En el lado izquierdo, la dureza Vickers promedio se encuentra dentro de un rango de 277.9 ± 9.2 HV para la aleación de acero, y para la aleación de aluminio, el rango de variación fue 114.7 ± 4.5 HV. La Figura 4-20(b) muestra la variación en el perfil de dureza junto con el cordón de unión para LAFW. Para la aleación de acero, los valores de dureza caen dentro de 285.6 ± 7.1 HV, y para la aleación de aluminio, el rango es de alrededor de 117.1 ± 4.1 HV. Estos resultados sugieren que la integridad de los materiales tanto de acero como de aleación de aluminio no varían considerablemente debido a la entrada de energía del rayo láser. La Figura 4-21 muestra el gráfico de intervalo para el proceso RFW convencional en el lado izquierdo y el proceso LAFW en el lado derecho para evaluar la dureza. Además, solo una ligera caída en el valor medio de dureza Vickers da como resultado el proceso LAFW (165 HV) en comparación con el proceso RFW (170 HV) medidos en la interfaz. La zona afectada termo-mecánicamente en este caso mide 1mm a cada lado.



(a)

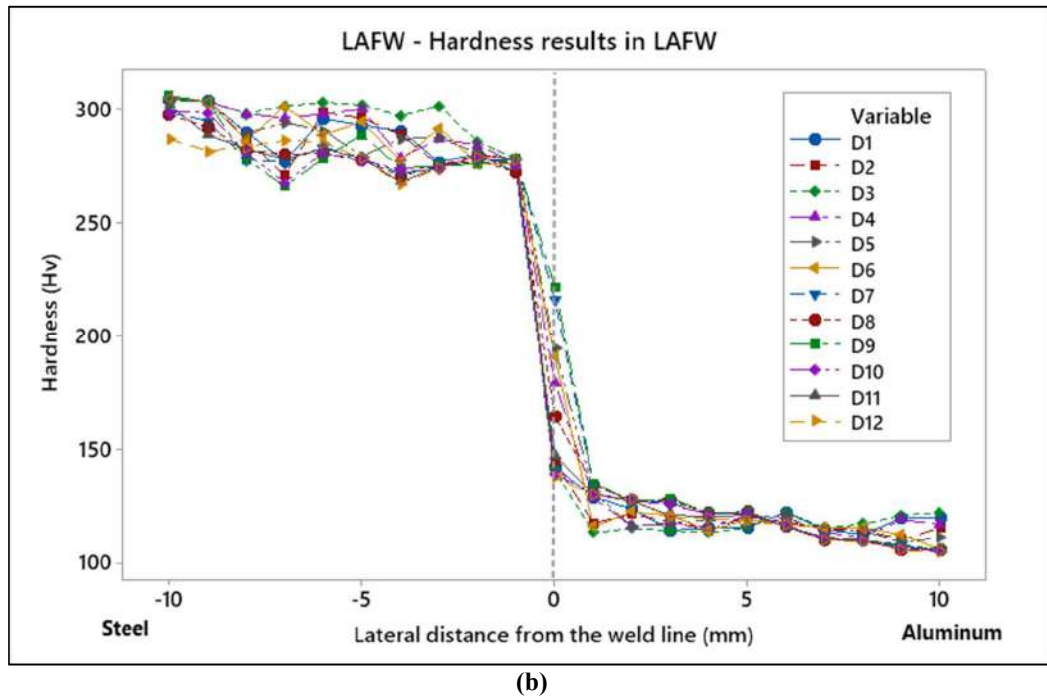


Figura 4-20: Microdureza Vickers en la interfase: a) RFW b) LAFW.

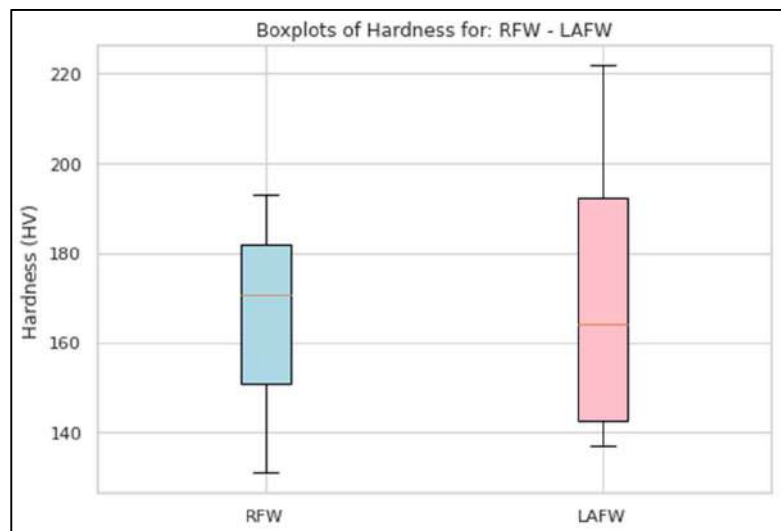


Figura 4-21: Diagrama de evaluación de microdureza en RFW vs. LAFW

El valor de la mediana de dureza Vickers se muestra como una línea horizontal.

4.6. Simulación por elementos finitos

La simulación de elementos finitos se implementa como complemento al proceso RFW utilizando ANSYS ACADEMIC 2020. La misma tiene un carácter de investigativa, puesto que se requieren mayores recursos para correlacionar un modelo computacional con el experimental. Sin embargo por expandir la línea de investigación, para este modelo, se aplica una presión de 21 MPa en el límite del lado derecho de aluminio, fijando el límite de acero en el lado izquierdo (Figura 4-22).

