

**UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN  
FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA**



**CARACTERIZACIÓN DE UNIONES SOLDADAS DE METALES  
DISÍMILES DE USO EN LA INDUSTRIA AUTOMOTRIZ**

**Por:**

**JOSÉ OLMOS RINCÓN**

**Tesis como requisito parcial para obtener el grado de:**

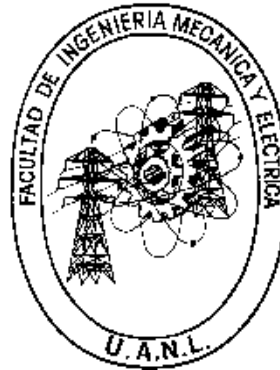
**MAESTRO EN CIENCIAS DE LA INGENIERIA  
CON ORIENTACIÓN EN MATERIALES**

**MONTERREY, N.L., JUNIO DE 2021**

**UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN**

**FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA**

**SUBDIRECCIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO**



“Caracterización de uniones soldadas metales disímiles de uso en la industria automotriz”

**Por:**

José Olmos Rincón

**EN OPCIÓN AL GRADO DE:**

Maestría en Ciencias de la Ingeniería Mecánica con Orientación en Materiales

**SAN NICOLÁS DE LOS GARZA, NUEVO LEÓN**


**Agosto 2021**

**Universidad Autónoma de Nuevo León**  
**Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica**  
**Subdirección de Estudios de Posgrado**

Los miembros del Comité de Tesis recomendamos que la Tesis "Caracterización de uniones soldadas de metales disímiles de uso en la industria automotriz", realizada por el alumno José Olmos Rincón, con número de matrícula 2032332, sea aceptada para su defensa como requisito para obtener el grado de Maestría en Ciencias de la Ingeniería con orientación en Materiales.

El Comité de Tesis

  
Dr. Moisés Hinojosa Rivera  
Director

  
Dr. Alberto Varela Valdez  
Revisor

  
Dra. Natalia Andrea Navarrete Alzate  
Revisor

Vo. Bo.

  
Dr. Ramón Martínez Martínez  
Subdirector de Estudios de Posgrado

145

San Nicolás de los Garza, Nuevo León, junio de 2021



Declaración de autenticidad:

Declaro solemnemente que he preparado este documento siguiendo las mejores prácticas nacionales e internacionales. Contiene material original generado y redactado por mí. También contiene material parafraseado o entre-comillado, que por ser de otras personas se incluye dando el debido reconocimiento, citando las fuentes documentales correspondientes.

San Nicolás de los Garza, agosto de 20XX

---

José Olmos Rincón

## Dedicatorias

A mi familia:

Les dedico con mucho cariño este trabajo  
realizado con mucho esfuerzo y dedicación,  
son mi pilar y motivación,  
sin ustedes esto no sería posible.

## Agradecimientos

Primeramente, agradecer a mi asesor, el Dr. Moisés Hinojosa Rivera, por todas sus enseñanzas y apoyo a lo largo de estos dos años.

A Marilú Orozco por introducirme en este mundo de la investigación y su apoyo a lo largo del posgrado.

A CONACYT por la oportunidad y el apoyo financiero.

A la FIME por la oportunidad de ingresar a este posgrado y por su educación brindada.

A Metalsa por el material proporcionado para que este proyecto haya sido posible.

A el Ing. Iván López Salazar por sus consejos y muy valiosas enseñanzas en el área de metalurgia.

A la Dra. Natalia Navarrete Alzate por el seguimiento brindado para este proyecto y por sus recomendaciones siempre enriquecedoras.

Al Dr. Alberto Varela Valdez por guiarme y apoyarme a lo largo del proyecto.

A Alejandro Cázares y Santiago estrella por su disponibilidad y apoyo técnico en la realización de las probetas soldadas del proyecto.

Al Dr. Edgar García por su tiempo en la capacitación del SEM.

A mis amigos Juan José Álvarez y Luis Otero por tantos momentos de apoyo y nunca dejarme solo.

A mi novia Yazmín por siempre apoyarme y motivarme para siempre ser una mejor persona.

## **Resumen**

Mediante soldadura por fricción rotacional continua se obtuvieron uniones disímiles entre Al-Fe. Se obtuvieron dos tipos de uniones: muestra tipo 1 en la cual se utilizó una barra sólida de aluminio y muestra tipo 2 en la que se realizó un maquinado en el centro de la barra cambiando a una geometría de forma tubular. Se estudió la microestructura resultante en la zona afectada por el calor de ambos tipos de soldadura y se analizó el comportamiento mecánico de la interfaz mediante microindentaciones y se caracterizó el comportamiento de fractura en ambos tipos de unión. El estudio presente estudia las diferencias que existen al

modificar la geometría de la soldadura y como repercute en sus propiedades mecánicas. El trabajo se concentró en el diseño y fabricación de dos tipos de soldadura y la interpretación de la microestructura, perfiles de microdureza y análisis de las superficies de fractura de ambos tipos de unión y la determinación de un modo de falla de las soldaduras. Se obtuvieron probetas de soldadura entre aluminio y acero las cuales alcanzaron una mayor resistencia que el aluminio, además en el perfil de microdureza se observa que la zona más cercana a la interfaz por parte del acero es donde se tiene menores valores de dureza mientras que en el aluminio la dureza decae aproximadamente un 35% y se mantiene de esa forma a lo largo del perfil. Relacionando la microestructura podemos ver congruencia en el acero ya que pasa de ser 95% de martensita a 85% encontrando además 10% de bainita y 5% de ferrita libre dentro de los primeros 2 mm partiendo de la interfaz mientras que en el aluminio en la zona más cercana a la interfaz y en los rizos se tiene un alto refinamiento de grano y también se encuentran zonas de recristalización del material debido a diferentes velocidades de enfriamiento. Ambos tipos de soldadura presentaron el mismo comportamiento mecánico en todos los análisis. Como conclusión encontramos que es posible soldar probetas de acero y aluminio teniendo una unión metalúrgica con los parámetros utilizados en ambos tipos de soldadura, además se eliminó una problemática que se tiene en el centro de las probetas cilíndricas de faltas de fusión por la baja velocidad tangencial que se tiene. Además, se encontró que, debido a altos tiempos de fricción dentro del proceso de soldadura, se supera el límite de cedencia bajo esfuerzos torsionales y se tiene como resultado un modo de falla de fractura dúctil en caliente.

## Tabla de contenido

Declaración de autenticidad: .....	4
Dedicatorias .....	5
Agradecimientos .....	6
Capítulo 1: Introducción .....	11



1.0 Introducción.....	11
Capítulo 2: Antecedentes .....	12
2.0 Antecedentes .....	12
2.1 Acero .....	12
2.1.1 Acero automotriz .....	13
2.1.2 Aceros martensíticos .....	16
2.1.2.1 Martensita revenida .....	18
2.2 Aluminio.....	19
2.2.1 Aleaciones de aluminio.....	20
2.2.2 Aluminio AA 6061 T6.....	20
2.3 Soldadura .....	22
2.3.1 Soldadura entre Fe-Al .....	24
2.3.2 Compuestos intermetálicos .....	26
2.3.3 Procesos utilizados para soldadura entre Fe-Al.....	27
2.3.3.1 Procesos de soldadura por fusión .....	28
2.3.3.2 Procesos de soldadura en estado sólido .....	31
2.4 Fricción.....	32
2.5 Soldadura por fricción.....	34
2.5.1 Soldadura por fricción rotacional .....	35
2.5.2 Proceso de soldadura por fricción rotacional continuo.....	37
2.5.3 Formación de la unión .....	41
2.5.4 Zona afectada por el calor .....	45
2.5.5 Mecanismo de unión .....	46
2.5.6 Caracterización de las uniones.....	46
2.5.6.1 Dureza .....	47
2.6 Tipos de fractura.....	49
2.6.1 Fractura dúctil.....	50
2.7 Modos de falla .....	52
2.6.2 Ruptura por cavidades .....	52
2.7 Aplicaciones en vehículos.....	54
3.0 Hipótesis .....	56

4.0	Objetivos .....	56
4.1	Objetivo general .....	56
4.2	Objetivos específicos .....	57
5.0	Contribución científica .....	57
5.1	Contribución científica .....	57
5.2	Contribución social .....	57
5.3	Contribución industrial .....	57
6.0	Motivación .....	58
Capítulo 3:	Metodología experimental .....	58
7.1	Diseño de la soldadura .....	59
7.2	Materiales base .....	59
7.3	Soldadura por fricción .....	61
7.4	Preparación de las muestras .....	62
7.4	Caracterización microestructural.....	65
7.4.1	Microscopía óptica.....	65
7.4.2	Microscopía electrónica .....	65
7.5	Caracterización mecánica.....	66
7.5.1	Microdureza.....	66
7.5.2	Análisis fractográfico .....	67
Capítulo 4:	Resultados y discusión .....	67
8.1	Soldaduras por fricción rotacional disímiles .....	67
8.2	Caracterización microestructural.....	68
8.2.1	Caracterización del SAE15B24.....	68
8.2.1.1	SAE15B24 como material base.....	68
8.2.1.2	SAE15B24 de la soldadura por fricción .....	69
8.2.2	Caracterización del AA6061-T6 .....	72
8.2.1	Caracterización del AA6061-T6 como material base .....	72
8.2.1	Caracterización del aluminio soldado .....	74
8.3	Gradiente de durezas .....	77
8.4	Análisis fractográfico.....	80
8.4.1	Modo de falla .....	80

Capítulo 5: Conclusiones .....	84
Capítulo 6: Anexos.....	85
9.0 Lista de tablas .....	96
10.0 Lista de imágenes .....	96
11.0 Referencias .....	100

## Capítulo 1: Introducción

### 1.0 Introducción

La industria automotriz está dirigida por las preferencias del consumidor, normas regulatorias y la competencia del mercado. Un punto convergente entre estas directrices es la disminución de emisiones de CO<sub>2</sub> a la atmósfera, lográndolo mediante el incremento de la eficiencia del combustible en los diseños de los vehículos. La reducción del peso del vehículo es la manera más efectiva de optimizar y eficientizar el consumo del combustible y reducir el consumo total de energía [1].

En respuesta a esta problemática se desarrollaron las primeras dos generaciones de aceros avanzados de alta resistencia o AHSS, por sus siglas en inglés, que a través de tratamientos térmicos y elementos aleantes, el acero adquiere nuevas propiedades al modificar y controlar la cantidad de fases presentes en su microestructura [2]. A la par que se desarrolla la tercera generación de los AHSS se está recurriendo a implementar en la estructura del vehículo aleaciones de otros materiales menos densos que el acero con similares propiedades mecánicas para no reducir el desempeño ni sacrificar la seguridad de los pasajeros.

Algunas aleaciones de aluminio como las de la serie 6XXX cumplen con estas características y son utilizadas como parte de la estructura del vehículo [3]. Tal es el caso del modelo Honda Accord en el cual se utilizó este material en el bastidor

auxiliar logrando reducir el peso del automóvil, ganando además una mayor absorción de energía en caso de un impacto frontal [3-4].

El mayor obstáculo para implementar aluminio en componentes estructurales de acero es el método de unión, tradicionalmente se han utilizado técnicas de soldadura por fusión, como soldadura por arco metálico o por sus siglas en inglés MIG la cual produce soldaduras de una calidad apenas aceptable [5].

La dificultad de soldar estos materiales reside en que sus propiedades físicas, siendo estas muy diferentes entre ambos materiales. Las mayores limitantes son: 1) la casi nula solubilidad entre el acero y el aluminio, 2) la diferencia de aproximadamente 850°C entre sus puntos de fusión y 3) la formación de intermetálicos en la interfaz de la soldadura.

Esa es la razón por la cual se han estudiado diversos métodos de unión entre materiales disimiles, en este caso aluminio y acero [2], destacando la soldadura por fricción la cual ha tenido resultados satisfactorios en las soldaduras realizadas por su buena resistencia mecánica [1].

Este trabajo explorará las uniones obtenidas mediante soldadura por fricción entre AHSS (MS) y aluminio AA6061-T6, tanto en la parte mecánica y de caracterización como por la parte de la comprensión de fenómenos físicos presentes en dichas uniones apoyadas con herramientas de simulación.

## Capítulo 2: Antecedentes

### 2.0 Antecedentes

#### 2.1 Acero

El acero es la denominación que reciben las aleaciones principalmente compuestas por hierro (Fe) y carbono (C). Esta es la aleación metálica más utilizada en la

industria debido a sus buenas propiedades mecánicas, alta disponibilidad y bajo costo. Es comúnmente utilizada en la industria de construcción, fabricación de herramientas, industria automotriz, calderas industriales, entre muchas otras.

Lo que le da esta gran polifuncionalidad al acero son los elementos añadidos a la base de hierro-carbono y la cantidad que se agregue a la aleación. Pudiendo obtener aleaciones de acero resistentes a la corrosión, de alta conductividad eléctrica, resistentes al desgaste, etc.

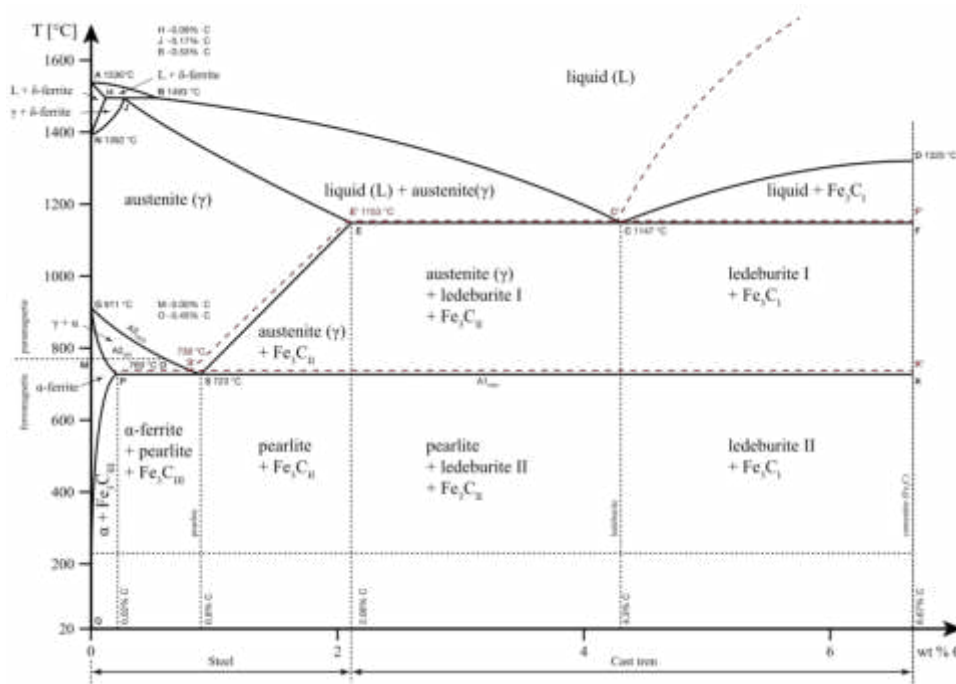


Figura 1 Diagrama de fases del hierro-carbono

### 2.1.1 Acero automotriz

La industria automotriz a través de los años ha regido su desarrollo basándose en las preferencias del consumidor, normativas, impacto negativo sobre el medio ambiente y la presión de la competencia. Lo que se ha identificado a lo largo del tiempo como respuesta a las soluciones requeridas se puede englobar en [6]:

- Optimizar el diseño del producto
- Reducir el peso del vehículo

- Usar materiales de bajo costo
- Desarrollar y emplear procesos innovadores de manufactura

De forma general, estas cuatro soluciones se basan en el concepto de materiales ligeros y resistentes, que cumplan con el desempeño deseado y el costo de producción.

Con la intención de desarrollar un material con las características antes mencionadas se creó a mediados de 1970 la primera generación de Aceros Avanzados de Alta Resistencia o AHSS por sus siglas en ingles.

Los AHSS son materiales relativamente recientes, complejos, sofisticados con la composición química cuidadosamente seleccionada y con múltiples fases presentes en la microestructura obtenidas por procesos de calentamiento y enfriamiento controlado [1]. En su microestructura se pueden encontrar generalmente fases como ferrita, bainita, austenita y martensita; el tipo de acero resultante está íntimamente ligado a la cantidad presente de cada una de estas fases.

Históricamente, las generaciones de los AHSS se dividen en tres. La primera generación abarca cuatro grados de acero incluidos los de doble fase (DP por sus siglas en inglés, Dual Phase), los de fase compleja (CP por sus siglas en inglés, Complex Phase) los de transformación inducida por plasticidad (TRIP, por sus siglas en inglés) y los aceros martensíticos (MS, por sus siglas en inglés, Martensitic Steel). La segunda generación ofrece tres nuevos grados de aceros incluyendo al de transformación por plasticidad inducida (TWIP, por sus siglas en inglés, Twinning-Induced Plasticity), el acero ligero con plasticidad inducida (L-IP, por sus siglas en inglés, Lightweight steel with Induced Plasticity) y los aceros austeníticos inoxidables (AUST SS, por sus siglas en inglés, Austenitic Stainless Steel) (Figura 2) [7].