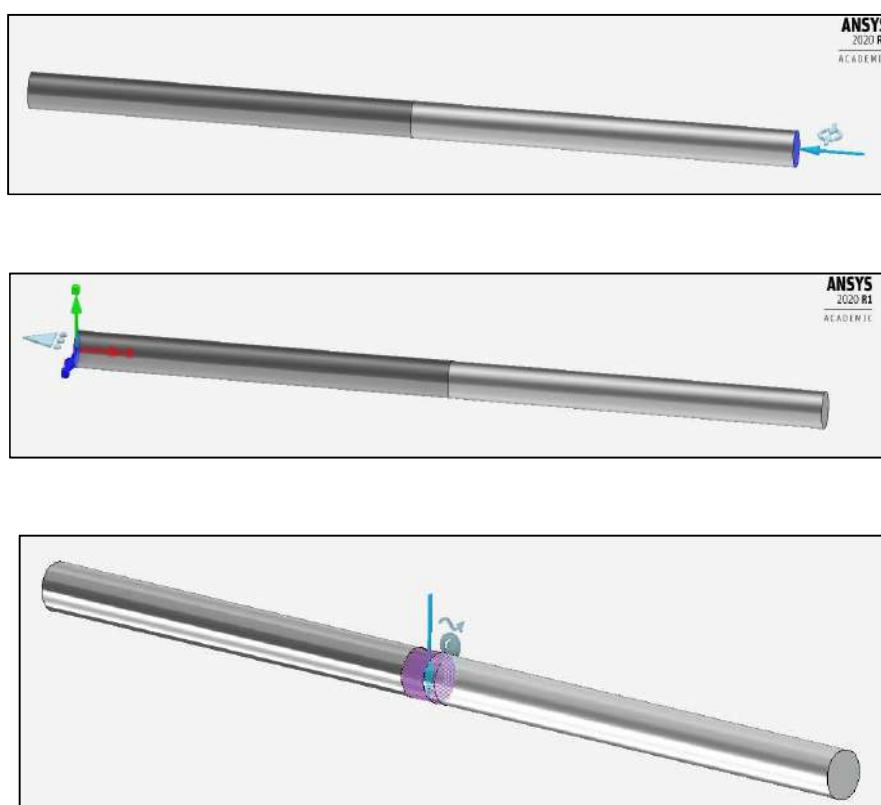


Figura 4-22: Pasos de la simulación del proceso LAFW

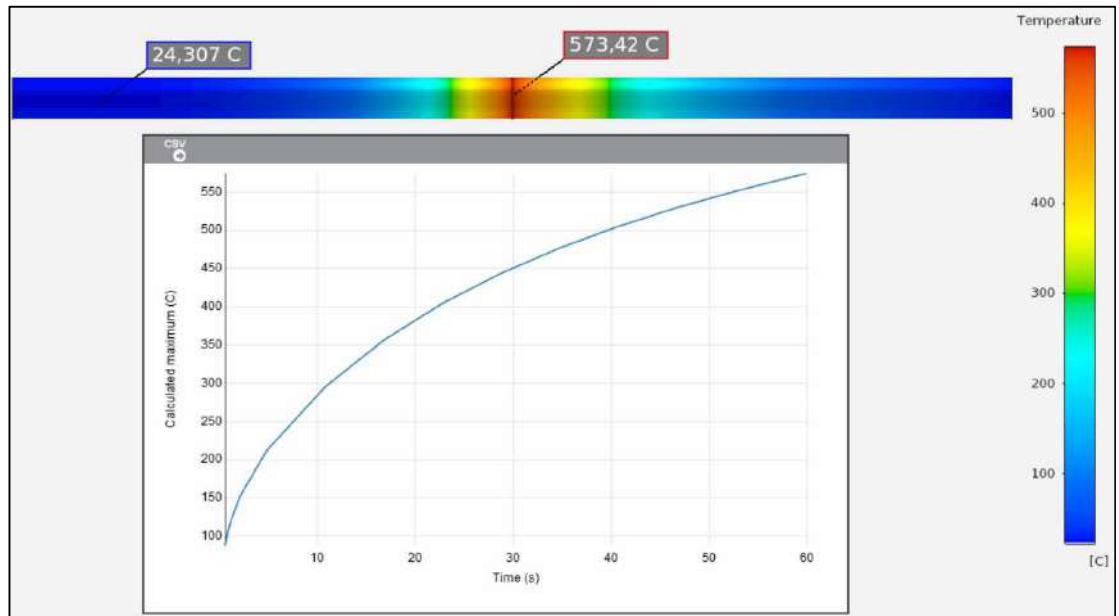
a) soporte fijo, b) presión, c) asistencia láser

La conductividad térmica de los cilindros de aluminio y acero se considera como 170 y $60.5 \text{ Wm}^{-1} \text{ K}^{-1}$ y la difusividad de 7 E^{-05} y $1.2 \text{ E}^{-05} \text{ m}^2 \text{ s}^{-1}$, respectivamente. Se aplica un

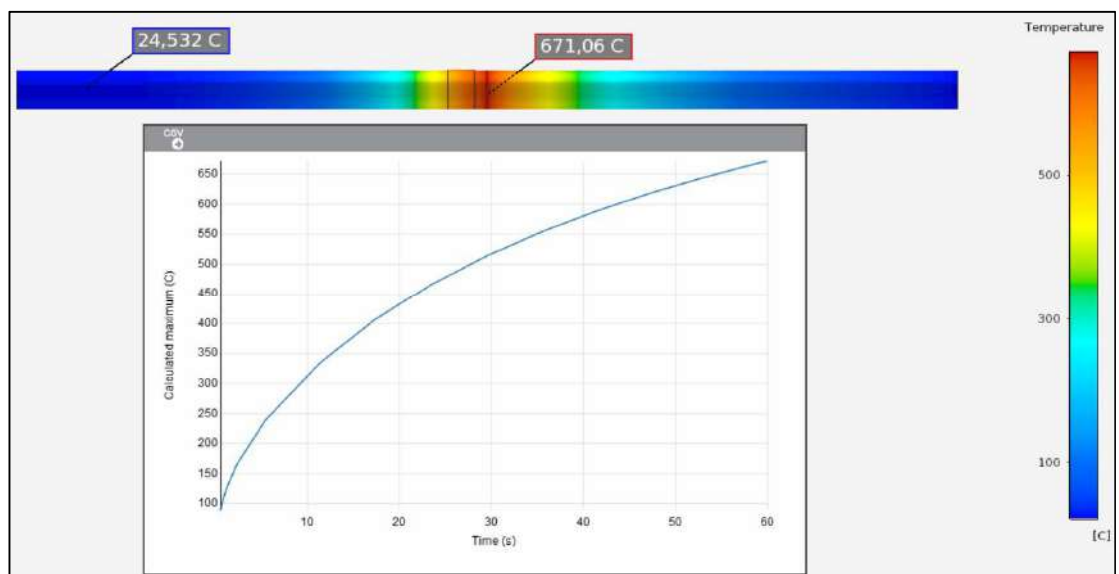
flujo de calor interno de 2.79 Wmm^{-2} debido al proceso de fricción en la interfaz. Además, se considera un coeficiente de fricción de 0.47 entre la interfaz aluminio-acero durante el proceso de simulación. Por otro lado, la simulación del proceso LAFW se analiza en un modo de transferencia de calor fluido-sólido utilizando ANSYS. El efecto del haz láser se simula como un anillo de calor de 120 W distribuido uniformemente sobre el manto del cilindro de acero debido a su rotación. Finalmente, las mismas condiciones de contorno utilizadas en el proceso RFW se aplicaron al proceso LAFW.

La Figura 4-23(a) muestra la distribución y evolución del campo de temperatura en la interfaz para el proceso RFW. En la Figura 4-23(b) se puede observar que el cilindro de acero aumenta su temperatura debajo del haz láser hasta $933 \text{ }^{\circ}\text{K}$, mientras que el gradiente térmico a través de la barra de aluminio permanece inalterado debido a su mayor conductividad térmica y bajo tiempo de interacción. En la interfaz, la temperatura aumenta de $846 \text{ }^{\circ}\text{K}$ a cerca de $944 \text{ }^{\circ}\text{K}$; al ser ligeramente superior al punto de fusión del aluminio se recomienda medir experimentalmente con una termocupla para establecer una corrección al modelo.

Por otro lado, en la Figura 4-24(a) y (b) se observan cómo la distribución del campo de desplazamiento en la interfaz de unión es más pronunciada en la barra de aluminio con una magnitud aumentada cercana a 75 micrones cuando el haz láser actúa sobre el eje de acero, lo que indica un ablandamiento del aluminio.



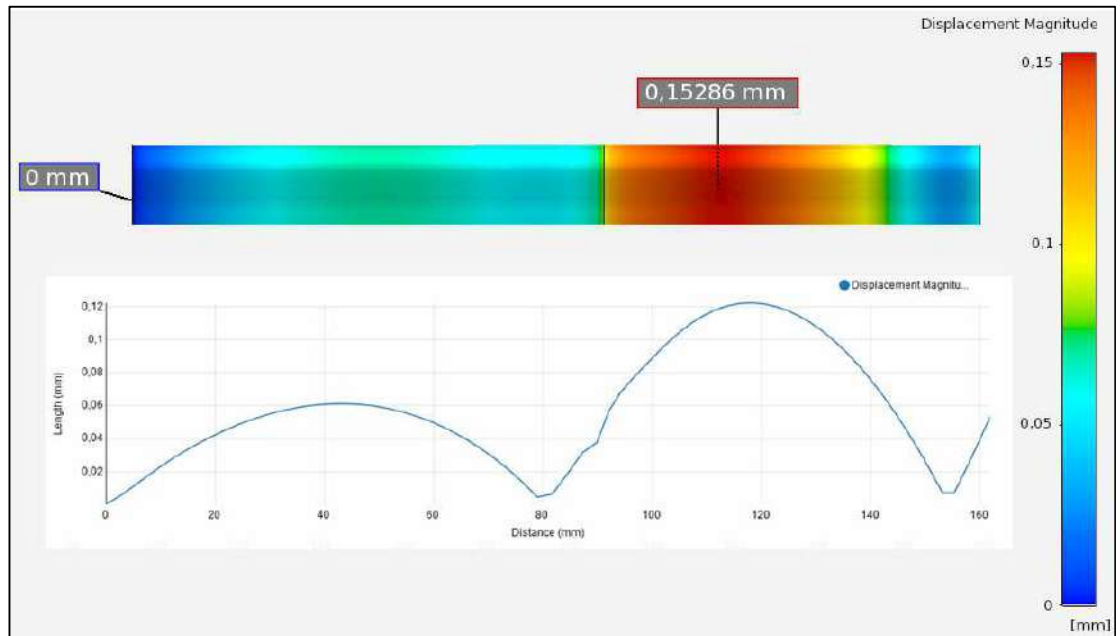
(a)



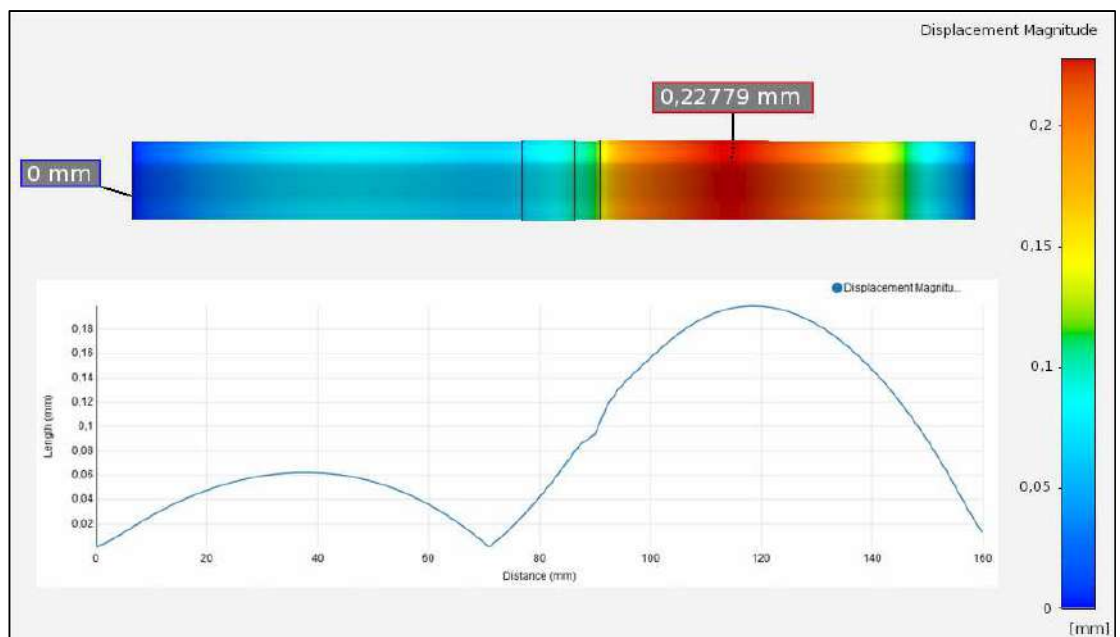
(b)

Figura 4-23: Distribución y evolución del campo de temperatura en la interfaz

a) RFW, b) LAFW



(a)



(b)

Figura 4-24: Distribución del campo de desplazamiento en mm en la interfaz

a) RFW, b) LAFW

Cabe mencionar que el diseño experimental implementado en este estudio no considera la evaluación de mejoras en el tiempo de procesamiento, ya que se utilizan los mismos niveles de velocidad de rotación (rpm) y presión (MPa) tanto en el proceso RFW como en el proceso de LAFW. La entrada de calor del láser es la principal diferencia entre los dos procesos. No obstante, el hecho de que la capa intermetálica creciera de 0,4 micrones después del RFW a 2 micrones después del LAFW permite estimar indirectamente una relación de procesamiento de tiempo de la siguiente manera:

$$\frac{t_{LAFW}}{t_{RFW}} = \left(\frac{2.0}{0.4}\right)^2 \frac{D(T_{RFW})_{Fe-FeAl}}{D(T_{LAFW})_{Fe-FeAl}}$$

$$\frac{t_{LAFW}}{t_{RFW}} = 25 \frac{D_o \exp\left(-\frac{\Delta Q_D}{K_B T_{RFW}}\right)_{Fe-FeAl}}{D_o \exp\left(-\frac{\Delta Q_D}{K_B T_{LAFW}}\right)_{Fe-FeAl}} \quad (4.1)$$

$$\frac{t_{LAFW}}{t_{RFW}} = 25 \exp\left(-\frac{\Delta Q_D}{K_B} \left(\frac{1}{T_{RFW}} - \frac{1}{T_{LAFW}}\right)\right)_{Fe-FeAl}$$

En esta ecuación, ΔQ_D corresponde a la entalpía de activación para la difusión de Fe en el aluminio y K_B es la constante de Boltzmann; la constante de difusión D_o se cancela. Los valores de temperatura promedio se estiman preliminarmente usando el modo de transferencia de calor fluido-sólido ANSYS ACADEMIC 2020 a 30 s (es decir, la mitad del tiempo total del proceso de fricción con y sin asistencia de láser). Estos valores llegan a ser $T_{RFW} = 723$ °K y $T_{LAFW} = 788$ °K. A estas temperaturas, el coeficiente de difusión de Fe en aluminuros de hierro, obtenido de (Mehrer, Eggersmann, Gude, Salamon, & Sepiol, 1997), correspondió a un aumento de 20 veces, de 10^{-21} m²/s a 2×10^{-20} m²/s, respectivamente. Esto produce una relación de tiempo de proceso de aproximadamente $25 \times 0,05 = 1,25$, que es un aumento de ~ 25% en la velocidad del proceso. Esta aproximación es prometedora en términos del rendimiento de eficiencia energética del LAFW frente al RFW.