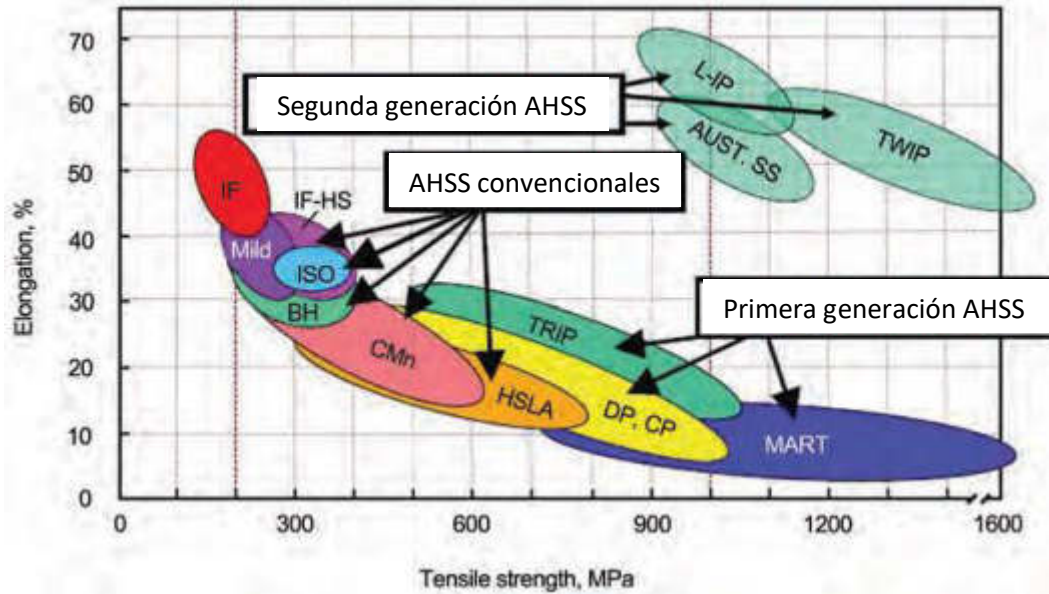


Figura 2 Localización de la primera y segunda generación de AHSS [7]

Al hablar de la tercera generación nos referimos a la más reciente y que sigue en desarrollo. Por el momento lo que se tiene bien identificada es la zona donde se ubicaría esta nueva generación.

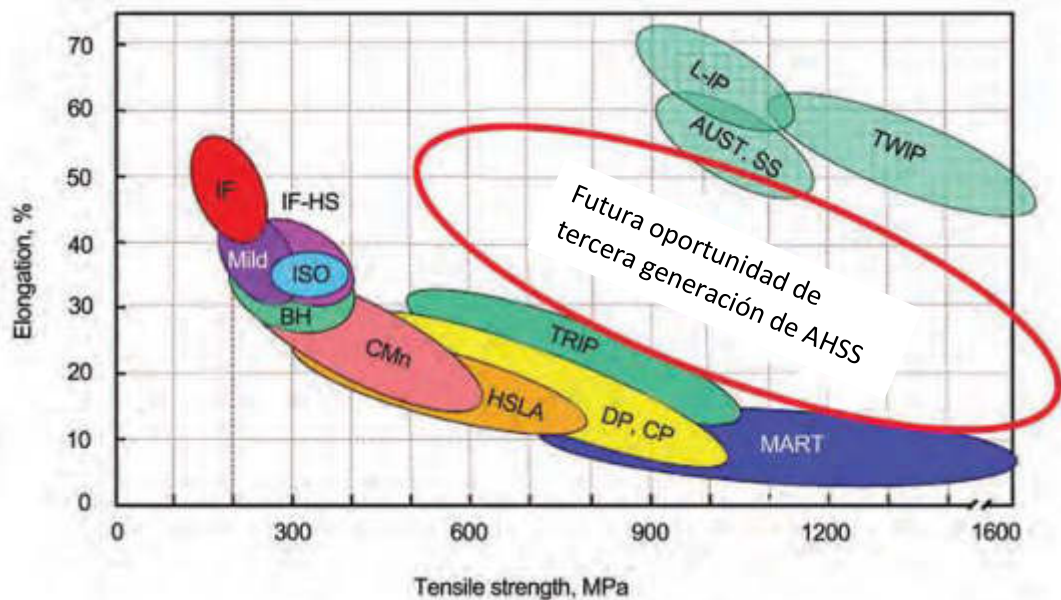


Figura 3 Localización de la tercera generación de AHSS [7].

El sistema de nomenclatura de estos aceros esta designado por la Sociedad Americana para Pruebas y Materiales (ASTM por sus siglas en inglés). El estándar especifica la resistencia mínima y máxima a la fluencia bajo el siguiente sistema:

XX aaa/bbb

Donde:

XX= Tipo de acero

aaa= Resistencia mínima a la fluencia (MPa)

bbb= Resistencia máxima a la fluencia (MPa)

### *2.1.2 Aceros martensíticos*

Los aceros martensíticos (MS) se producen templando el acero al carbono, para transformar la fase austenítica en martensita. La martensita se forma cuando el enfriamiento rápido de la austenita atrapa átomos de carbono que no tienen tiempo para difundirse fuera de la estructura cristalina transformada cúbica centrada en la cara (fcc) a cúbica centrada en el cuerpo (bcc). Esta transformación martensítica comienza durante el enfriamiento cuando la austenita alcanza la temperatura de inicio de la martensita ( $M_s$ ). A medida que disminuye la temperatura, más austenita se transforma en martensita y finalmente, cuando la martensita alcanza su temperatura final ( $M_f$ ), la transformación está completa.

La martensita también se puede producir mediante la aplicación de tensión, como en los aceros de plasticidad inducida por transformación (TRIP), donde la deformación plástica induce la transformación martensítica. La martensita no es una fase de equilibrio porque el templado no le da el suficiente tiempo al carbono para difundirse fuera de la estructura de la austenita. El revenido produce pequeñas partículas de carburo en la microestructura de martensita revenido. La martensita revenida es a menudo el objetivo de los tratamientos térmicos destinados a obtener una combinación óptima de propiedades de resistencia / ductilidad [1].



La microestructura de los aceros martensíticos consiste en una matriz martensítica que contiene pequeñas cantidades de ferrita y/o bainita. Contienen una alta fracción de martensita y el contenido de carbono determina el nivel de resistencia del material. La austenita que existe durante el laminado en caliente o el recocido del material se transforma en martensita durante el temple y/o el tratamiento térmico posterior a la formación. Los aceros martensíticos a menudo se someten a un enfriamiento posterior al templado para mejorar la ductilidad y puede proporcionar una buena conformabilidad incluso con resistencias a la tracción final extremadamente altas de hasta 1500 MPa (217 ksi). Se agrega carbono a los aceros martensíticos para aumentar la templabilidad y también para fortalecer la martensita. Elementos como manganeso, silicio, cromo, molibdeno, boro, vanadio y níquel también se utilizan en varias combinaciones para aumentar la templabilidad [1].



Figura 4 Aspecto de la martensita en ... [1]

La martensita es la estructura más dura obtenida de la transformación de austenita. Tal como está formada, la martensita es de poca utilidad y debe ablandarse para

trabajar metales. El ablandamiento se logra recalentando o reviniendo la martensita a temperaturas por debajo de la temperatura eutectoide de  $727^{\circ}\text{C}$  ( $1341^{\circ}\text{F}$ ). Las propiedades de la martensita revenida dependen de la temperatura del revenido y de su tiempo de sostenimiento en esa temperatura [1].

### 2.1.2.1 Martensita revenida

El tratamiento térmico de revenido se usa para incrementar la tenacidad del acero que ha sido templado. Durante el proceso de templado, el acero se calienta a una temperatura entre  $125^{\circ}\text{C}$  y  $700^{\circ}\text{C}$ . A estas temperaturas, la martensita se descompone para formar carburo de hierro. Cuanto mayor sea la temperatura, más rápida será la descomposición durante un período de tiempo determinado. La micrografía de la Figura 4 muestra un acero después de un temple sustancial. Las partículas negras son carburo de hierro [1].

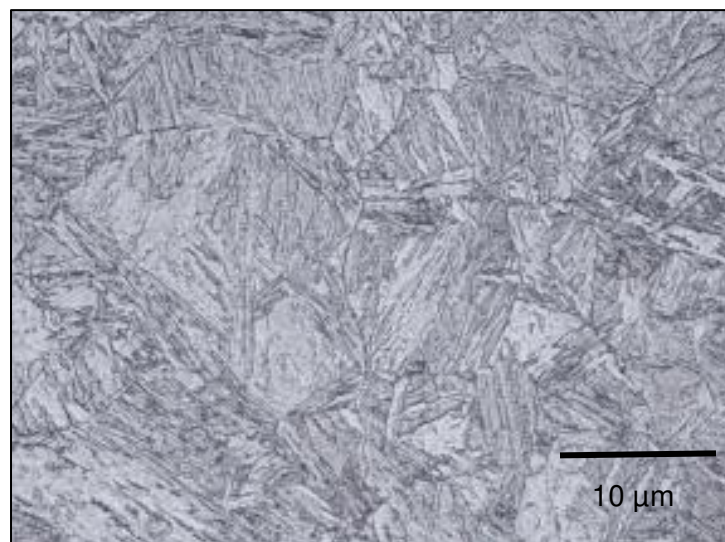


Figura 5 Martensita revenida [1]

La martensita sin revenir es un material fuerte, duro y quebradizo. Cuanto más fuerte y duro es, más frágil es. La resistencia y dureza se debe a la tensión elástica dentro de la martensita, que es el resultado de que hay demasiados átomos de carbono en los espacios entre los átomos de hierro en la martensita. A medida que aumenta la

cantidad de carbono en un acero (hasta aproximadamente 0.8 por ciento en peso de carbono), aumenta la resistencia y dureza de la martensita [1].

Durante el proceso de templado, los átomos de carbono se mueven fuera de los espacios entre los átomos de hierro en la martensita para formar las partículas de carburo de hierro. La tensión dentro de la martensita se alivia cuando los átomos de carbono se mueven entre los átomos de hierro de la martensita. Esto da como resultado una mejora en la tenacidad del acero, a expensas de una resistencia reducida [1].

La cantidad de revenido necesaria depende de la aplicación particular en la que se utilizará el acero. En algunos casos, la tenacidad no es importante, por lo que es aceptable el revenido a baja temperatura durante un corto período de tiempo. En los casos en que se requiera acero muy fuerte y tenaz, se puede usar un acero con alto contenido de carbono templado en alta temperatura [8].

## 2.2 Aluminio

El aluminio (Al) es el tercer elemento más abundante de la corteza terrestre solo por detrás del silicio y oxígeno, representando aproximadamente un 8%, con una densidad de  $2.7 \text{ g/cm}^3$  y con un punto de fusión de  $660^\circ\text{C}$ . Es un metal aproximadamente tres veces más ligero que el acero ( $7.83 \text{ g/cm}^3$ ), resistente a la corrosión, con una gran ductilidad, formabilidad y maleabilidad [9].

Al ser un metal muy ligero y con buenas propiedades mecánicas, este se usa para aligerar elementos estructurales dentro de la industria automotriz, reemplazando elementos tradicionalmente que eran fabricados en acero. Al reemplazarlos por aluminio, el peso total del vehículo por consecuencia se reduce, incrementando eficiencia y por consecuencia reduciendo emisiones de  $\text{CO}_2$  liberadas a la atmosfera por la quema de combustible. Al ser más dúctil que el acero ofrece beneficios como una mayor seguridad al pasajero al absorber mayores cantidades de energía al momento de un impacto.

### 2.2.1 Aleaciones de aluminio

Las aleaciones de aluminio mantienen el segundo lugar con respecto al acero en los materiales con uso estructural. Estas aleaciones se pueden clasificar en varios grupos correspondientes a sus características [3].

- Aleaciones de forjado
- Aleaciones de fundición

Y a su vez estos grupos pueden subdividirse en categorías de:

- Tratable térmicamente
- No tratable térmicamente

El aluminio es un metal muy versátil debido a su gran capacidad de formar aleaciones con buenas propiedades mecánicas mediante otros elementos como por ejemplo el cobre (Cu), silicio (Si), manganeso (Mn), entre muchos otros. Mediante la adición de estos elementos se pueden modificar sus propiedades para aumentar su resistencia al desgaste, dureza, fluencia y soldabilidad [9][11].

### 2.2.2 Aluminio AA 6061 T6

Esta aleación se caracteriza por tener como aleante principal al silicio y magnesio entre otros elementos (**¡Error! No se encuentra el origen de la referencia.**).

Esta aleación se utiliza para la fabricación de estructuras industriales de alta resistencia, tubos, placas, barras y estructura automotriz, entre otras aplicaciones; esto es debido a su gran resistencia, resistencia a la corrosión, baja densidad, soldabilidad y maquinabilidad. Esta aleación es altamente utilizada en procesos de soldadura debido a sus buenas propiedades mecánicas y excelentes resultados en

una gran variedad de procesos tales como: soldadura por resistencia, soldadura ultrasónica, soldadura láser y soldadura por fricción [12]-[18]

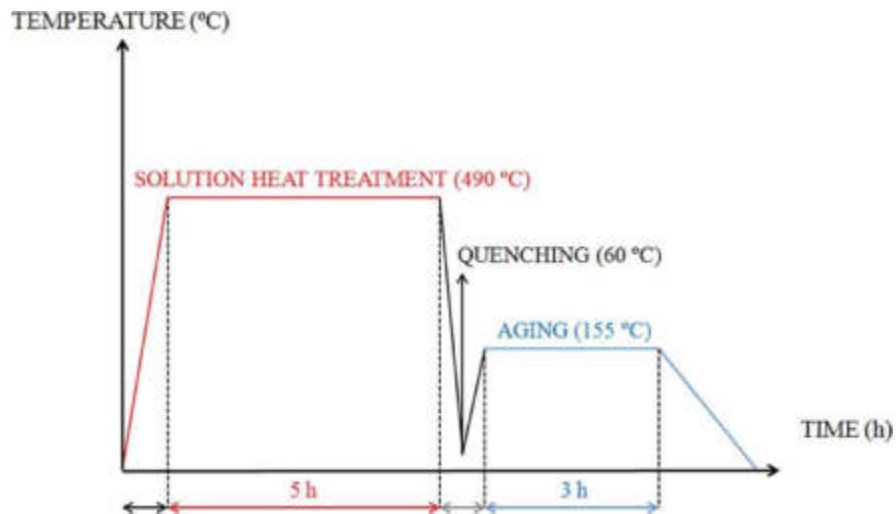


Figura 6 Esquema del tratamiento térmico T6.

El tratamiento térmico T6 (Figura 6 Esquema del tratamiento térmico T6.Figura 6) consta de una etapa de solubilización y enfriamiento brusco, seguida de un envejecido artificial.

Tabla 1 Composición química del AA6061

Elemento	Mínimo	Máximo
Aluminio	Balanceado	

Magnesio	0.8	1.2
Silicio	0.4	0.8
Hierro	No Min	0.7
Cobre	0.15	0.4
Manganeso	No Min	0.15
Cromo	0.04	0.35
Zinc	No Min	0.25
Titanio	No Min	0.15

## 2.3 Soldadura

Los métodos para unir metales se conocen desde hace miles de años, pero durante la mayor parte de este período la única forma de soldadura fue la soldadura por forja realizada por un herrero. Una serie de principios de soldadura totalmente nuevos surgieron a finales del siglo XIX. Durante este periodo, se hizo posible combinar y almacenar de forma segura gases como oxígeno y acetileno para producir una llama con suficiente calor. Al mismo tiempo, se logró generar suficiente corriente eléctrica para la soldadura por resistencia y la soldadura por arco. La intensidad de la fuente de calor permitió que el calor se generara o se aplicara a la pieza de trabajo más rápido de lo que se conducía al metal circundante. En consecuencia, fue posible generar un baño fundido que solidificó para formar el enlace unificador entre las piezas que se unían. Los métodos de soldadura básicos de soldadura por resistencia, soldadura por gas y soldadura por arco se desarrollaron durante el tiempo anterior a la Primera Guerra Mundial [19].

La soldadura es un proceso de unión mediante calor, la presión o combinación de ambos que une de forma permanente a dos componentes separados para convertirlos en una nueva pieza. La soldadura es una de las maneras más económicas de unir dos metales de forma permanente [5].