4.7. Discusión de los resultados

Respecto a los resultados del ensayo de tracción, en la investigación se obtiene un valor de UTS máximo de 215 MPa para el proceso de soldadura por fricción con asistencia láser, mientras que para el proceso convencional sin tratamiento térmico se obtiene un valor máximo de 171 MPa. Si se compara con la aleación de aluminio, se tiene que la resistencia última a la tracción alcanza un valor cercano al 60 % del UTS. Los resultados estadísticos muestran que la potencia láser es el parámetro que rige el comportamiento frente a tracción.

En cuanto a la caracterización de la microestructura, el parámetro de interés es el espesor de la capa de intermetálicos. El proceso con asistencia láser muestra una interfaz de 2 micras, mientras que para el proceso convencional se obtuvo 0.5 micras. Cuando la capa intermetálica generada es más gruesa, se tiene un fortalecimiento del interfaz; sin embargo hay que tener especial cuidado, ya que estos compuestos presentan gran dureza pero muestras mayor fragilidad.

En relación a la simulación por elementos finitos se puede evidenciar la influencia del haz láser sobre el campo de temperaturas y desplazamientos alrededor del interfaz de soldadura al alcanzar mayor temperatura, acelera el proceso de difusión y por tanto se obtiene un proceso más eficiente.

CONCLUSIONES

A través del desarrollo del presente trabajo se valida la hipótesis planteada. La cual establece que mediante la asistencia de un haz láser como método de tratamiento térmico en un proceso de soldadura por fricción rotatoria se obtiene uniones soldadas con mejores propiedades mecánicas en comparación con un proceso convencional RFW.

Se obtiene que la aplicación del láser mejora la resistencia última a la tracción; para el proceso de soldadura por fricción RFW se tiene un valor promedio UTS de 119 MPa, mientras que para el proceso con asistencia láser LAFW se tiene un valor UTS de 152 MPa, esto representa un incremento de alrededor del 28 %. Es importante señalar que la potencia del láser se desacopla de la potencia de fricción, actuando indirectamente aumentando la distribución de temperatura en el lado del acero antes del inicio del proceso de fricción.

Para el proceso convencional RFW, la aplicación del láser no modifica sustancialmente la micro dureza, obteniendo una microdureza promedio de $174,3 \pm 28$ HV, mientras que para el proceso de LAFW se tiene una microdureza de $167,8 \pm 30$ HV. Existe una falta de endurecimiento por solución sólida debido a la lenta difusión de Cu en el lado de Fe desde el lado de Al. Esta es una consecuencia favorable ya que no hay alteración en su integridad material.

La asistencia térmica del láser conduce a un aumento del espesor de la capa de reacción. En este caso, se observa un aumento de cinco veces. Se debe enfatizar que la capa de reacción no debe exceder de 2.5 micrómetros de ancho para no comprometer la resistencia a la tracción. El aumento esperado de la temperatura de la interfase debido al precalentamiento del láser del lado del acero y la posterior presión de fricción se asocia con un aumento en el desplazamiento relativo entre los materiales debido al ablandamiento, favoreciendo el engrosamiento de la capa de reacción en la interfase de la junta que está dominada por el fenómeno de difusión másica.

Respecto a la evolución de la microestructura, hay una ligera reducción del tamaño de grano en el lado del acero después de utilizar la asistencia térmica láser. En el proceso de

LAFW también se homogeneiza la microestructura dentro de la zona afectada por el calor. El aumento esperado de temperatura por el precalentamiento del láser puede inducir cierto grado de recuperación dinámica y posiblemente recrystalización en las proximidades de la interfaz.

Los compuestos intermetálicos presentes en la capa de reacción se han homogeneizados, lo que corrobora los resultados positivos de la prueba de tracción. También existe una aproximación entre las mediciones de composición química elemental por GDOES y WDS.

De la medición EDS realizadas sobre las uniones con y sin láser, se determina que el intermetálico resultante del proceso láser posee mayor cantidad de Fe respecto al proceso sin tratamiento láser (Al_2Fe vs Al_5Fe). Lo anterior causado por una mayor tasa de difusión de átomos de Fe en el Al producto de la mayor temperatura que genera el tratamiento láser.

La medición XRD no permite observar la presencia de peaks asociados al posible intermetálico debido en parte a la reducida dimensión de la capa de reacción en la interfaz de soldadura y por la alta similitud de la estructura atómica de éste con la fase (FCC) del aluminio.

A partir del aumento en el espesor de la capa de reacción en la interfaz de soldadura, a través de una simulación de temperatura termo-mecánica por elementos finitos es posible estimar la longitud de difusión y predecir el incremento (25 %) en la velocidad del proceso de soldadura por fricción rotatoria cuando se aplica un haz láser como método de tratamiento térmico, acelerando el proceso de soldadura.

TRABAJO FUTURO

La asistencia de un haz láser como método de precalentamiento se ha estudiado verificando que las uniones de materiales disímiles son factibles. Bajo este antecedente se pueden desarrollar nuevos experimentos en uniones de acero-cobre, acero – bronce y acero inoxidable – aluminio. En los procesos RFW al momento no se reportan estudios que combinen la asistencia de un haz láser, por lo tanto, existe un amplio campo a investigar. Adicionalmente se podría implementar tratamientos térmicos post-calentamiento puesto que es una variable no considerada y que en otros materiales podría brindar mejores resultados, además de una modelación comparativa entre procesos.