Existen muchos tipos de fuentes de energía que se pueden usar para unir estos metales incluyendo: arco eléctrico, llama de gas, electrones, fricción, ultrasonido, etc. Dependiendo de la fuente de energía se clasificará el un grupo el proceso de soldadura como se verá más adelante (Figura 7).

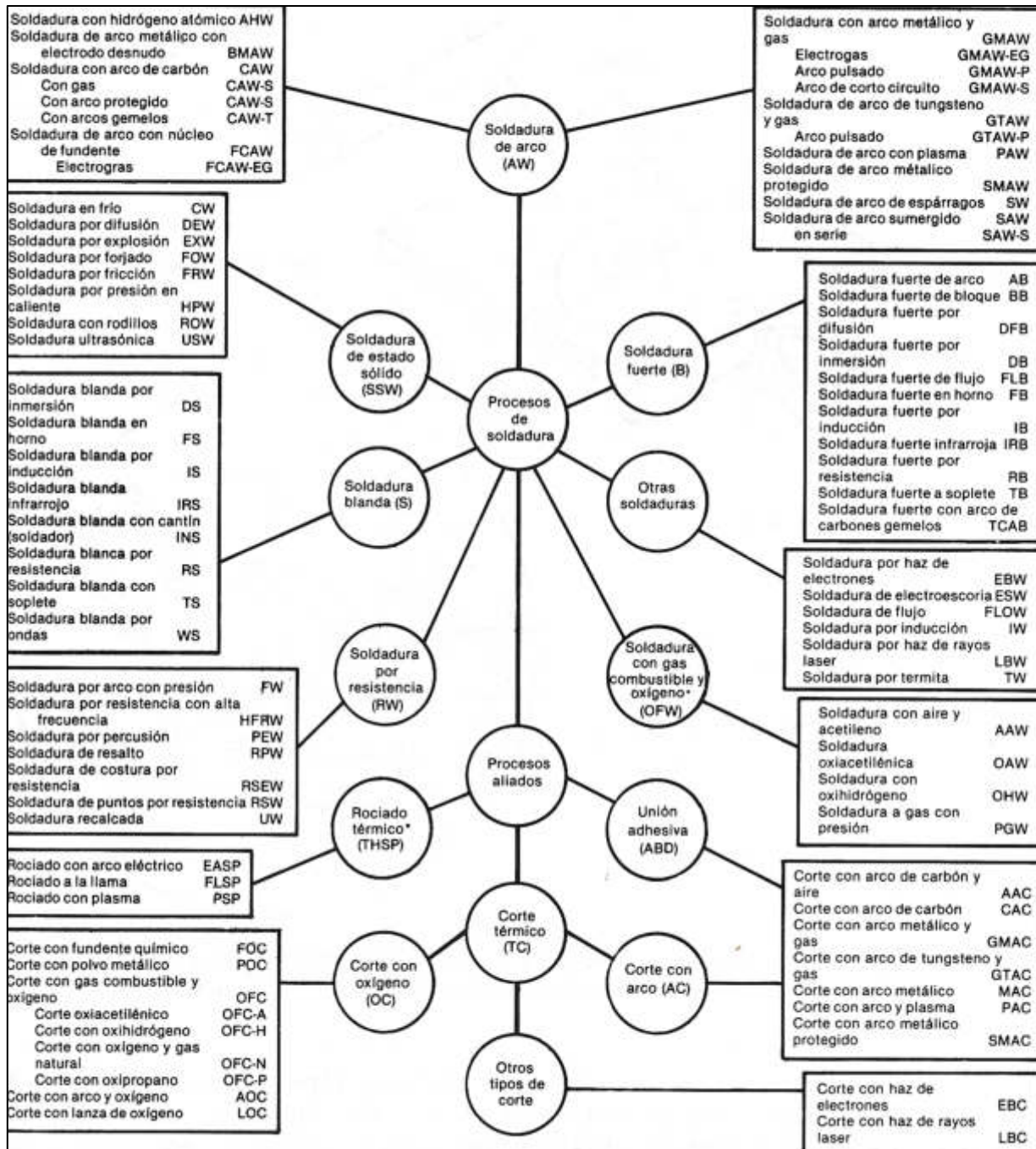


Figura 7 Esquema de los procesos de soldadura y afines [Ref]

### 2.3.1 Soldadura entre Fe-Al

La soldadura entre materiales disimiles, específicamente entre el acero y el aluminio es especialmente complicada por algunos factores entre los cuales podemos encontrar los siguientes: 1) existe una diferencia de 850°C entre los puntos de fusión de ambos materiales, 2) tanto el coeficiente de expansión térmica como el calor específico del aluminio es el doble en comparación con el acero, 3) además de que existe un diferencial electroquímico es de 1.22 volts. Todas estas diferencias entre ambos materiales hacen que la tarea de unirlos mediante cualquier proceso de soldadura se vuelva complicado; sin embargo, se han desarrollado, adaptado y especializado algunos procesos para llevar a cabo estas uniones. Estos procesos son: brazing, GTAW, GMAW, soldadura láser, soldadura por resistencia, soldadura por pulsos magnéticos, soldadura por ultrasonido y soldadura basada en calentamiento por fricción [5], [7], [11], [20].



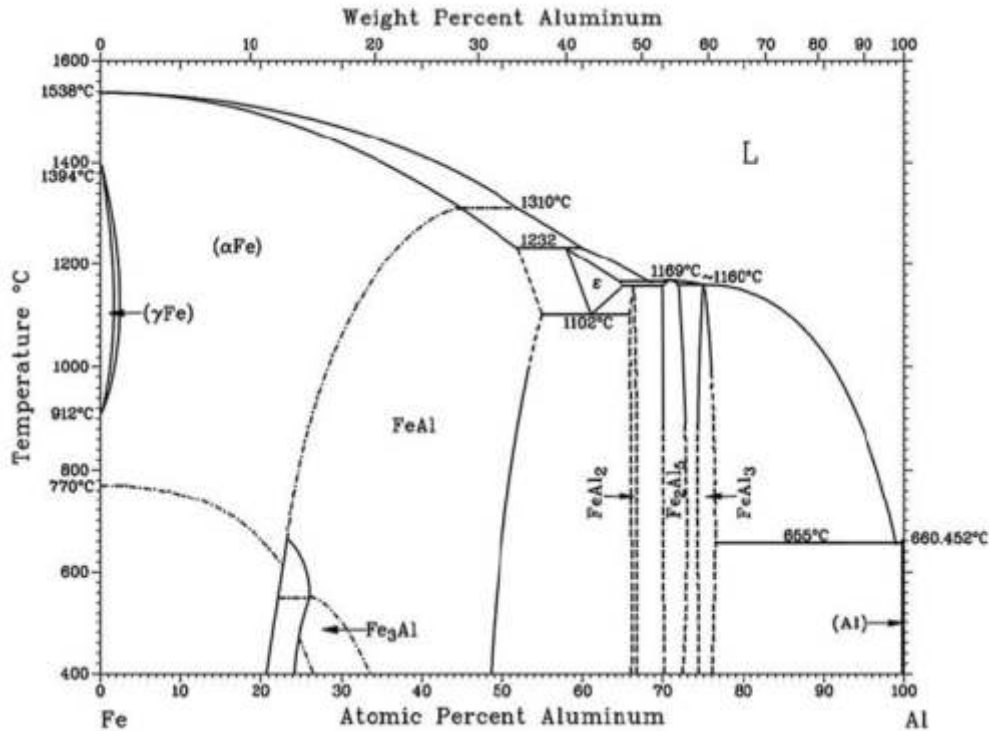


Figura 8 Diagrama binario de fases de Fe-Al[ref]

Los materiales de aluminio y acero tienen una solubilidad mutua casi nula, lo que posteriormente conduce a la formación de compuestos intermetálicos (IMC, por sus siglas en inglés, Intermetallic Compound) de  $Fe_xAl_x$ . La formación de IMC depende de las reacciones en estado sólido entre estos dos materiales de Fe y Al [21].

Las interacciones entre los átomos y su % de concentración de Fe y Al son las que deciden el tipo de fase IMC. En el diagrama de fase binario de Fe y Al, que se muestra en la **¡Error! No se encuentra el origen de la referencia.** puede observarse la posición de diferentes IMC y las reacciones entre el Fe y Al a diversas temperaturas. Parámetros como el tiempo, la temperatura, la presión y la composición química gobiernan la formación de estos IMC, que por lo tanto dependen de los parámetros de soldadura y las condiciones del proceso [5].

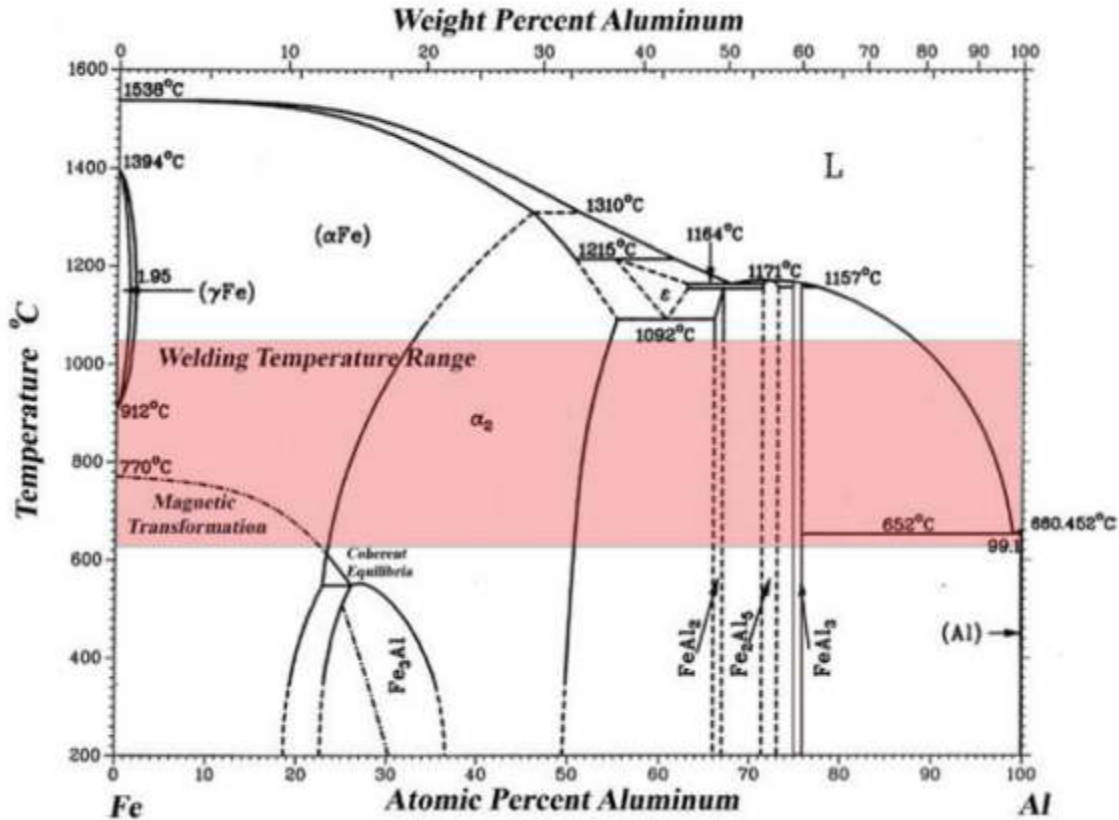


Figura 9 Zona óptima de soldadura entre Al-Fe [21]

### 2.3.2 Compuestos intermetálicos

El Al y el Fe se intercambian en función de la difusión de pequeños solutos, el movimiento de los límites de los granos y el número de vacantes en la escala del átomo durante un proceso de soldadura. Puede verse en la **¡Error! No se encuentra el origen de la referencia.** que los IMC no estequiométricos tales como FeAl, FeAl<sub>2</sub>, Fe<sub>3</sub>Al, Fe<sub>2</sub>Al<sub>3</sub>, Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub>, FeAl<sub>3</sub> y FeAl<sub>6</sub> se forman durante la unión entre el Al y las aleaciones de acero [22].

La formación de las fases intermetálicas se basa en tres factores termodinámicos principales: 1) el potencial químico de los elementos de aluminio y hierro, 2)

la nucleación de las fases al comienzo de la interdifusión y la movilidad de los elementos de aleación durante los procesos de soldadura. Sin embargo, la entalpía

de la formación de los intermetálicos puede expresarse como una relación lineal mediante la siguiente ecuación [22].

$$\Delta H = X_{Al}\Delta H_{Al}^{ef} + X_{Fe}\Delta H_{Fe}^{ef} - \Delta H_{Al_xAlFe_xFe}^{ef}$$

Donde  $X_{Al}$  y  $X_{Fe}$  son las fracciones molares de Al y Fe,  $\Delta H$  es la entalpia entalpia de formación de los compuestos intermetálicos a temperatura ambiente,  $\Delta H_{al}^{ef}$ ,  $\Delta H_{fe}^{ef}$  son efectos de calor de disolución en un mol de Al y Fe en el solvente y  $\Delta H_{Al_xAlFe_xFe}^{ef}$  es el efecto de calor que acompaña a la disolución de un átomo-gramo del intermetálico [5].

Como se puede ver en la Tabla 2, la mayoría de estos IMC son muy duros y frágiles comparado con las propiedades intrínsecas del Al y Fe. Los IMC de  $FeAl_2$ ,  $Fe_2Al_5$  y  $FeAl_3$  son los compuestos más duros entre todas las fases mencionadas, ya que tienen una dureza superior a 1000 Vickers [21].

Por lo tanto, se recomienda la presencia de IMC al mínimo posible en términos de espesor y fracción de volumen. El tipo, tamaño y cantidad de formación de IMC dependen de la entrada de calor que se rige por los parámetros del proceso de soldadura. Se forma una mayor cantidad de IMC debido a una mayor entrada de calor; por lo tanto, lo que se recomienda es operar un proceso de soldadura con menos aporte de calor para realizar uniones entre aluminio y acero [5].

Tabla 2 Compuestos intermetálicos (IMC) formados entre Al y acero [7]

Phase	Stability range (at.%)	Crystal structure	Vickers hardness	Activation energy (eV)	Density (g/cm <sup>3</sup> )
Fe solid solution	0–45	BCC	–	–	–
$\gamma$ -Fe	0–1.3	FCC	–	–	–
FeAl	23–55	BCC	470–667	2.1	5.37
Fe <sub>3</sub> Al	23–34	Ordered BCC	330–368	–	6.67
Fe <sub>2</sub> Al <sub>3</sub>	58–65	Complex cubic	–	–	–
FeAl <sub>2</sub>	66–66.9	Triclinic	1058–1070	–	4.36
Fe <sub>2</sub> Al <sub>5</sub>	70–73	BCC Orthorhombic	1000–1158	1.5	4.11
FeAl <sub>3</sub>	74.5–76.5	Highly complex Monoclinic BCC	772–1017	–	3.95
FeAl <sub>4</sub>	–	–	–	1.2	–
Al solid solution	99.998–100	FCC	–	–	–

### 2.3.3 Procesos utilizados para soldadura entre Fe-Al

Existe una cierta cantidad de métodos para unir estos metales disímiles, hasta el momento no es posible establecer un método de soldadura confiable o creíble para las aplicaciones industriales, mientras que la calidad, el costo, los recursos humanos y las instalaciones se toman en las principales consideraciones [23].

Soldadura por impacto [5], [8], [24]–[32], soldadura por fusión [8], [21], [33]–[48], soldadura por fricción [49], soldadura ultrasónica [50], unión por difusión [51], soldadura explosiva [52], soldadura por láser [53–54], soldadura por pulsos magnéticos [55] y soldadura por pulsos láser [5] son los procesos de soldadura típicos que se han aplicado para unir diferentes grados de los aceros a diferentes series de aluminio [5].

#### 2.3.3.1 Procesos de soldadura por fusión

Los procesos de soldadura por arco de tungsteno con gas (GTAW en sus siglas en inglés) y la soldadura por arco metálico con gas (GMAW en sus siglas en inglés) tienen la ventaja de tener un alto aporte de calor y dado que no se usa fundente, hay pocas posibilidades de que la escoria quede atrapada en el metal de soldadura y dé como resultado soldaduras de alta calidad. El gas de protección también protege el arco y provoca una pequeña pérdida de los elementos de aleación y una

variedad de aceros y aleaciones de aluminio pueden soldarse mediante este proceso. Sin embargo, el alto aporte de calor en estos procesos es un gran desafío para hacer que los intermetálicos se formen en la zona de soldadura [32].