BIBLIOGRAFÍA

- Ahmad, M. N., Uday, M. B., Zuhailawati, H., & Ismail, A. B. (2010). Microstructure and mechanical properties of alumina-6061 aluminum alloy joined by friction welding. *Materials in Engineering*, 31(2), 670–676.
- Campanelli, S. L., Casalino, G., Casavola, C., & Moramarco, V. (2013). Analysis and comparison of friction stir welding and laser assisted friction stir welding of aluminum alloy. *Materials*, 6(12), 5923–5941. <https://doi.org/10.3390/ma6125923>
- Cary, H. B. (1992). *Manual de Soldadura Moderna*. (H. A. Espinoza, Ed.) (Vol. Segunda). México: Prentice-Hall Hispanoamericana S.A.
- Celik, S., & Ersozlu, I. (2009). Investigation of the mechanical properties and microstructure of friction welded joints between AISI 4140 and AISI 1050 steels. *Materials & Design*, 30(4), 970–976. <https://doi.org/http://dx.doi.org.ezproxy.puc.cl/10.1016/j.matdes.2008.06.070>
- Cerri, E., & Leo, P. (2013). Influence of high temperature thermal treatment on grain stability and mechanical properties of medium strength aluminium alloy friction stir welds. *Journal of Materials Processing Technology*, 213(1), 75–83. <https://doi.org/http://dx.doi.org.ezproxy.puc.cl/10.1016/j.jmatprotec.2012.09.001>
- D'Alvise, L., Massoni, E., & Walloe, S. J. (2002). Finite element modelling of the inertia friction welding process between dissimilar materials. *Journal of Materials Processing Technology*, 125–126, 387–391. [https://doi.org/10.1016/S0924-0136\(02\)00349-7](https://doi.org/10.1016/S0924-0136(02)00349-7)
- Damodaram, R., Raman, S. G. S., & Rao, K. P. (2013). Microstructure and mechanical properties of friction welded alloy 718. *Materials Science and Engineering: A*, 560(0), 781–786. <https://doi.org/http://dx.doi.org.ezproxy.puc.cl/10.1016/j.msea.2012.10.035>
- Dorronsoro, M. (1996). *La Tecnología láser: fundamentos, aplicaciones y tendencias*. McGraw-Hill.
- Dutta, J., & Manna, I. (2003). Laser processing of materials. *Sadhana - Academy*

- Proceedings in Engineering Sciences*, 28(3–4), 495–562.
- Fujii, H., Cui, L., Tsuji, N., Maeda, M., Nakata, K., & Nogi, K. (2006). Friction stir welding of carbon steels. *Materials Science and Engineering: A*, 429(1), 50–57.
- Fukumoto, S., Tsubakino, H., Okita, K., Aritoshi, M., & Tomita, T. (2000). Amorphization by friction welding between 5052 aluminum alloy and 304 stainless steel. *Scripta Materialia*, 42(8), 807–812.
[https://doi.org/http://dx.doi.org.ezproxy.puc.cl/10.1016/S1359-6462\(00\)00299-2](https://doi.org/http://dx.doi.org.ezproxy.puc.cl/10.1016/S1359-6462(00)00299-2)
- Geng, P., Qin, G., & Zhou, J. (2019). Numerical and experimental investigation on friction welding of austenite stainless steel and middle carbon steel. *Journal of Manufacturing Processes*, 47(September), 83–97.
<https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2019.09.016>
- Hamilton, C., Kopyściański, M., Węglowska, A., Pietras, A., & Dymek, S. (2019). Modeling, microstructure, and mechanical properties of dissimilar 2017A and 5083 aluminum alloys friction stir welds. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture*, 233(2), 553–564.
<https://doi.org/10.1177/0954405417740923>
- Handa, A., & Chawla, V. (2014). Experimental evaluation of mechanical properties of friction welded AISI steels. *Cogent Engineering*, 1(1), 1407–1419.
<https://doi.org/10.1080/23311916.2014.936996>
- Hascalik, A., & Orhan, N. (2007). Effect of particle size on the friction welding of Al₂O₃ reinforced 6160 Al alloy composite and SAE 1020 steel. *Materials in Engineering*, 28(1), 313–317.
- Jabbari, M. (2013). Effect of the Preheating Temperature on Process Time in Friction Stir Welding of Al 6061-T6. *Journal of Engineering*, 2013.
- Jesudoss Hynes, N. R., Nagaraj, P., & Jennifa Sujana, J. A. (2012). Investigation on Joining of Aluminum and Mild Steel by Friction Stud Welding. *Materials and Manufacturing Processes*, 27(12), 1409–1413.
<https://doi.org/10.1080/10426914.2012.667894>
- Kalsi, N., & Sharma, V. (2011). A statistical analysis of rotary friction welding of steel

- with varying carbon in workpieces. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 57(9–12), 957–967.
- Lee, W. B., Yeon, Y. M., Kim, D. U., & Jung, S. B. (2003). Effect of friction welding parameters on mechanical and metallurgical properties of aluminium alloy 5052-A36 steel joint. *Materials Science and Technology*, 19(6), 773–778.
- Li, W.-Y., Yu, M., Li, J., Zhang, G., & Wang, S. (2009). Characterizations of 21-4N to 4Cr9Si2 stainless steel dissimilar joint bonded by electric-resistance-heat-aided friction welding. *Materials & Design*, 30(10), 4230–4235. <https://doi.org/http://dx.doi.org.ezproxy.puc.cl/10.1016/j.matdes.2009.04.032>
- Luo, J., Ye, Y. H., Xu, J. J., Luo, J. Y., Chen, S. M., Wang, X. C., & Liu, K. W. (2009). A new mixed-integrated approach to control welded flashes forming process of damping-tube-gland in continuous drive friction welding. *Materials and Design*, 30(2), 353–358. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2008.04.075>
- Maalekian, M. (2007). Friction welding – critical assessment of literature. *Science & Technology of Welding & Joining*, 12(8), 708–729. <https://doi.org/10.1179/174329307X249333>
- Mehrer, H., Eggersmann, M., Gude, A., Salamon, M., & Sepiol, B. (1997). Diffusion in intermetallic phases of the Fe-Al and Fe-Si systems. *Materials Science and Engineering A*, 239–240(1–2), 889–898. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(97\)00680-1](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(97)00680-1)
- Mehta, K. P. (2019). A review on friction-based joining of dissimilar aluminum-steel joints. *Journal of Materials Research*, 34(1), 78–96. <https://doi.org/10.1557/jmr.2018.332>
- Merklein, M., & Giera, A. (2008). Laser assisted Friction Stir Welding of drawable steel-aluminium tailored hybrids. *International Journal of Material Forming*, 1, 1299–1302.
- Meshram, S. D., Mohandas, T., & Reddy, G. M. (2007). Friction welding of dissimilar pure metals. *Journal of Materials Processing Technology*, 184(1–3), 330–337.
- Mishra, R. S., & Ma, Z. Y. (2005). Friction stir welding and processing. *Materials Science*