La transferencia de metal en frío fue otra solución para unir una aleación de aluminio y acero debido a su baja entrada de calor [56]. La soldadura por transferencia de metal (O CMT en sus siglas en inglés) en frío es un proceso de soldadura GMAW modificado basado en el proceso de transferencia por cortocircuito desarrollado por Fronius de Austria en 2004. Durante la soldadura, las variaciones de temperatura en las soldaduras y los metales base tienen efectos importantes sobre las características del material, las tensiones residuales y la precisión dimensional y de forma de los productos soldados [32]. El proceso de CMT proporciona un método controlado de deposición de material y baja aportación térmica al incorporar un innovador sistema de alimentación de alambre junto con un control digital de alta velocidad [32]. La velocidad de alimentación del alambre y la fase de arco del ciclo se controlan para obtener la energía suficiente para fundir tanto el material de base como un glóbulo del material de aporte. Hay dos características principales del proceso CMT: una está en el punto de cortocircuito con baja corriente correspondiente a una baja entrada de calor, otra es la frecuencia del cortocircuito de una manera controlada estable [5].

La soldadura por puntos por resistencia (RSW) pertenece a una familia de procesos de soldadura industrial que producen el calor necesario para la soldadura a través de lo que se conoce como calentamiento en julios. De la misma forma en que un trozo de alambre se calienta cuando pasa corriente a través de él, se forma una soldadura por puntos de resistencia debido al calentamiento por resistencia que ocurre cuando la corriente pasa a través de las piezas (o láminas) que se están soldando [58]. Por esta razón, los metales con mayor resistividad como el acero se sueldan más fácilmente por resistencia que aquellos que son mejores conductores de electricidad como el aluminio [53].

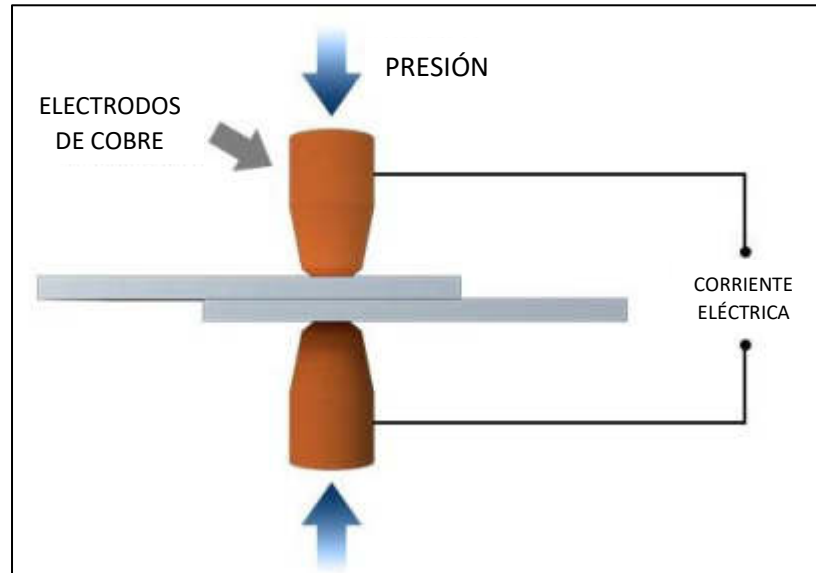


Figura 10 Esquema de la soldadura por puntos por resistencia [5]

Este proceso se basa en electrodos opuestos a base de cobre refrigerados por agua que tienen dos funciones: proporcionar fuerza de sujeción y pasar corriente eléctrica a través de las dos láminas que se están soldando. Si las láminas son de acero, la resistencia al flujo de corriente a través de las láminas será mucho mayor que la de los electrodos de cobre, por lo que el acero se calentará mientras que los electrodos permanecen relativamente fríos. El resultado es la formación de una soldadura de forma elíptica entre las láminas conocida como “nugget”.

La soldadura láser también se puede considerar para unir aluminio con acero debido al posicionamiento preciso de la fuente de calor con ubicación exacta del punto de energía, baja distorsión térmica y tiempos de operación de post-soldadura reducidos [59]. Sin embargo, dependiendo del tipo, los láseres son muy caros debido a pequeñas cantidades de producción. Para una tecnología de manipulación abierta y, por lo tanto, flexible, es necesaria una sala de trabajo aislada y debidamente asegurada. En comparación con otros procedimientos, el tiempo de producción también es más largo [59].

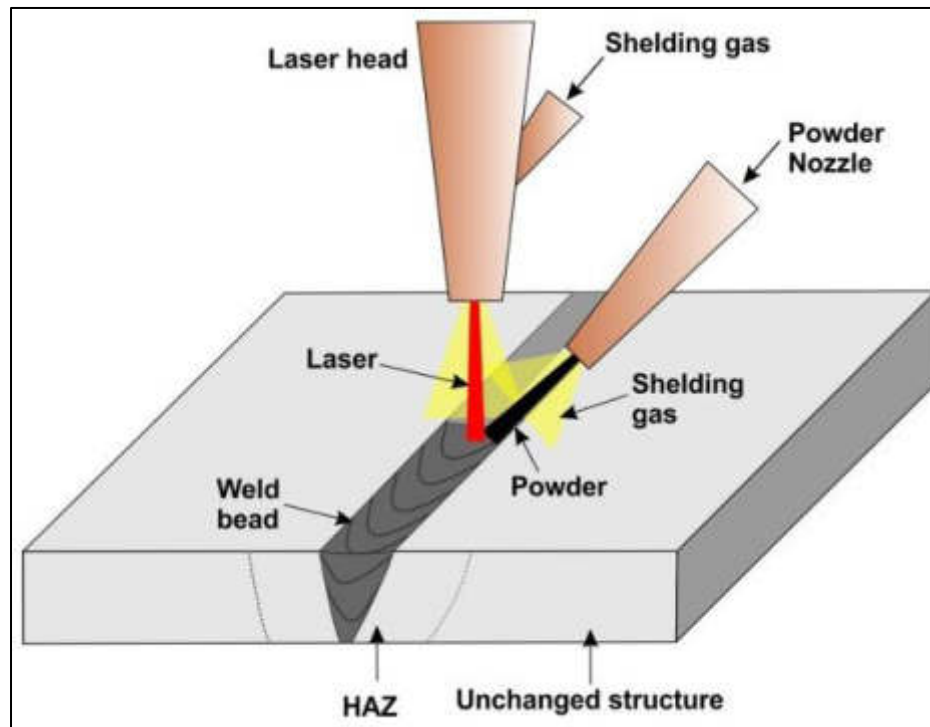


Figura 11 Esquema del proceso de soldadura láser [5]

### 2.3.3.2 Procesos de soldadura en estado sólido

La soldadura de estado sólido es un proceso de soldadura, en el que dos piezas de trabajo se unen bajo una presión produce un contacto entre ellas y a una temperatura esencialmente por debajo del punto de fusión de los materiales base. La unión de los materiales es el resultado de la difusión de sus átomos de interfaz. Este proceso de soldadura presenta grandes ventajas contra la soldadura por fusión como: 1) la unión no presenta defectos microestructurales como porosidad, faltas de fusión, socavaciones y segregaciones de materiales, 2) las propiedades mecánicas son similares a las de los materiales base, 3) no se necesitan consumibles ni libera emisiones de gases tóxicos, 4) materiales disimiles puedes ser unidos a través de este proceso de soldadura.

A continuación se describirán algunas técnicas de soldadura pertenecientes a el proceso en estado sólido:

La soldadura ultrasónica es un proceso adecuado y rápido para los componentes pequeños y diminutos, pero no se puede utilizar para geometrías complicadas y materiales gruesos. Una de las principales ventajas de la soldadura de aluminio con acero es el hecho de que las vibraciones rompen la capa de óxido de la aleación de aluminio y la transportan a las regiones límite. Como resultado, no es necesaria la limpieza mecánica y química de la superficie [5].

En la soldadura por pulsos magnéticos, el campo magnético generado por una bobina enfocada por un formador de campo se limita a un área pequeña. El campo magnético solo genera suficiente presión bajo la condición de que la probeta sea un buen conductor eléctrico. También existe una limitación en el tamaño de la bobina y el grosor de los materiales y esto se debe principalmente a las necesidades de más energía. También es muy difícil encontrar un espaciado óptimo entre las piezas a soldar, lo cual es importante para generar la velocidad de impacto adecuada [5].

La unión por laminación en frío requiere que las superficies estén limpias para las conexiones interatómicas y como la limpieza de la superficie es difícil de lograr sin una atmósfera controlada, el proceso está limitado para la unión de componentes de aluminio con acero [5].

La soldadura explosiva de materiales diferentes es relativamente más fácil que otros procesos de soldadura y se pueden unir superficies extremadamente grandes. Las soldaduras también se pueden crear sin ningún efecto significativo sobre la microestructura de los metales originales. El punto más importante en este proceso es que se puede unir o revestir un amplio rango de espesores sin tener un área afectada por el calor y porosidad en la zona de unión. Sin embargo, el uso de materiales explosivos a escala industrial es muy limitado debido a los problemas de almacenamiento y los efectos de la explosión [60].

## 2.4 Fricción



La fricción se define como la resistencia entre dos superficies sólidas en contacto de una superficie sobre la otra, ya sea que el movimiento sea de deslizamiento, rodadura o rozamiento. Cuando dos superficies sólidas se ponen en contacto, la adhesión puede ocurrir en las asperezas entre las dos superficies sólidas y esta fuerza adhesiva en la interfaz actúa como una resistencia al movimiento [61] [62] [62].

En general, se pueden describir dos tipos de fricción; estática y dinámica.

La fricción estática es la fuerza requerida para iniciar el movimiento entre dos superficies sólidas, o la fuerza necesaria para romper las uniones que se forman en la interfaz entre dos superficies sólidas [62].

La fricción dinámica es la fricción asociada con una superficie que se desliza, rueda o frota sobre otra. Es una medida dinámica durante el proceso de frotamiento, rodadura o deslizamiento [60].

La fricción a menudo se puede describir mediante un parámetro cuantitativo llamado coeficiente de fricción,  $\mu$ . Se sabe por experimentos que la fuerza de fricción es a menudo linealmente proporcional a la fuerza de carga normal aplicada al cuerpo. Esta es la denominada fricción de Coulomb. El coeficiente de fricción, también conocido como coeficiente de fricción, es un valor escalar adimensional definido como la relación entre la fuerza de fricción tangencial ( $F$ ) y la fuerza de carga normal ( $W$ ) [60]. En términos técnicos, la fuerza de fricción o fuerza tangencial es la fuerza de resistencia que actúa en una dirección directamente opuesta a la dirección del movimiento. La fuerza normal se define como la fuerza neta que comprime dos superficies paralelas juntas, y su dirección es perpendicular a las superficies [62] [60]. Sin embargo, el coeficiente de fricción no es función de la masa o el volumen; depende únicamente de los materiales de en contacto y las condiciones de prueba [34].

## 2.5 Soldadura por fricción

La soldadura por fricción es un proceso de unión de estado sólido que puede producir soldaduras de alta calidad entre dos componentes con composiciones similares o diferentes. Los dos componentes de la soldadura por fricción se ven obligados a rozarse entre sí, generando así calor en la interfaz. Esto ablanda el material a ambos lados de la interfaz de frotamiento y el material ablandado comienza a fluir para iniciar una soldadura. Una vez que se ha generado suficiente calor, se termina la acción de frotar y la presión se mantiene o aumenta durante un período de tiempo para promover la unión de la fase sólida. Por lo tanto, el proceso de soldadura por fricción emplea una máquina que está diseñada para convertir la energía mecánica en calor en la unión que se va a soldar usando un movimiento relativo entre piezas de trabajo [34].

La definición de proceso de soldadura por fricción en la norma C6 1-89 de la American Welding Society (AWS) es la siguiente: 1 "La soldadura por fricción es un proceso de unión de estado sólido que produce coalescencia de materiales bajo contacto de fuerza de compresión de piezas de trabajo que giran o se mueven en relación entre sí para producir calor y desplazar plásticamente el material de las superficies de contacto. En condiciones normales, las superficies de contacto no se derriten. Con este proceso no se requiere metal de relleno, fundente ni gas protector" [5].

En comparación con la soldadura a tope por resistencia, la soldadura por fricción produce soldaduras mejoradas a mayor velocidad y menor costo, se requiere menos corriente eléctrica y se eliminan los costosos accesorios de cobre para sujetar los componentes. Además, el calor se localiza en la soldadura y se disipa rápidamente, por lo que solo hay un ligero efecto en los metales originales. La zona afectada por el calor adyacente a la soldadura está confinada a una banda estrecha y por lo tanto no afecta la temperatura del área circundante [33].

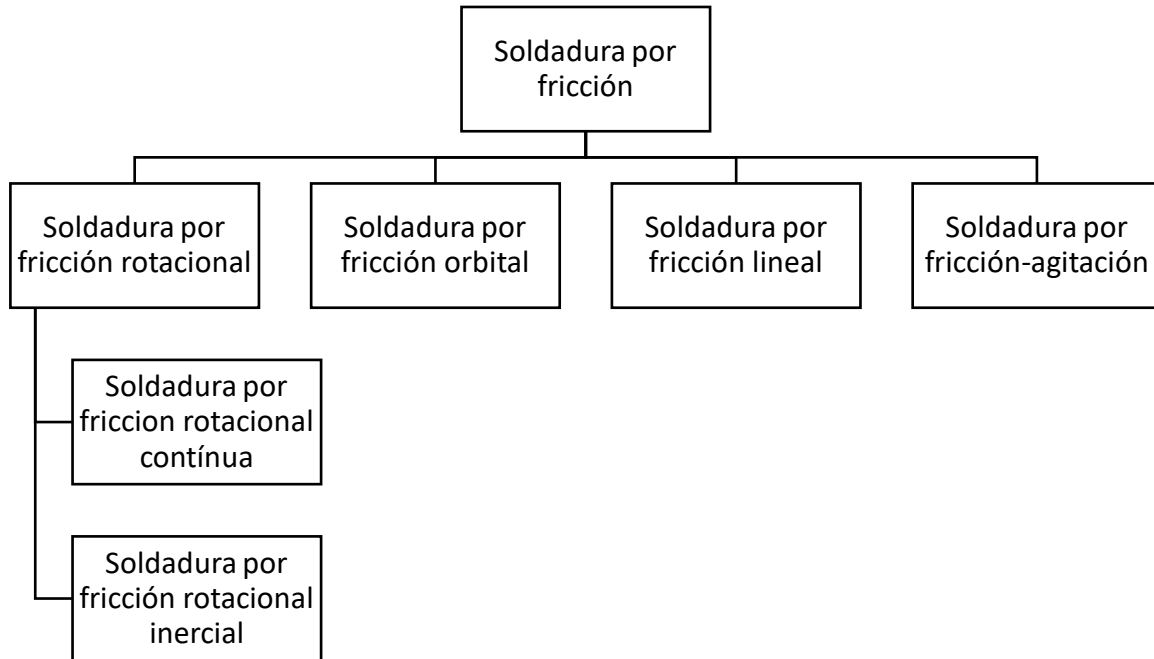


Figura 12 Sub-procesos de soldadura por fricción

### 2.5.1 Soldadura por fricción rotacional

El principio básico del proceso de soldadura por fricción rotacional (RFR) se ilustra en la Figura 13, donde un componente se mantiene estacionario mientras se fuerza a frotar contra otra parte giratoria bajo presión normal.

Existen dos variantes de proceso: soldadura por fricción de accionamiento continuo (CDFR, también denominada soldadura por fricción de accionamiento directo) y soldadura por fricción por inercia (IFR, también denominada soldadura por inercia).

La mayor diferencia entre estos dos métodos es el medio de suministrar energía a la interfaz de soldadura. En CDFR, la parte giratoria está unida a una unidad accionada por motor que mantiene una velocidad de rotación constante durante todo el proceso de soldadura.

En general, RFR se compone de dos fases: la fase de fricción en la que el material se somete a una velocidad y presión determinadas, generando de esa forma el calor

en la interfaz, y la fase de forja donde se aplica una carga uniaxial para formar la unión y consolidar la soldadura.

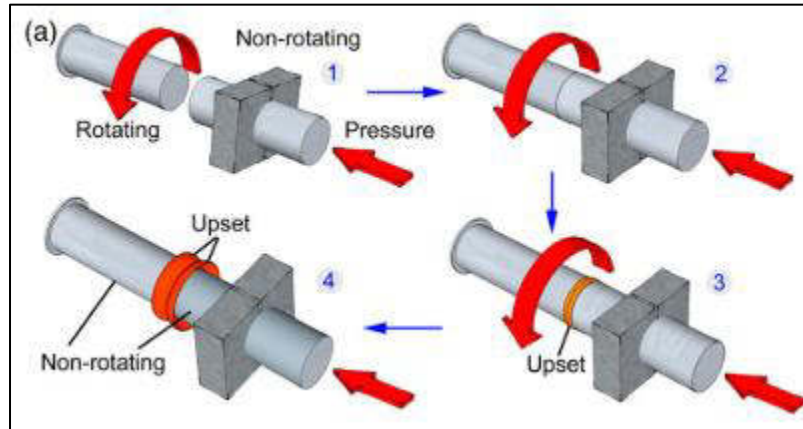


Figura 13: Principio del funcionamiento de la soldadura por fricción [63]

Generalmente en la literatura se pueden encontrar soldaduras con un diseño de barra con barra, como se puede observar en la Figura 14, Figura 15 y Figura 16. Este tipo de diseño trae ventajas muy grandes como el poder realizar pruebas bajo alguna norma, tal como pruebas resistencia a tensión y corte.



Figura 14 Diseño de soldadura disímil de barra con barra [2]

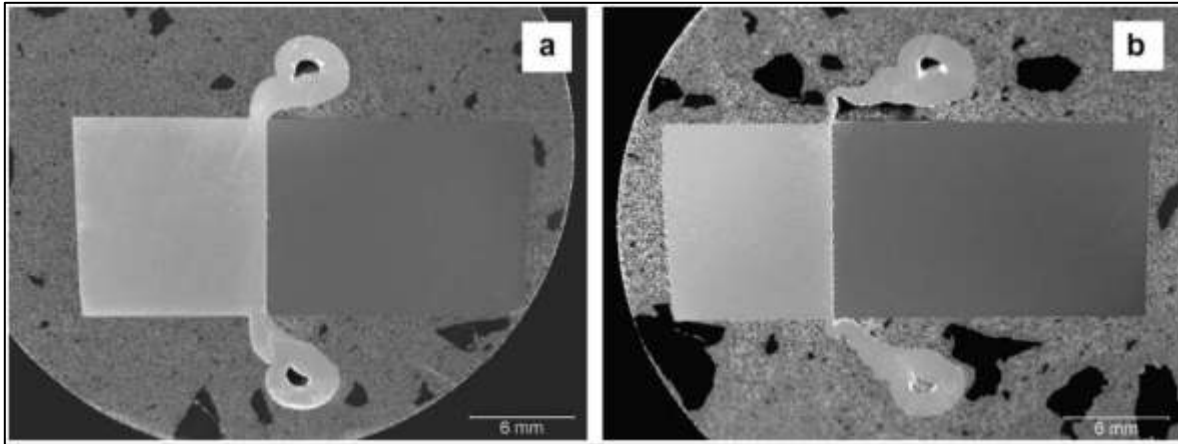


Figura 15 Macrografías de soldaduras disímiles de diseño de barra con barra [41]

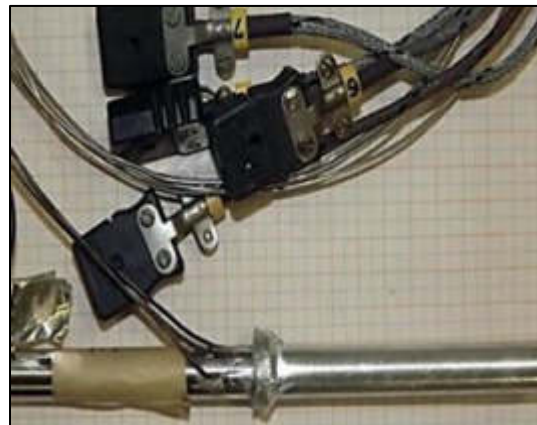


Figura 16 Montaje de materiales para la soldadura de diseño barra con barra [34]

### 2.5.2 Proceso de soldadura por fricción rotacional continuo

El proceso de soldadura por fricción rotacional continuo consiste en dos fases: fase de fricción y fase de forja, dentro de las cuales existen sus propios procesos inherentes (Figura 17). El proceso de soldadura por fricción rotacional genera el calor necesario para llevar al material a plastificarse, en el cual, debido a la presión del proceso sufre una deformación permanente.

Según la forma de la curva de par de fricción, el proceso se puede dividir en dos fases. En la fase inicial, el par aumenta rápidamente hasta un valor máximo después

del inicio del proceso. Luego disminuye gradualmente hasta el valor de equilibrio. El rápido aumento y la disminución gradual del par de torque están asociados con el entrelazado y la rotura de asperezas y el subsiguiente ablandamiento del material en las superficies de contacto por calentamiento por fricción. El par de fricción permanece constante durante esta fase, lo que indica que el proceso alcanza un equilibrio entre el endurecimiento por velocidad de deformación y el ablandamiento por temperatura [34].

El forjado tiene lugar en la segunda fase, que comienza en el momento del frenado. En esta fase comienza la desaceleración del proceso. La fuerza axial en esta fase generalmente se incrementa para efectuar el forjado. El par de fricción vuelve a aumentar después del inicio de esta fase, alcanzando otro pico antes de caer bruscamente a cero. Este pico varía con la desaceleración y la fuerza axial aplicada. En algunas circunstancias, este pico final se puede omitir retrasando el inicio de la fuerza de forja [33].

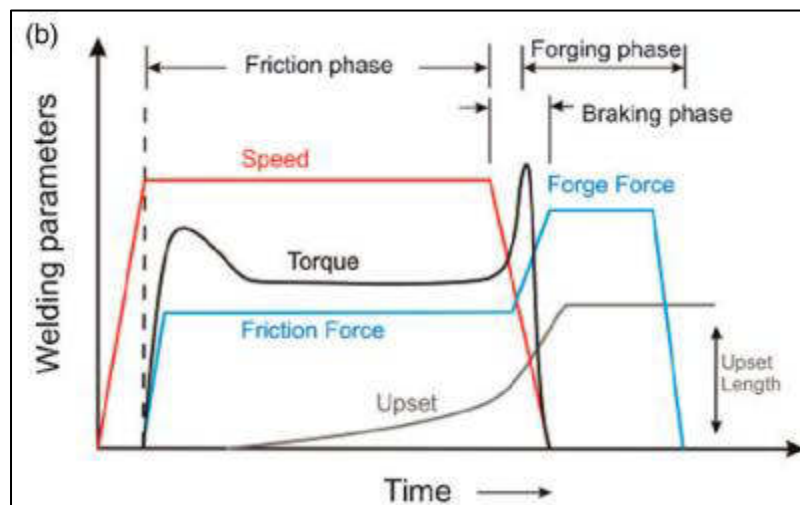


Figura 17: Fases de la soldadura por fricción de accionamiento continuo (CDFW) [64].

Como anteriormente se mencionó, el calor necesario para llevar a cabo la unión se genera al momento que entran en contacto las piezas con las que se está trabajando. De este modo en 2010, H. Seli y colaboradores [64] desarrollaron un

modelo de generación de calor mediante fricción teniendo un área superficial circular.

Ellos partieron del supuesto de que el coeficiente de fricción permanece constante, el modelo general de calor por fricción se desarrolló mediante el siguiente método analítico. Primero, un microanillo con un radio interior  $r$  y un ancho  $dr$  en la superficie de fricción se define como en la Figura 18.

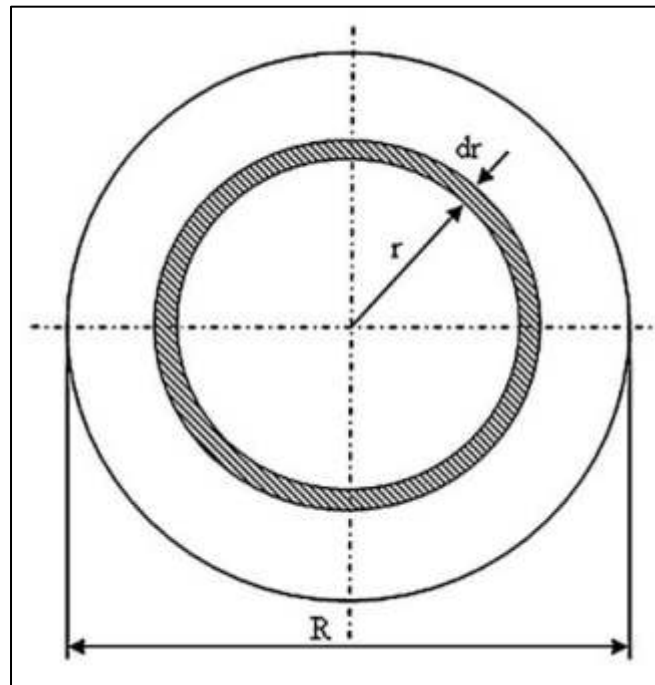


Figura 18 Esquema de la interfaz en fricción [64].

La presión constante que actúa sobre toda la superficie está dada por  $p$ . El área del microanillo es [64]:

$$dA = (2\pi R) dr.$$

De la ecuación de presión  $P=dF/dA$  donde  $dA$  es un diferencial del área, se obtiene la siguiente ecuación para la fuerza diferencial,  $dF$ , que actúa sobre el área  $dA$ .

$$dF = p dA = 2\pi r dr$$

Entonces  $dF$  es equivalente a la fuerza normal igual y opuesta que actúa sobre  $dA$ , la fuerza de fricción diferencial,  $dF_f$ , se puede especificar como  $dF_f$  [64].

$$dF_f = \mu dF = 2\mu p \pi r dr$$

Donde  $\mu$  es el coeficiente de fricción. Se sabe que la velocidad tangencial,  $v_T$  de una partícula que se encuentra a una distancia  $r$  del centro de giro está dada por [64],

$$v_T = r\omega$$

Donde  $\omega$  es la velocidad angular del objeto en rotación. La potencia diferencial que se ejerce para rotar el área del anillo  $dA$  es :

$$dP = dF_f(v_T) = 2\mu p \pi r^2 \omega dr$$

Por lo tanto, al integrar la ecuación anterior con respecto a  $r$ , la definición para la generación de energía de calentamiento por fricción se obtiene como [64]:

$$P = \int_0^R 2\mu p \pi r^2 \omega dr = \frac{2}{3} \mu p \pi R^3$$

Donde  $r$  es el radio exterior de la pieza cilíndrica en rotación. El flujo de calor ( $q$ ) generado por la fricción en el anillo se da como [45], [46]:

$$q(r) = \frac{dP}{dA} = \mu p \pi r$$

Esta última ecuación es la que da lugar a la relación entre parámetros tales como la velocidad de rotación, el área de la superficie, la carga normal aplicada el coeficiente de fricción. De esa forma es posible conocer que todas estas variables tienen la misma importancia en la generación de calor, por lo tanto, suponiendo que el coeficiente de fricción es constante y los otros tres parámetros de proceso (área en



contacto, carga normal y velocidad de rotación) se pueden ajustar de forma que se logre obtener la mayor cantidad de energía disponible para la soldadura.

### *2.5.3 Formación de la unión*

El proceso de formación del patrón de calor, es decir, la evolución del enlace corona, determina el mecanismo de formación de la junta, por lo que a su vez controla la calidad de la junta. La Figura 19 muestra un proceso RFW típico y las correspondientes curvas de ciclo de soldadura [65], a partir del cual el proceso RFW podría dividirse en tres etapas: (a) la primera etapa, que se caracteriza por el par de fricción que evoluciona a un estado estable y en consecuencia, la temperatura de la interfaz alcanza el valor estable; (b) la segunda etapa, que es el estado estacionario en el que con el par, la temperatura y la velocidad de rotación son esencialmente constantes; y (c) la tercera etapa, que es la etapa de forja donde la rotación terminó y el par alcanza un valor máximo final y luego disminuye a cero. El enlace corona experimenta un patrón de evolución diferente en estas tres etapas. En la primera etapa, el enlace corona se inicia y se propaga en la interfaz [65].

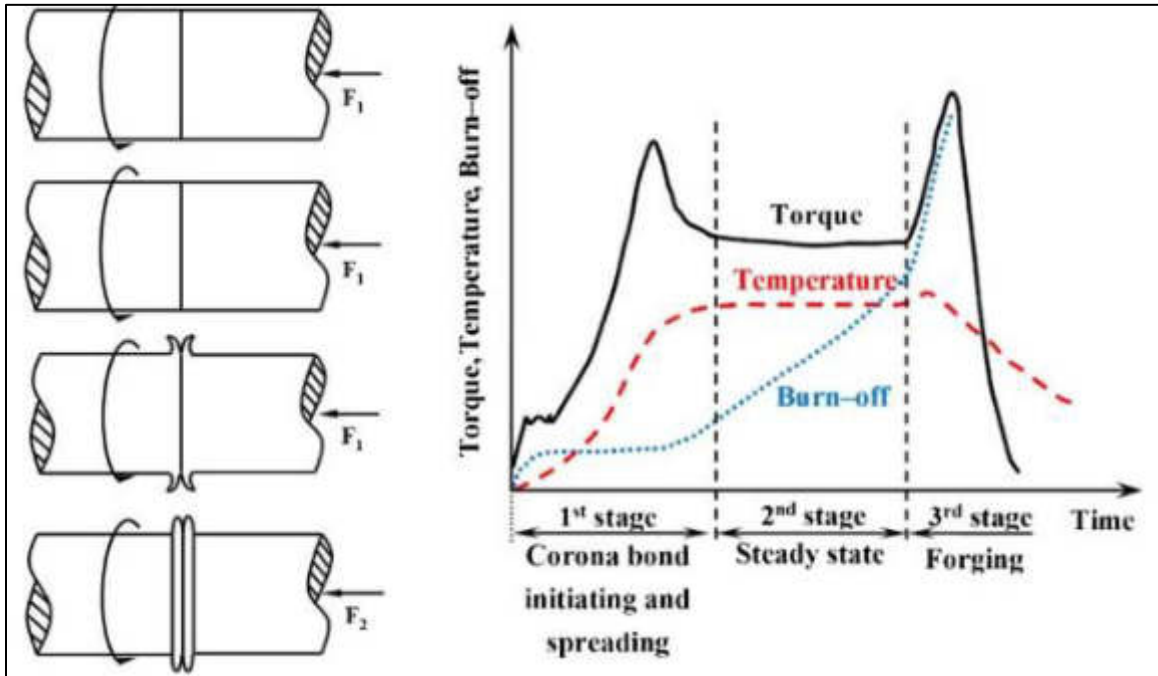


Figura 19 Esquema del proceso RFW y la evolución de la unión a través del tiempo [38]

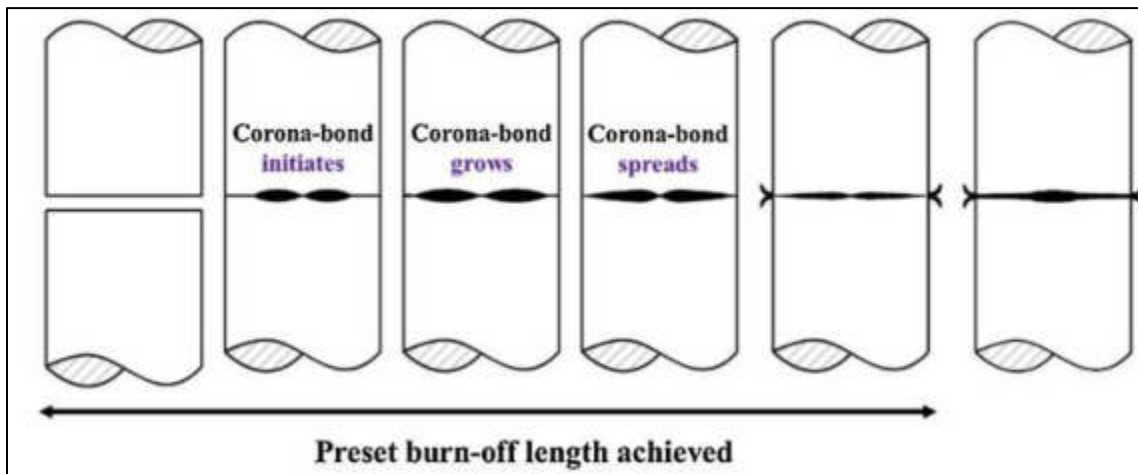


Figura 20: Formación y evolución de la unión en la interfaz [65].

Los fenómenos varían según los parámetros de soldadura. A una alta velocidad de rotación y bajo una presión nominal preestablecida, el enlace corona se inicia en la periferia de la interfaz de fricción y se extiende hasta el área central [38].