- and Engineering R: Reports*. <https://doi.org/10.1016/j.mser.2005.07.001>
- Mitelea, I., & Craciunescu, C. M. (2010). Parameter influence on friction welding of dissimilar surface-carburized/volume-hardened alloyed steels. *Materials in Engineering*, 31(4), 2181–2186.
- Mosey, N. J., & Müser, M. H. (2007). Atomistic modeling of friction. *Reviews in Computational Chemistry*, 25, 67–124.
- Ozdemir, N., Sarsilmaz, F., & Hascalik, A. (2007). Effect of rotational speed on the interface properties of friction-welded AISI 304L to 4340 steel. *Materials in Engineering*, 28(1), 301–307.
- Pérez, C. (2010). Caracterización de las propiedades mecánicas superficiales de aceros dulces con aplicación de tratamiento superficial láser.
- Pires, J. N. (2006). *Welding Robots Technology, System Issues and Application*. (A. Loureiro, G. Bolmsjö, & S. (Online Service), Eds.), *Welding Robots : Technology, System Issues and Application*. London : Springer London.
- Sadeghian, B., Taherizadeh, A., & Atapour, M. (2018). Simulation of weld morphology during friction stir welding of aluminum- stainless steel joint. *Journal of Materials Processing Technology*, 259(February), 96–108. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2018.04.012>
- Sami, B., Ahmet, Y., & Sahin, Z. (2014). *Friction Welding Thermal and Metallurgical Characteristics*.
- Sasidharan, B., & Aneesh, K. (2013). A Comparative Study Of Tensile And Microstructural Characteristics Of Friction Welded Joints And Conventionally Welded Joints Of Aluminium Alloy 6061 (Vol. 2).
- Sathiya, P., Aravindan, S., & Haq, A. N. (2008). Some experimental investigations on friction welded stainless steel joints. *Materials & Design*, 29(6), 1099–1109. <https://doi.org/http://dx.doi.org.ezproxy.puc.cl/10.1016/j.matdes.2007.06.006>
- Sathiya, P., Aravindan, S., & Noorul Haq, A. (2007). Effect of friction welding parameters on mechanical and metallurgical properties of ferritic stainless steel. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 31(11/12), 1076–

1082.

- Seli, H., Ismail, A. I. M., Rachman, E., & Ahmad, Z. A. (2010a). Mechanical evaluation and thermal modelling of friction welding of mild steel and aluminium. *Journal of Materials Processing Technology*, 210(9), 1209–1216.
<https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2010.03.007>
- Seli, H., Ismail, A. I. M., Rachman, E., & Ahmad, Z. A. (2010b). Mechanical evaluation and thermal modelling of friction welding of mild steel and aluminium. *Journal of Materials Processing Technology*, 210(9), 1209–1216.
<https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2010.03.007>
- Shubhavardhan, R. N., & Surendran, S. (2012). Friction welding to join dissimilar metals. *International Journal of Emerging Technology and Advanced Engineering*, 2(7), 200–210.
- Society, A. W. (1997). *Friction Welding*.
- Steen, W. (2010). *Laser Material Processing*. London: Springer London.
- Sun, Y. F., Konishi, Y., Kamai, M., & Fujii, H. (2013). Microstructure and mechanical properties of S45C steel prepared by laser-assisted friction stir welding. *Materials & Design*, 47(0), 842–849.
<https://doi.org/http://dx.doi.org.ezproxy.puc.cl/10.1016/j.matdes.2012.12.078>
- Taban, E., Gould, J. E., & Lippold, J. C. (2010). Dissimilar friction welding of 6061-T6 aluminum and AISI 1018 steel: Properties and microstructural characterization. *Materials and Design*, 31(5), 2305–2311.
<https://doi.org/10.1016/j.matdes.2009.12.010>
- Thomas, W. M., Nicholas, E. D., Needam, J. C., Murch, M. G., Templesmith, P., & Dawes, C. J. (1995). GB Patent Application No. 9125978.8, December 1991 and US Patent No. 5460317. *October*.
- Toyserkani, E., Khajepour, A., & Corbin, S. F. (2004). *Laser cladding*. CRC press.
- Tsang, S., & Flats, E. R. (1993). Friction welding. *ASM International, ASM Handbook*., 6, 315–317.
- Uday, M. B., Ahmad-Fauzi, M. N., Zuhailawati, H., & Ismail, A. B. (2010). Advances in

- friction welding process: a review. *Science and Technology of Welding and Joining*, 15(7), 534–558.
- Ueji, R., Fujii, H., Ninomiya, T., & Mino, A. (2013). Microstructure evolution in dissimilar metal joint interface obtained by friction welding of cast iron and carbon steel. *Transactions of JWRI*, 42(1), 33–37.
- Vairamani, G., Kumar, T. S., Malarvizhi, S., & Balasubramanian, V. (2013). Application of response surface methodology to maximize tensile strength and minimize interface hardness of friction welded dissimilar joints of austenitic stainless steel and copper alloy. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 23(8), 2250–2259.
- Wang, F. F., Li, W. Y., Li, J. L., & Vairis, A. (2014). Process parameter analysis of inertia friction welding nickel-based superalloy. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 71(9–12), 1909–1918. <https://doi.org/10.1007/s00170-013-5569-6>
- Wang, G. L., Li, J. L., Wang, W. L., Xiong, J. T., & Zhang, F. S. (2018). Rotary friction welding on dissimilar metals of aluminum and brass by using pre-heating method. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 99(5–8), 1293–1300. <https://doi.org/10.1007/s00170-018-2572-y>
- Yilmaz, M., Çöl, M., & Acet, M. (2002). Interface properties of aluminum/steel friction-welded components. *Materials Characterization*, 49(5), 421–429. [https://doi.org/10.1016/S1044-5803\(03\)00051-2](https://doi.org/10.1016/S1044-5803(03)00051-2)

ANEXOS

ANEXO 1. Torno paralelo

1 TORNO PARALELO NUEVO	
Marca	SAAME
Procedencia	China
Modelo	Super Tiger 1000
Distancia entre Centros	1.000 mm
Diámetro sobre Bancada	330 mm
Diámetro sobre Escote	476 mm.
Diámetro del Husillo	52 mm
Nº de velocidades y Rango	(12) 70 – 2000 rpm
Potencia del Motor	3 HP
Plato Universal	8 pulgadas
Caja Norton	(26)M/M-(34)Whitd-(22)Modul-(36)Pitch
Bancada y Engranajes	Templados y Rectificados
Lubricación	Forzada por Bomba
Sistema Eléctrico	380 volts
Dimensiones L x W x H	
Peso	

Equipamiento: Plato Universal de 3 mordazas, Plato de 4 mordazas Indep., Plato liso, Luneta Fija, Luneta Móvil, Bomba Refrigerante, Faro cuenta Hilos, Lámpara, Freno de Pie, Llaves de Servicio, Manual de Servicio



Figura A1-1: Torno paralelo

Información detallada del producto

- Modelo Súper Tiger 1000
- Distancia entre centros 1000 mm
- Diámetro sobre bancada 330 mm
- Diámetro sobre escote 476 mm
- Diámetro del husillo 52 mm
- Rango de rpm del husillo (12) 70 – 2000 rpm
- Potencia del motor 8 pulgadas
- Plato 2 hp
- Caja Norton (26) mm - (34) Whith - (22) módulo - (36) Pite
- Bancada y engranajes: templados y rectificados
- Lubricación: forzada por bomba
- Sistema eléctrico: 380 volts
- Dimensiones L x W x H 1700 x 500 x 1200 mm
- Peso 720 kg