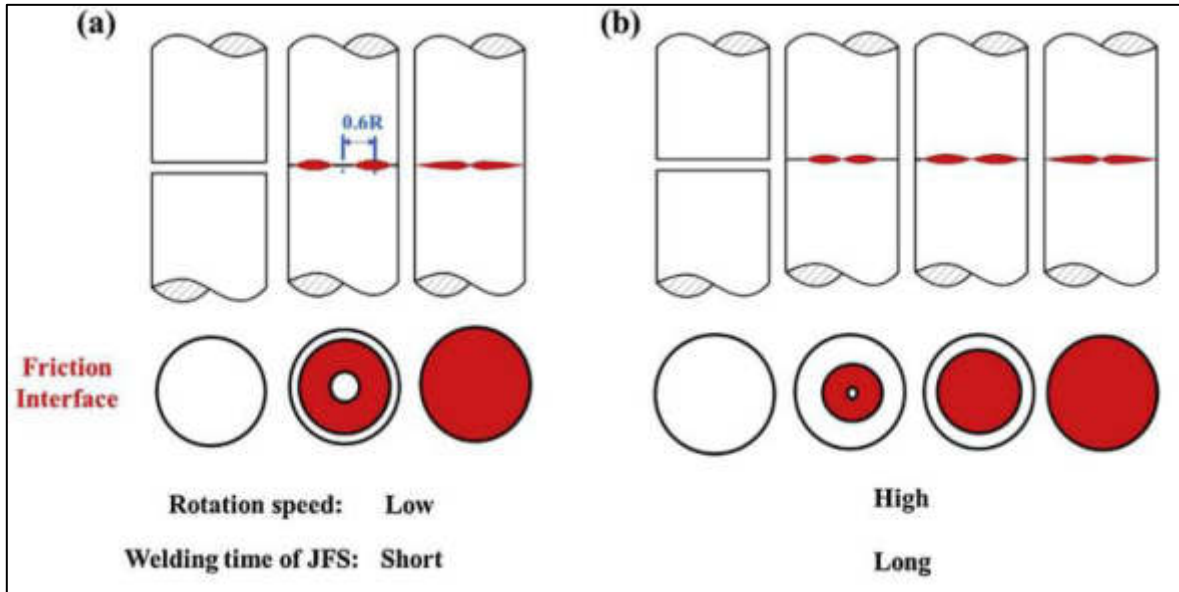


Figura 21 Modelos para ilustrar el enlace corona en su iniciación y propagación con (a) baja velocidad de rotación y (b) alta velocidad de rotación [47]

Sin embargo, si se usa una pequeña presión preestablecida, el enlace corona se inicia en el centro. A una velocidad de rotación baja (generalmente bajo una presión nominal o incluso alta preestablecida), el enlace corona se inicia aleatoriamente en cualquier zona dentro de la interfaz. ¿??Se han centrado en describir los fenómenos experimentales, pero ignoraron el mecanismo de propagación del enlace corona. En la etapa de estado estacionario, el flujo plástico de alta velocidad de deformación del metal plastificado (el enlace corona) es el mecanismo principal, que ha sido descrito por un modelo analítico [65]. En la etapa de forja, el metal plastificado se orienta principalmente fuera de la interfaz y forma rizos. Estos estudios se han centrado en describir el proceso de evolución del enlace corona. El enlace corona, que es una morfología instantánea en el proceso de soldadura, se formó en la interfaz, donde las superficies de contacto se frotan entre sí por un esfuerzo cortante bajo un esfuerzo normal. Considerando el cambio del área de contacto real y la expansión térmica del material, la tensión normal tiene distribuciones a lo largo de la interfaz, que prácticamente no es uniforme ya que la presión preestablecida variará constantemente.

Se ha reportado que la ubicación de inicio del enlace corona varía con los parámetros de soldadura [48]. El enlace corona en aceros de bajo carbono se inicia en la periferia y luego se extiende a la interfaz a altas velocidades de rotación (1650 rpm), y se inicia a  $2/3R$  (R es el radio de la muestra) a bajas velocidades de rotación (528 rpm). En realidad, el enlace corona se inicia en un lugar donde el metal está plastificado por una temperatura máxima. Así, la distribución del calor de fricción en la 1ª etapa se convierte en una cuestión crítica, de la que, sin embargo, se han construido pocos modelos teóricos sistemáticos.

M. Kimura y colaboradores [48] estudiaron las diferencias en el proceso de la formación del rizo utilizando

un grupo de soldaduras se les aplicó carga de forja y se compararon con las que no se les aplicó esta carga de forja Figura 22.

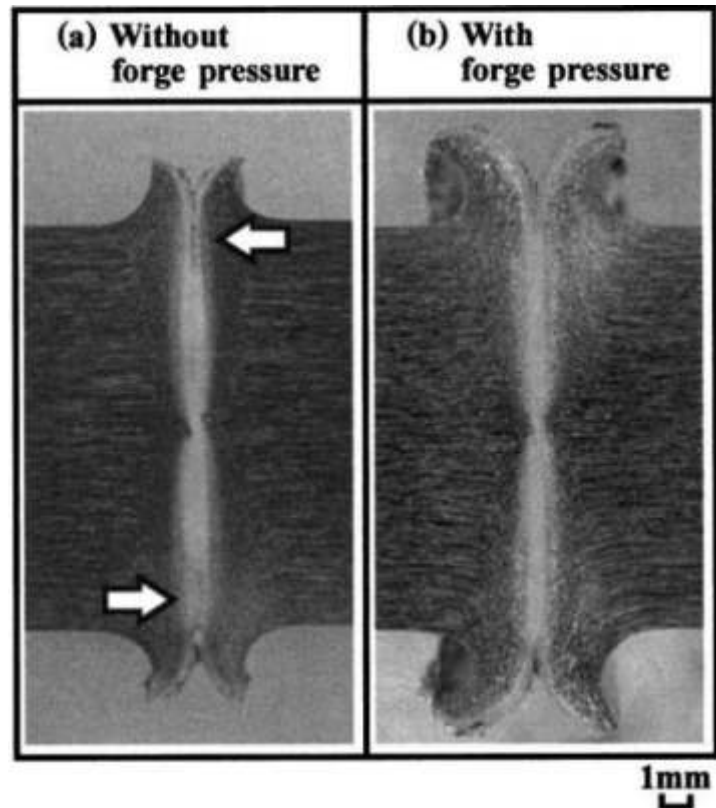


Figura 22 Sección transversal de dos uniones; a) soldadura sin carga de forja, b) soldadura con carga de forja [34]

Se observa en la Figura 22 la sección transversal de uniones con tiempo de fricción de 0.5 s y una presión de fricción de 90 MPa. Una de las juntas soldadas se realizó sin presión de forja (Figura 22a), y la otra se realizó con una presión de forja de 180 MPa (Figura 22b). Para la interfaz soldada de la junta sin presión de forja, la región no unida en la parte de la periferia está indicada por flechas (Figura 22a). La junta con una presión de forja de 180 MPa se unió completamente y no tenía la región no unida (Figura 22b) [17].

#### 2.5.4 Zona afectada por el calor

Como en cualquier proceso de soldadura convencional, en la soldadura por fricción se produce una zona afectada por el calor, la cual se puede dividir en 4 subzonas (Figura 23)

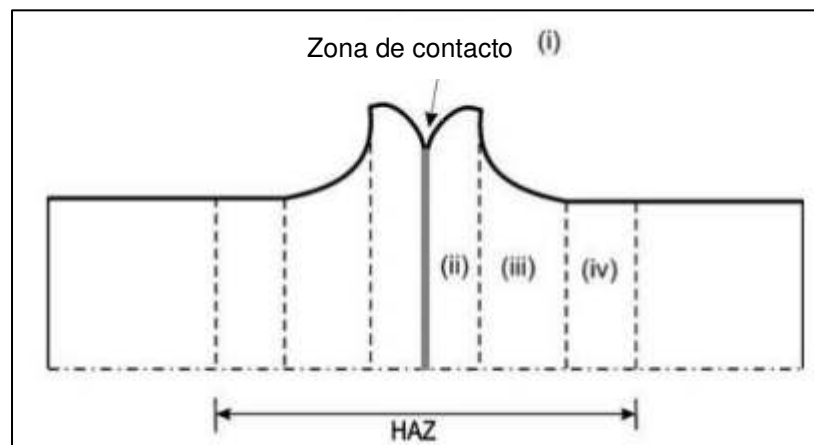


Figura 23: Esquema de la zona afectada por el calor; (i) zona de contacto; (ii) zona completamente plastificada; (iii) zona parcialmente deformada; (iv) zona libre de deformación [33].

A continuación, se presentan las zonas y sus características [33]:

- (i) Zona de contacto: En esta zona donde ocurre el rozamiento entre ambos materiales. Es la zona con mayor deformación plástica y esfuerzos residuales, además de que se caracteriza por tener un gran refinamiento de grano [33].

- (ii) Zona completamente plastificada: El material está sujeto a una gran deformación plástica aun y cuando no está directamente en la zona de contacto. Dentro de esta región la densidad de dislocaciones es extremadamente alta, debido al calor suficientemente alto, el material sufre una recristalización dinámica. Los granos en esta zona son finos y equiaxiales [33].
- (iii) Zona parcialmente deformada: La tasa de esfuerzos, temperatura y deformación plástica son menores a la que se presenta en la zona (ii). En esta zona se presentan granos más gruesos [33].
- (iv) Zona libre de deformación: En esta zona, dependiendo de la temperatura alcanzada y el material, puede llevar a una transformación de fases en la microestructura, pero en esta zona no ocurre demostración plástica. El tamaño de grano puede crecer en esta zona [34].

### *2.5.5 Mecanismo de unión*

Se ha concluido [34] que la difusión es un mecanismo principal que contribuye a la soldadura por fricción. Esto es ayudado por la acción de limpieza creada por la rotación relativa simultánea y la presión normal aplicada, además de la fuerza impulsora probable proporcionada por la presión de la forja.

En juntas metálicas diferentes, la difusión puede mejorar o deteriorar las propiedades de la soldadura. Por ejemplo, cuando se suelda un acero de aleación con alto contenido de carbono a un acero al carbono medio liso, la descarburación a través de la soldadura puede aumentar la ductilidad de la junta. Por otro lado, la formación de capas intermedias duras, como las fases intermetálicas al unir hierro y aluminio, cobre y titanio, etc., puede hacer que la unión se vuelva quebradiza [63].

### *2.5.6 Caracterización de las uniones*

### 2.5.6.1 Dureza

G. Ananda Rao y colaboradores [63] analizaron el gradiente de dureza de sus soldaduras entre AISI 304 y AA2219 y reportaron lo siguiente (Figura 24):

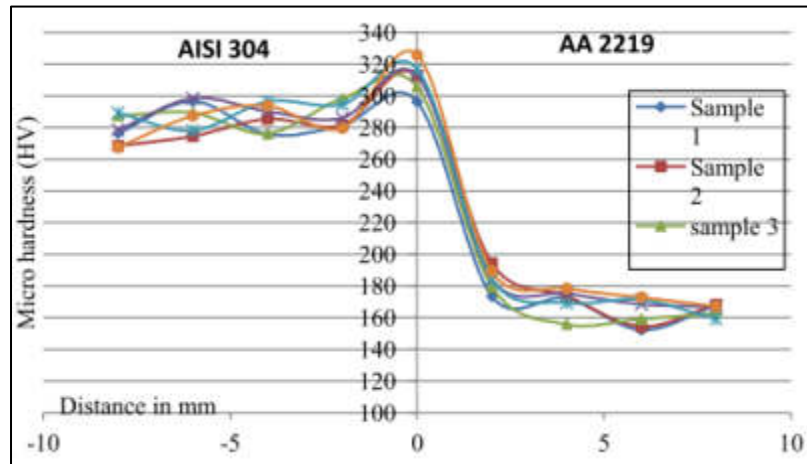


Figura 24 Distribución de dureza de 6 soldaduras obtenidas por fricción rotacional continua [63]

Los resultados de la distribución de dureza indica una clara tendencia; mientras que el AISI 304 ronda entre los 265-300 Vickers, la AA 2219 tiene una variación a partir del punto del cual se midió, siendo la zona con una dureza más alta conforme es más cercano a la interfaz, en cambio el acero se mantiene estable en la variación entre muestras con respecto a la distancia a partir de la interfaz. La conclusión a la que llegaron los autores que la de microdureza muestra un pico en sus valores cerca de interfaz cuando aumenta la presión de forja [42], [44].

En cambio, C.H Muralimohan y colaboradores [42] midieron la dureza de la soldadura en dos zonas, en el centro de la unión y en la periferia obteniendo los siguientes resultados (Figura 25):

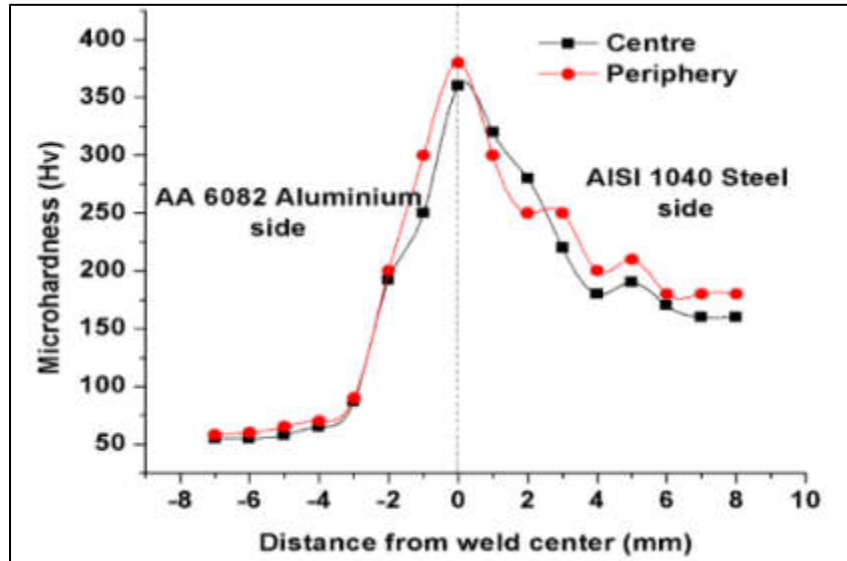


Figura 25 Perfil de dureza que muestra la variación de dureza en las regiones central y periférica registradas en la interfaz de la unión [2].

En el caso del aluminio lo que se tiene es un decaimiento en la dureza conforme se aleja de la interfaz, variando desde 50-300 HV en la periferia de la unión y una variación en la región central de la soldadura desde 50-250 HV dentro de la región de AA 6082, mientras que del lado del AISI 1040 la variación de la dureza no es tan significativa como en el lado del aluminio. Los autores no analizaron este cambio en la variación entre regiones donde se midió la dureza, el cual puede deberse al reblandecimiento de esa zona por el crecimiento del tamaño de grano, en la cual el calor tardaría más en disiparse al contrario que en la periferia. Lo que sí reportan y concluyen estos autores es que el patrón de dureza de la soldadura incrementa con la carga de forja.

En el caso del estudio realizado por E. Taban y colaboradores [66] no encontraron una variabilidad significativa en la dureza del AISI 1018. Reportaron que la temperatura máxima alcanzada en la interfaz de la soldadura fue de 400°C. Este material al tener una matriz ferrítica la temperatura máxima alcanzada en la interfaz no fue suficiente para transformar la microestructura, conservando así sus propiedades mecánicas.



S. Kalsi y colaboradores [66] estudiaron la variación del gradiente de dureza entre aceros con diferente porcentaje de carbono entre 0.10-0.64% llegando a dos conclusiones; la dureza de las uniones en los aceros de entre 0.2% y 0.6% de carbono no tienen un cambio significativo y que, a valores muy bajos de carbono, un incremento en la presión de forja incrementa el valor de la dureza (Figura 26)

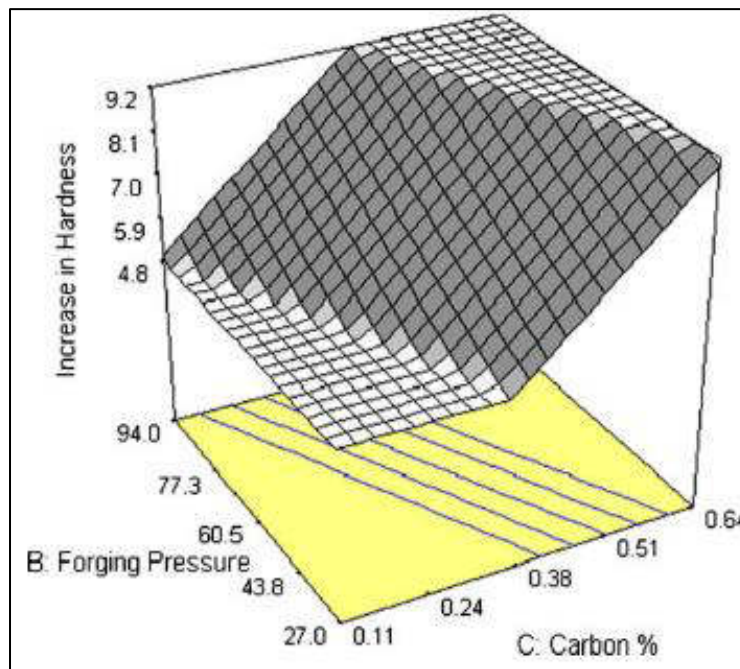


Figura 26 Incremento de la dureza vs contenido de carbono y presión de forja [4]

## 2.6 Tipos de fractura

La fractura frágil y fractura dúctil son dos tipos comunes de fractura. La fractura frágil implica el crecimiento de grietas con poca o ninguna deformación dúctil del material alrededor de la punta de la grieta. Este es un modo de fractura indeseable porque el agrietamiento frágil puede conducir a una falla completa del material muy rápidamente cuando se alcanza una carga crítica. La fractura dúctil, por el contrario, implica la deformación plástica del material en la punta de la grieta. Esto a menudo da como resultado un modo de fractura estable y predecible en el que el crecimiento de grietas solo puede ocurrir bajo una carga aplicada creciente; cuando la carga se

reduce la fisura deja de crecer. Como resultado, la fractura dúctil es el modo de falla preferido para materiales tolerantes al daño. Ya sea que se produzca una fractura frágil o dúctil, el modo de fractura depende de muchos factores, incluido el nivel de tensión, el tipo de carga (estática, cíclica, velocidad de deformación), la presencia de grietas o defectos preexistentes, las propiedades del material, el entorno y la temperatura [67].