Equipamiento:

- Plato universal de 3 mordazas
- Plato de 4 mordazas independiente
- Plato liso
- Luneta fija
- Luneta móvil
- Bomba refrigerante
- Faro cuenta hilos
- Lámpara
- Freno de pie
- Llaves de servicio
- Manual de servicio

ANEXO 2. Equipo láser

- Láser de CO₂
- Longitud de onda 10.6 μm
- Potencia 3 kW
- Diámetro focal de 75 μm
- Atmosfera de N₂ y Ar (0.6 – 0.8 l/min)
- Trabaja a temperatura ambiente



Figura A2-1: Equipo Láser

ANEXO 3. Mecanismo de presión hidráulico

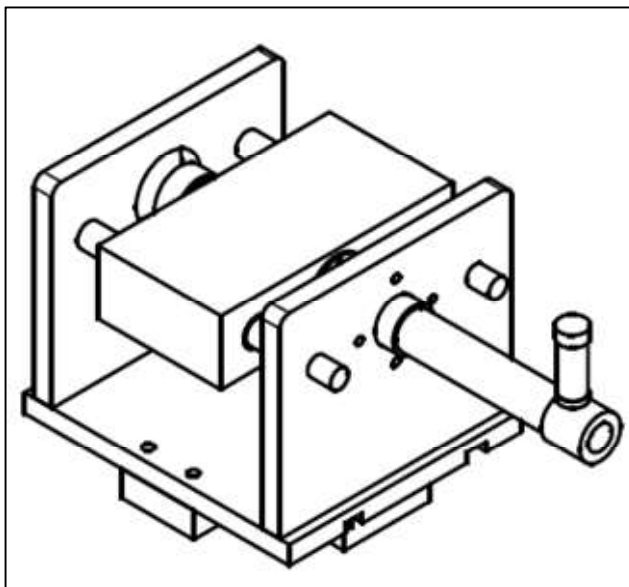


Figura A3-1: Diseño del contrapunto de presión



Figura A3-2: Ensamble de contrapunto de presión



Figura A3-3: Elementos del sistema hidráulico

ANEXO 4. Equipo de soldadura por fricción rotatoria con asistencia láser



Figura A4-1: Setup experimental

ANEXO 5. Fabricación de probetas



Figura A5-1: Preparación de materiales base