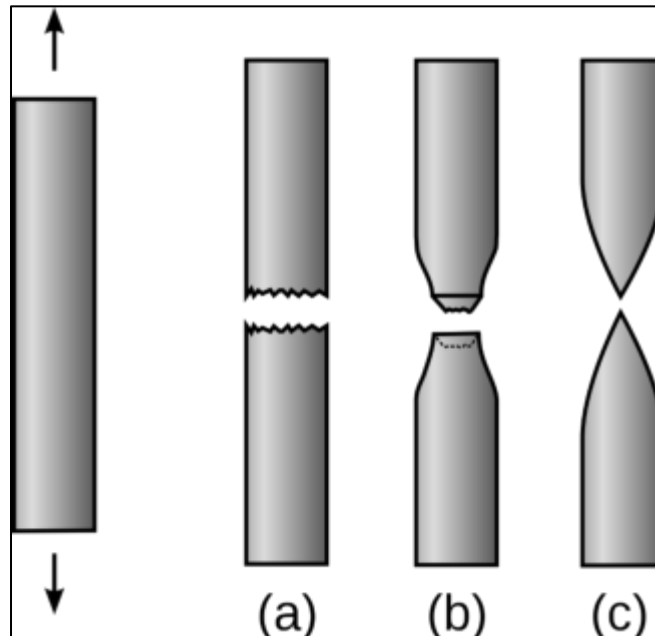


Figura 27 Aspecto esquemático de barras redondas de metal después de la prueba de tracción. (a) Fractura frágil (b) Fractura dúctil, c) fractura completamente dúctil

(c) Fractura completamente dúctil

### 2.6.1 Fractura dúctil

La fractura dúctil es el mecanismo de falla más común en metales a temperatura ambiente. Este modo de daño implica la nucleación de cavidades seguida de una fase de crecimiento del daño y coalescencia impulsada por la deformación plástica. Este modo de falla generalmente ocurre después de grandes deformaciones plásticas. Al principio los huecos se nuclean en las inclusiones y luego crecen, ayudados por la plasticidad. Cuando finalmente se fusionan, se forma una grieta y el material se fractura. Los vacíos también pueden promover un origen de falla. La falla por inestabilidad generalmente involucra una o más bandas de corte. La

separación del material a través de la banda de cizallamiento eventualmente implica la nucleación del vacío a la coalescencia, aunque a escalas de menor longitud [67], [68].

### *2.6.2 Fractura frágil*

La fractura quebradiza es el agrietamiento repentino y muy rápido de un equipo bajo tensión donde el material exhibió poca o ninguna evidencia de ductilidad o degradación plástica antes de que ocurra la fractura. A diferencia de la mayoría de las otras fallas por tracción, donde el material se deforma plásticamente en condiciones de sobrecarga y se vuelve más delgado hasta el punto de ruptura, cuando una pieza del equipo sufre una fractura frágil, no hay adelgazamiento ni estrechamiento. Más bien, este mecanismo de daño a menudo causa grietas sin previo aviso, a veces fracturando el equipo en muchas piezas.

La fractura frágil a menudo es causada por bajas temperaturas. Por ejemplo, si la temperatura del acero está en o por debajo de su temperatura de transición de frágil a dúctil, entonces será susceptible a fracturas frágiles [69]. Combinado esto con un defecto de tamaño crítico y una alta tensión en ese defecto (ya sea aplicado o residual), y es probable que experimente una fractura frágil.

Hay dos tipos principales de fracturas frágiles: transgranulares e intergranulares. En las fracturas transgranulares, la fractura se propaga a través los granos presentes en el material. Cambia de dirección de un grano a otro debido a la diferente orientación de la red de los átomos en cada grano, siguiendo el camino de menor resistencia. La fractura intergranular, por otro lado, ocurre cuando la grieta se desplaza a lo largo de los límites de los granos, en lugar de a través de los granos mismos. La fractura intergranular suele ocurrir cuando la fase en el límite del grano es débil y quebradiza.

## 2.7 Modos de falla

Según la ASM Volumen 12 existen 4 modos de falla esenciales: fractura por cavidades, cleavage, fatiga y ruptura decohesiva. Cada uno de estos modos tiene una apariencia de superficie de fractura característica y un mecanismo o mecanismos por los cuales la fractura se propaga. La mayoría de los mecanismos propuestos para explicar los diversos modos de fractura se basan a menudo en interacciones de dislocación, que implican deslizamientos complejos y relaciones cristalográficas. La discusión de los mecanismos en esta sección no incluirá modelos detallados de dislocación o tratamiento matemático complejo, pero presentará los mecanismos en términos más generales para impartir una comprensión práctica, así como la capacidad de identificar correctamente los modos básicos de fractura [69].

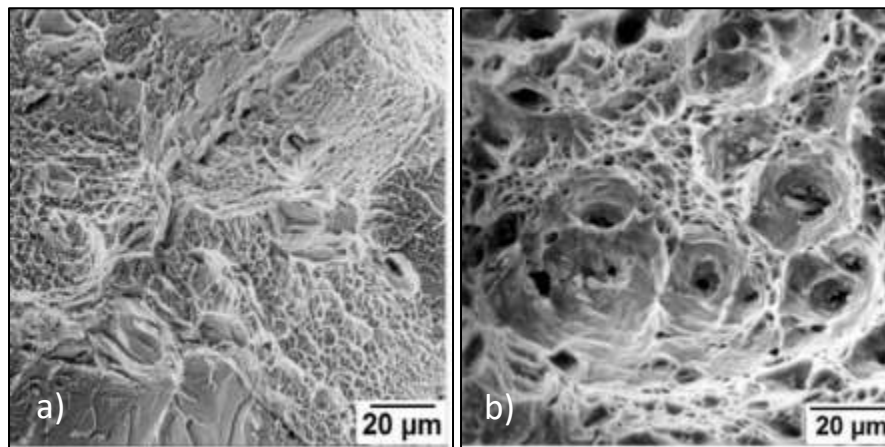
### 2.7.1 Ruptura por cavidades

Cuando la sobrecarga es la causa principal de fractura, la mayoría de las aleaciones estructurales comunes fallan por un proceso conocido como coalescencia de microcavidades. Las microcavidades se nuclean en regiones de discontinuidad de deformación localizada, como la asociada con partículas de segunda fase, inclusiones, límites de grano y acumulaciones de dislocaciones. A medida que aumenta la tensión en el material, las microcavidades crecen, se fusionan y eventualmente forman una superficie de fractura continua. Este tipo de fractura presenta numerosas depresiones que son el resultado directo de la coalescencia de microcavidades. Las depresiones en forma de copa se conocen como cavidades y el modo de fractura se conoce como ruptura de hoyos [69], [70].

El tamaño de las cavidades en la superficie de fractura está regido por el número y distribución de microcavidades que nuclean. Cuando los lugares de nucleación son escasos y están separados, las microcavidades crecen a un tamaño mayor antes de formar una coalescencia, teniendo como resultado una fractura con hoyos largos. En el caso contrario, cuando las microcavidades se encuentran en un área muy

compacta el resultado de la fractura será con hoyos más pequeños que en el caso anterior [69]–[72].

La distribución de los sitios de nucleación de los microcavidades puede influir significativamente en el aspecto de la superficie de la fractura. En algunas aleaciones, la distribución no uniforme de partículas nucleadoras y la nucleación y crecimiento de microcavidades aislados al principio del ciclo de carga producen una superficie de fractura que presenta varios tamaños de cavidades. Cuando los microcavidades se nuclean en los límites de los granos, se produce la ruptura de cavidades intergranular [69], [72].



*Figura 28 Fractura por cavidades a) Transgranular b) Intergranular [71]*

En la literatura se reporta este modo de falla en la interfaz de las uniones entre materiales disimiles. Tanto G. Ananda Rao y colaboradores como C. H. Muralimohan y colaboradores [42], [63] reportan este tipo de ruptura en dicha zona con patrones transgranulares.

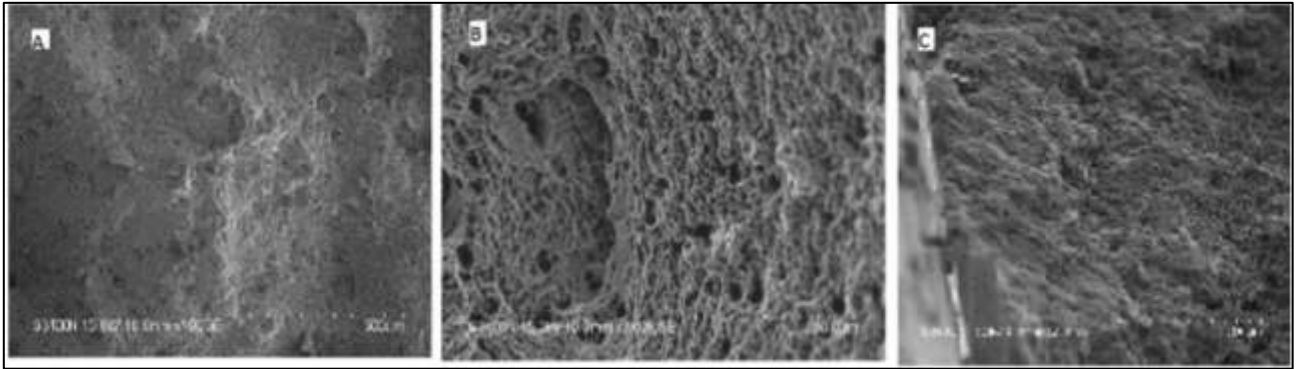


Figura 29 Imágenes de fractura de soldaduras por fricción a diferentes velocidades angulares por SEM SE, en la figura b se observa un patrón de ruptura por cavidades [63]

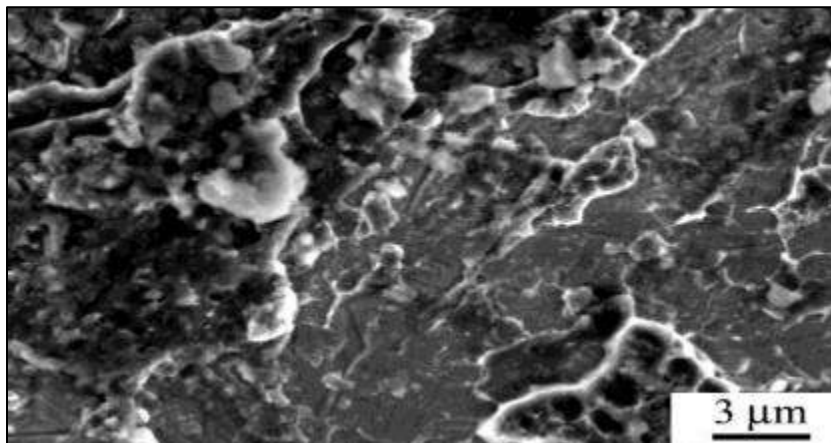


Figura 30 Imagen de fractura por SEM SE mostrando el patrón de ruptura por cavidades en la zona inferior derecha de la imagen [42]

## 2.8 Aplicaciones en vehículos

Una de las aplicaciones más comunes en vehículos ligeros de aleaciones de aluminio soldadas con acero es en el bastidor auxiliar, el cual tiene la función de soportar la suspensión, el motor y la caja de cambios Figura 31, y también proporciona suficiente rigidez de soporte y contribuye al control en modo colisión [4].

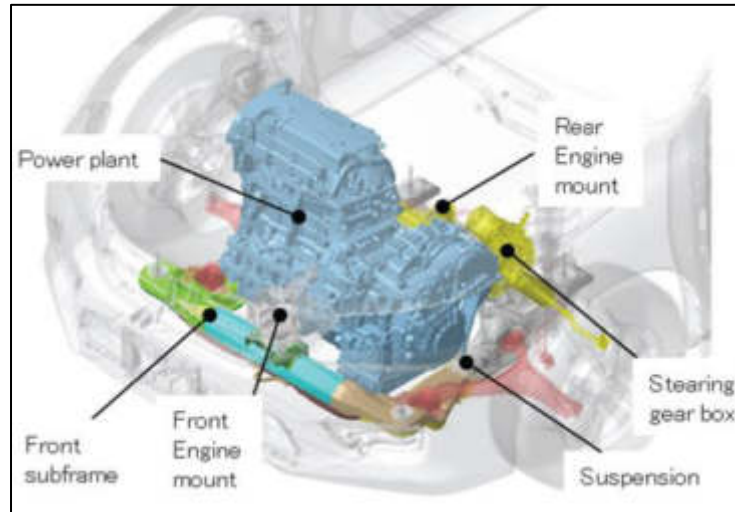


Figura 31 Posición del bastidor auxiliar frontal en un vehículo ligero [4]

En la Figura 32 se observa el diseño del bastidor auxiliar híbrido. El miembro trasero está hecho de aluminio de fundición proporcionar y aumentar la rigidez de soporte para el motor y la caja de cambios, con el objetivo de reducir tanto el peso como la cantidad de componentes.

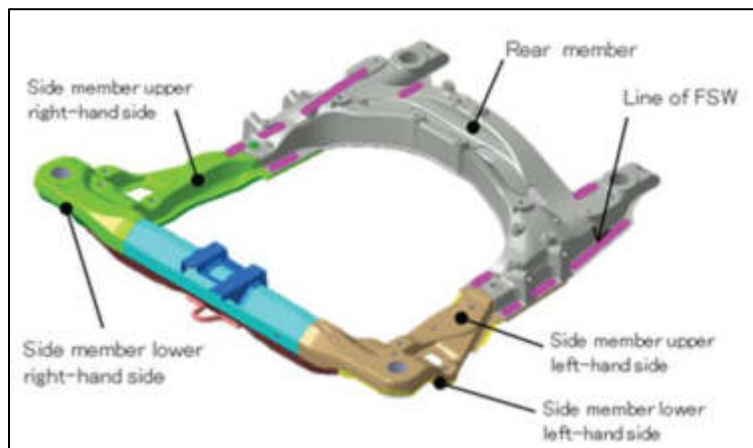


Figura 32 Bastidor auxiliar híbrido [3]

Honda llegó a aplicar la tecnología para fabricar un componente clave de la carrocería, un bastidor auxiliar delantero, del "Accord 2013", el automóvil insignia de la compañía que se lanzó en septiembre de 2012 [3].

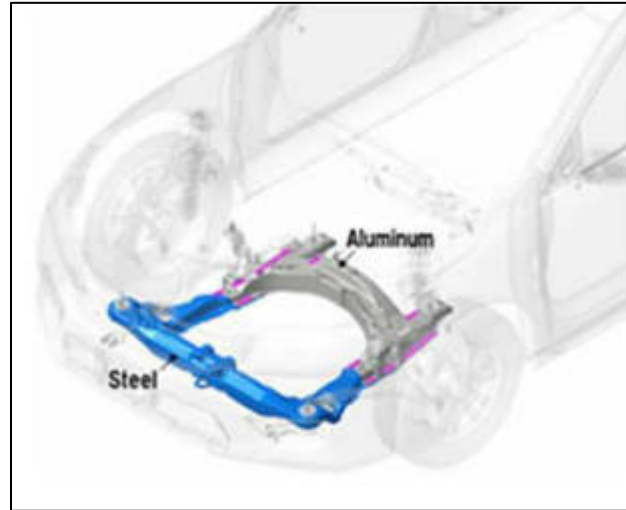


Figura 33 Bastidor auxiliar del Honda Accord 2013 [73].

Síntesis del estado del arte????? También hay que agregar lo relativo a simulación y el concepto de Digital Twin.

Falta discutir la cuestión de la geometría, el rizo (nugget)

Discutir también explícitamente las patentes.

### 3.0 Hipótesis

- El cambio en la geometría de las uniones generadas por soldadura por fricción rotacional continua modificará las propiedades físicas y mecánicas tales como microestructura, dureza y resistencia a tracción.

### 4.0 Objetivos

#### 4.1 Objetivo general

- Generar uniones mediante soldadura por fricción rotacional continúa modificando su geometría de modo que se genere un doble rizo que actúe como refuerzo.