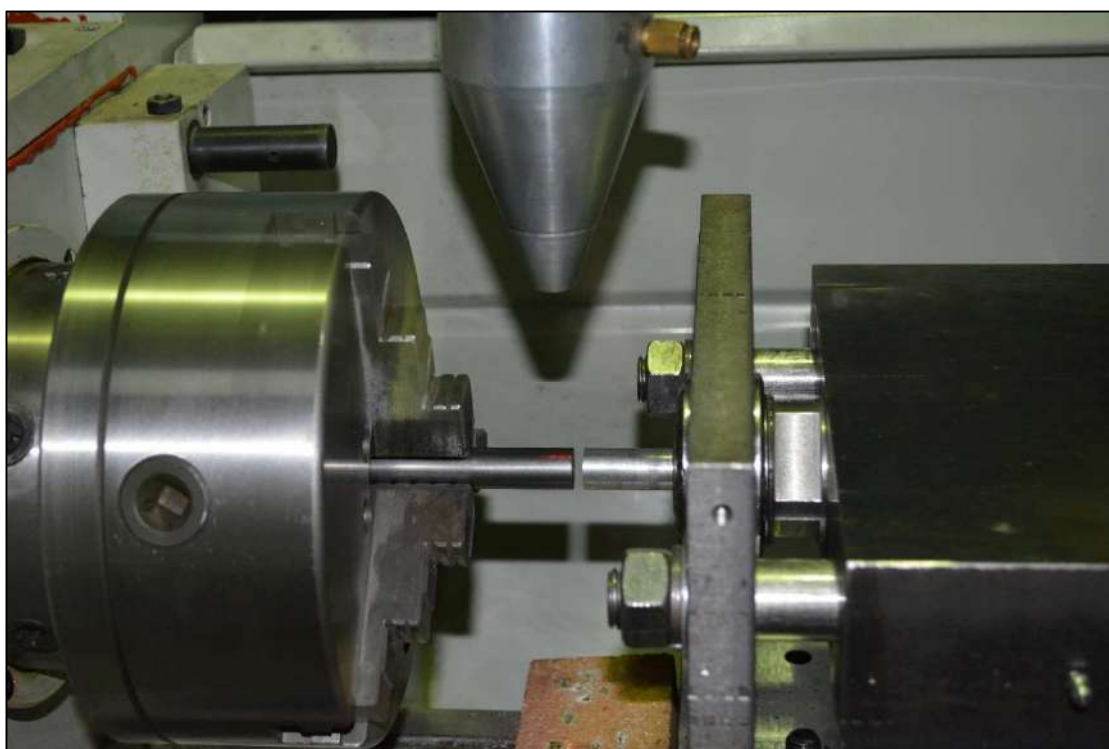


Figura A5-2: Proceso de soldadura por fricción con asistencia láser



Figura A5-3: Probetas soldadas



Figura A5-4: Probetas maquinadas para el ensayo de tensión

ANEXO 6. Ensayo de tracción



Figura A6-1: Máquina de ensayos universal

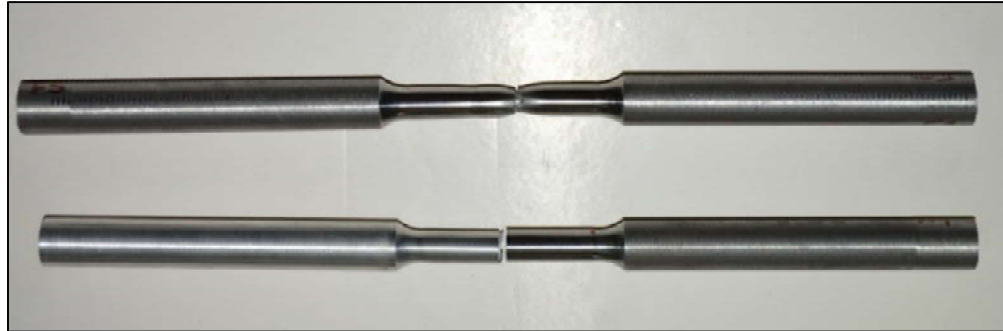


Figura A6-2: Probetas con fractura dúctil y frágil

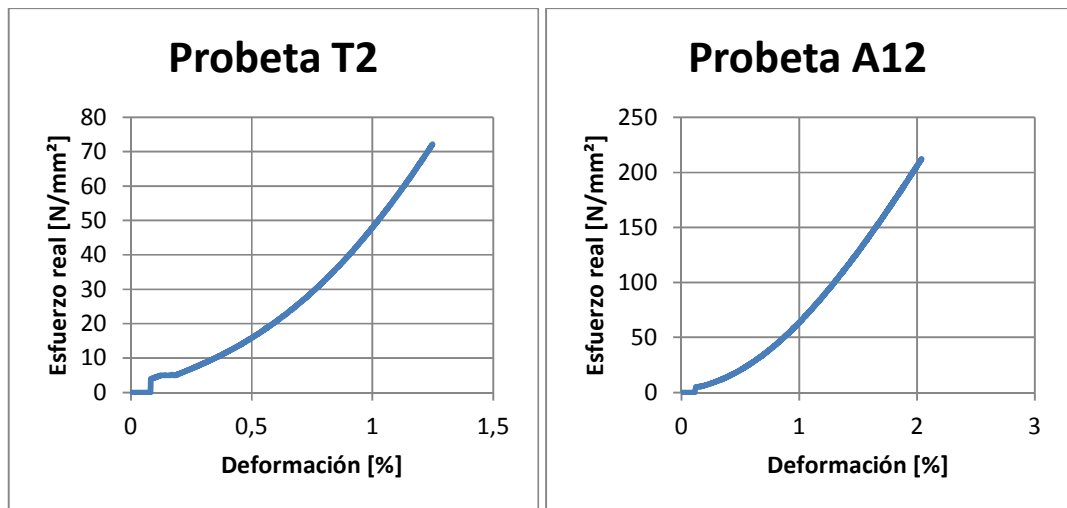


Figura A6-3: Ensayo UTS sin láser y con láser

ANEXO 7. Análisis de dureza



Figura A7-1: Probeta para ensayo de microdureza



Fig. 1. DUROLINE - M

Figura A7-2: Durómetro

ANEXO 8. Análisis de microestructura

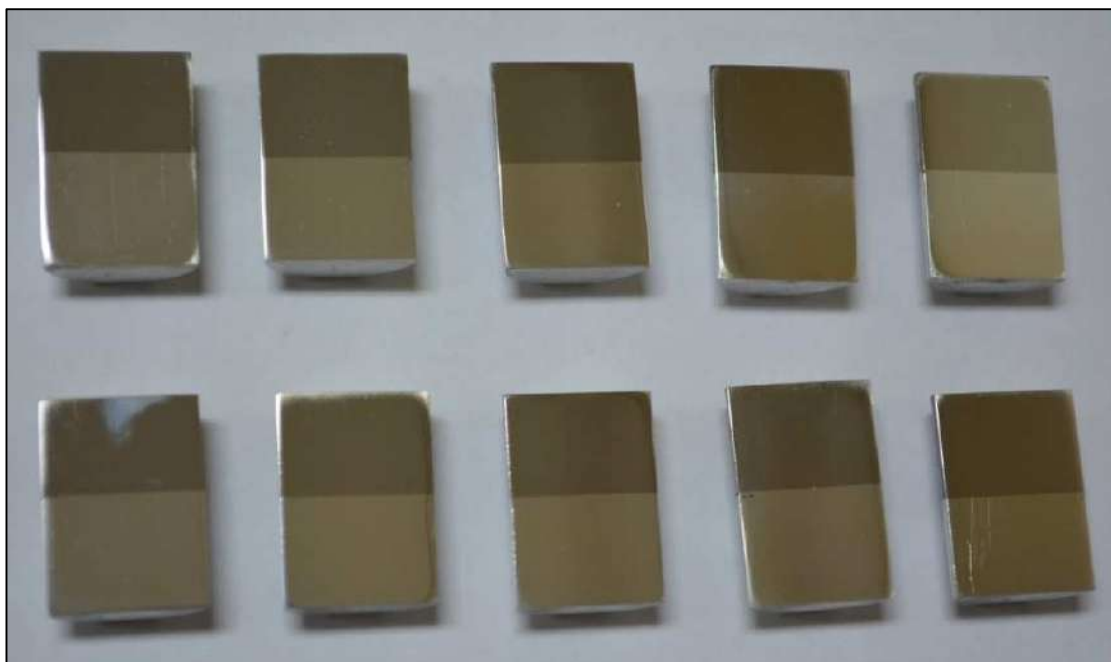


Figura A8-1: Probetas para caracterización



Figura A8-2: Microscopía

ANEXO 9. Análisis XRD

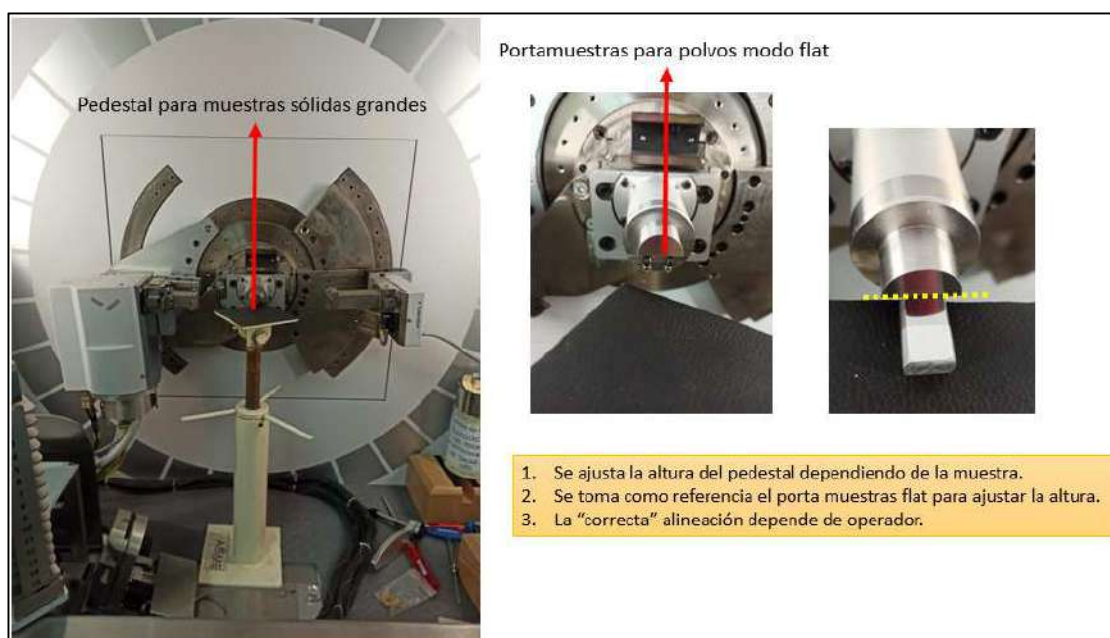


Figura A9-1: Alineación de muestras



Figura A9-2: Probetas fracturadas