## 4.2 Objetivos específicos

- Generar uniones obtenidas mediante soldadura por fricción rotacional entre AA6061-T6 y SAE15B23
- Evaluar la microestructura de los materiales base.
- Evaluar la microestructura de las probetas soldadas.
- Determinar la composición química y espesor de la interfaz creada en las soldaduras.
- Evaluar el comportamiento mecánico de la unión a nivel microscópico.
- Determinar el modo de falla y comportamiento de la fractura en las uniones.

## 5.0 Contribución científica

### 5.1 Contribución científica

Generar conocimiento del comportamiento microestructural de un acero martensítico sometido a soldadura por fricción rotacional unido a un aluminio AA6061-T6.

### 5.2 Contribución social

A través del conocimiento generado en este proyecto sobre uniones disímiles entre acero y aluminio, contribuir al desarrollo de métodos más eficientes de obtención de uniones entre materiales disímiles en la industria automotriz, disminuyendo el peso de los vehículos ganando eficiencia en el consumo de combustible y optimización en el diseño de vehículos, reduciendo así las emisiones de CO<sub>2</sub> a la atmósfera.

### 5.3 Contribución industrial

Contribuir al desarrollo de un proceso de unión más eficiente a través de la soldadura por fricción en metales disímiles para hacerlo más confiable y rentable.

## 6.0 Motivación

Este proyecto surge a partir del interés de una empresa de la localidad explorar métodos alternativos para soldar componentes estructurales de acero con partes de aluminio, buscando reducción de peso.

## Capítulo 3: Metodología experimental

A continuación, se describirá la metodología experimental que se realizó para esta tesis, misma que se resume en la Figura 23.

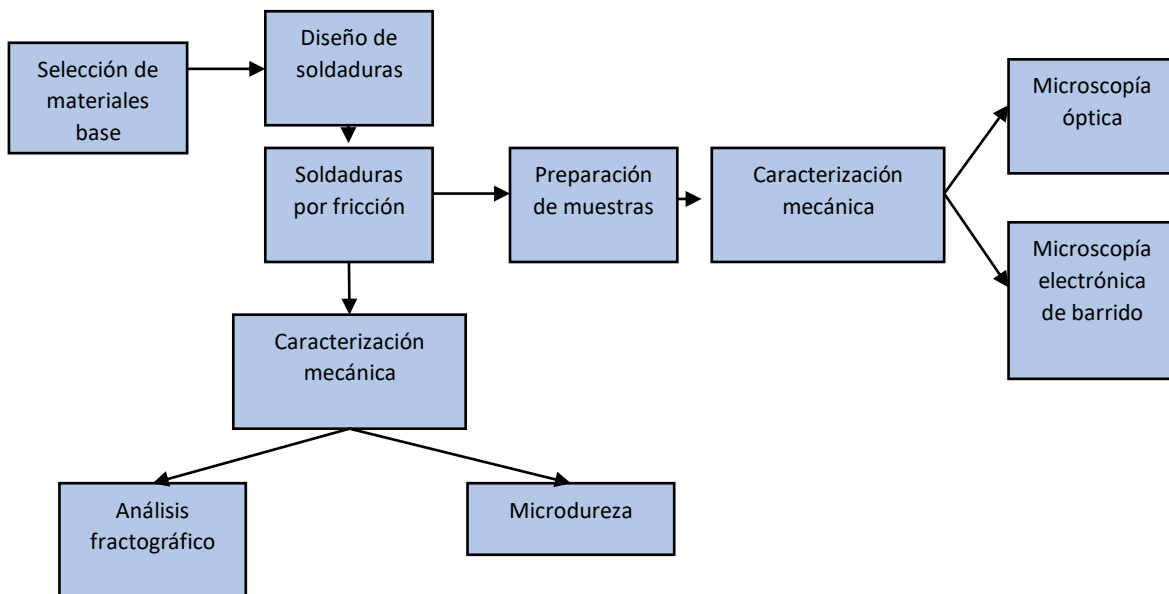


Figura 34 Metodología experimental planteado

## 7.1 Diseño de la soldadura

Se prepararon uniones con la geometría mostrada en la Figura 4, que consta de una barra de aluminio AA6061T6 (Tabla 1) y una placa de acero SAE15B24 modificado, en cuya composición nominal se encuentran como principales elementos aleantes (% peso) el carbono (0.19-0.25), boro (0.005- 0.003) y manganeso (1.35 a 1.65).

Generalmente estas uniones tienen la geometría de la Figura 13, siendo una unión de barra-barra entre materiales disimiles.

La diferencia entre los dos diseños se sitúa en el centro de la barra, siendo la barra totalmente sólida en la soldadura tipo 1, apegado a los diseños encontrados en la literatura. Y en el diseño de la soldadura tipo 2, la barra cuenta con un maquinado a lo largo de toda la barra de 1.27 cm (1/2"); esta variante se utilizó ya que no se encontró nada similar reportado en la literatura.

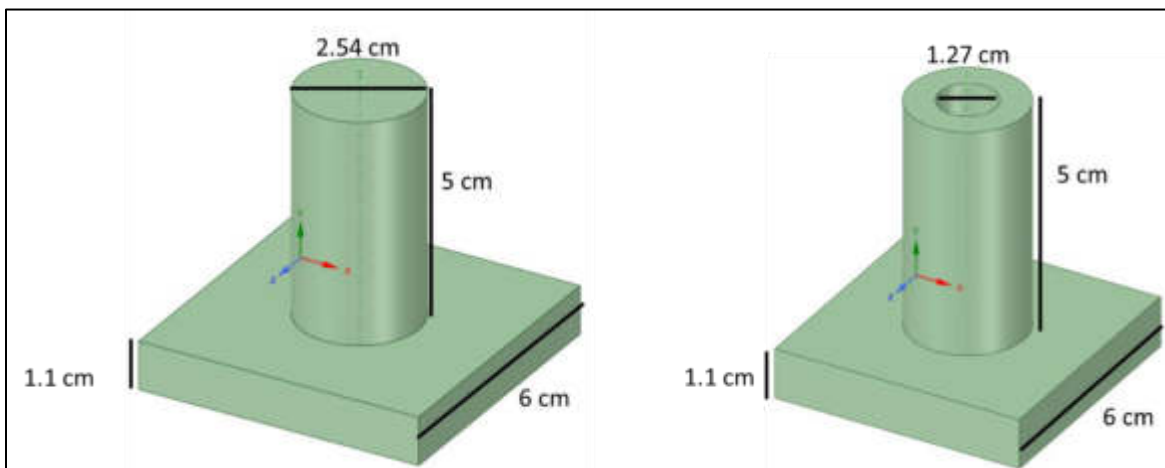


Figura 35 Diseño de la soldadura: Diseño de la izquierda soldadura tipo 1; diseño de la derecha soldadura tipo 2

## 7.2 Materiales base

Se observa en la Figura 35 que el diseño de ambas soldaduras consta de dos piezas, ambos diseños cuentan una barra de aluminio AA6061-T6 situada en la parte superior del diseño y una placa de acero equivalente a la aleación de acero 15B24.

Los materiales se sometieron a una espectroscopía por fluorescencia para corroborar su composición química y determinar que estuvieran dentro de los rangos nominales. Esto se realizó con el equipo *Belec lab 3000s*, teniendo los siguientes resultados (**¡Error! No se encuentra el origen de la referencia.** y **¡Error! No se encuentra el origen de la referencia.**)

*Tabla 3 Composición química de la aleación 15B24 wt%*

%w	Fe	C	Si	Mn	P	S	Ti	Al	B	Nb
SAE15B24	98.35	0.25	0.127	1.15	0.013	0.002	0.033	0.058	0.003	0.009

*Tabla 4 Composición química del AA 6061-T6 wt %*

%w	Al	Si	Mg	Fe	Mn	Cr	Cu	V	Ti	Ni
AA 6061-T6	97.88	0.656	0.851	0.128	0.095	0.087	0.255	0.011	0.027	0.001

Tanto la aleación de acero como la de aluminio se cortaron en la sierra de cinta (Figura 36) dándole las dimensiones especificadas en la Figura 35.



Figura 36 Sierra cinta Baileigh

### 7.3 Soldadura por fricción

Las soldaduras fueron realizadas en una fresadora JET JTM-1050 (Figura 37) bajo los siguientes parámetros (Tabla 5):

Tabla 5 Parámetros de las soldaduras

Soldadura tipo:	RPM	Carga de fricción (Kgf)	Tiempo de fricción (s)	Carga de forja (Kgf)	Tiempo de forja (s)
<b>1</b>	2800	45	30	55	5
<b>2</b>	2800	30	30	45	5



*Figura 37 Fresadora JET JTM-1050*

La placa de acero fue sujeta en la mesa de la fresadora mientras que la barra de aluminio se introdujo en el cabezal de esta y fue impulsada a las RPM antes mencionadas.

La carga aplicada al momento de realizar la soldadura se midió mediante un dinamómetro analógico.

#### 7.4 Preparación de las muestras

Se tomaron muestras de estas uniones de forma transversal a la barra de aluminio, desde el rizo formado hasta el centro de la barra, de forma en la cual se pudiera observar frontalmente la unión obtenida. En la zona superior de la muestra se encuentra el aluminio y en la zona inferior se encuentra la placa de acero.

Tanto las muestras del material base como las muestras de las soldaduras se cortaron con la cortadora de disco (Figura 38) para posteriormente ser montada en

resina de 3 cm de diámetro y una altura no mayor a 2.54 cm. Las muestras fueron montadas en la maquina Beinmount (Figura 39).



*Figura 38 Cortadora de disco de diamante Struers*

Las muestras del material base de acero fueron desbastadas desde la lija de grado 220, 400, 600, 800, 1200 y se pulieron con suspensión de diamante de 3  $\mu\text{m}$  hasta llegar al acabado espejo.

Las muestras del material base del aluminio fueron desbastadas desde la lija de grado 220, 400, 600, 800, 1200 y se pulieron con suspensión de diamante de 3  $\mu\text{m}$  y 1  $\mu\text{m}$  hasta llegar al acabado espejo.

Las muestras de las soldaduras fueron desbastadas desde la lija de grado 220, 400, 600, 800, 1200 y se pulieron con suspensión de diamante de 3  $\mu\text{m}$ , 1  $\mu\text{m}$  y 0.5  $\mu\text{m}$  hasta llegar al acabado espejo.



Figura 39 Prensa montadora de muestras Bainmount

Posteriormente las muestras fueron desbastadas y pulidas en la LabPol-1 (Figura 40). Se analizaron tres tipos de muestras; muestras del material base del acero, muestras del material base del aluminio y soldaduras de ambos tipos.

Las muestras de material base, tanto las de aluminio como las de acero, fueron atacadas bajo el estándar ASTM E407-07(2015)e1 [74] para revelar su microestructura. El acero fue atacado con nital al 3% por 5 segundos y el aluminio fue atacado con una solución de ácido fluorhídrico al 0.5% y agua destilada por 15 segundos, siendo aplicada esta solución con algodón sobre la superficie de la muestra. En ambos casos el reactivo fue retirado de la muestra con alcohol etílico.



Figura 40 Pulidora Struers Labpol-1



## 7.4 Caracterización microestructural

### 7.4.1 Microscopía óptica

Se analizó la microestructura de los materiales base y de las uniones a 100 y 1000 magnificaciones bajo microscopía óptica mediante luz blanca, además, se analizó el flujo que tuvo el aluminio sometido a la deformación como producto de la soldadura por fricción.

### 7.4.2 Microscopía electrónica

Se analizó la microestructura de los materiales base y de las uniones mediante microscopio electrónico de barrido Hitachi SU8020 Figura 41.

Se utilizó el detector de electrones secundarios para observar la microestructura y fases presentes en las muestras a 100 y 1000 magnificaciones tanto en los materiales base como en las soldaduras. Además, se utilizó el detector de electrones retrodispersados para observar los compuestos intermetálicos en la zona de la interfaz a 2000 magnificaciones.



Figura 41 Microscopio electrónico de barrido Hitachi SU8020

## 7.5 Caracterización mecánica

### 7.5.1 Microdureza

Se utilizó el microdurómetro Shimadzu HMV en el cual se analizó la dureza de las muestras de material base y las soldaduras bajo el estándar ASTM E384-17 [2], [63]. Se detallan los parámetros en la Tabla 6.

*Tabla 6 Parámetros usados en la medición de microdurezas*

Material	Carga (N)	Tiempo (s)
15B24	9.807	15
AA6061-T6	0.9807	15



*Figura 42 Microdurómetro Shimadzu HMV*

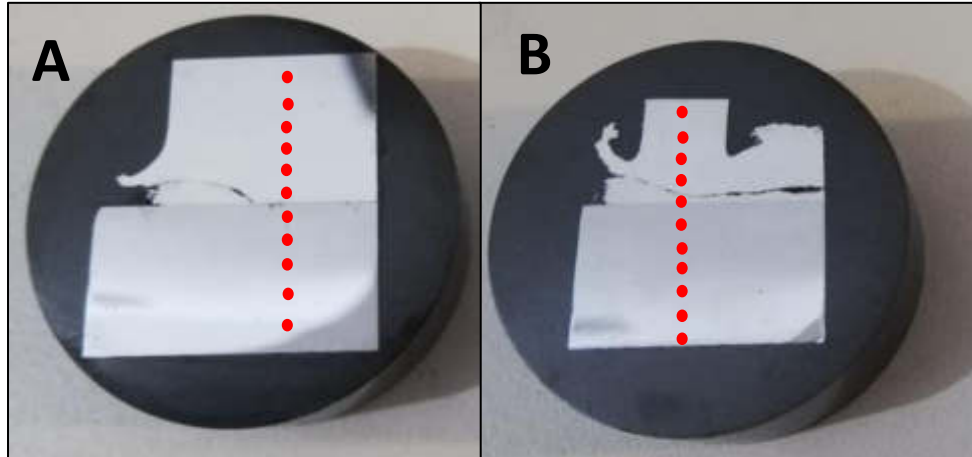


Figura 43 Representación gráfica de zonas donde fue medido el perfil de durezas. A) Soldadura tipo 1. B) Soldadura tipo 2

La medición de dureza se realizó cada 1 mm partiendo de la interfaz hacia el extremo de cada material como se muestra en la Figura 43.

### 7.5.2 Análisis fractográfico

Se hizo un análisis fractográfico mediante microscopía electrónica de barrido mediante electrones secundarios a magnificaciones. Además, se analizó mediante un microscopio metalográfico a 50 magnificaciones mediante luz blanca y se complementó el análisis mediante un estereoscopio a 10 y 20 magnificaciones mediante luz blanca.

## Capítulo 4: Resultados y discusión

### 8.1 Soldaduras por fricción rotacional disímiles

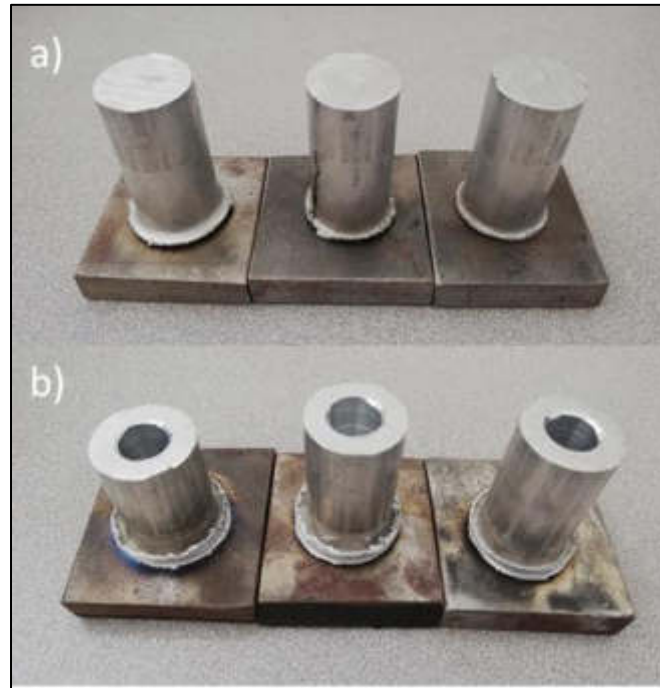


Figura 44 Soldaduras obtenidas bajo los parámetros de la Tabla 5; a) Uniones del tipo 1, b) Uniones del tipo 2

Se obtuvieron resultados favorables debido a que visualmente se observa un rizo formado en la unión, este rizo indica que la deformación del aluminio fue alta y a su vez que éste alcanzó temperaturas iguales o superiores a los 500° de acuerdo con la microestructura observada.

## 8.2 Caracterización microestructural

### 8.2.1 Caracterización del SAE15B24

#### 8.2.1.1 SAE15B24 como material base

Este material presenta martensita fina revenida con un 95% de transformación con algunas zonas de ferrita libre (Figura 45 y Figura 46). En la Figura 45 se observa en la parte superior una capa de descarburación. La dureza de este material se presenta en la Tabla 7.

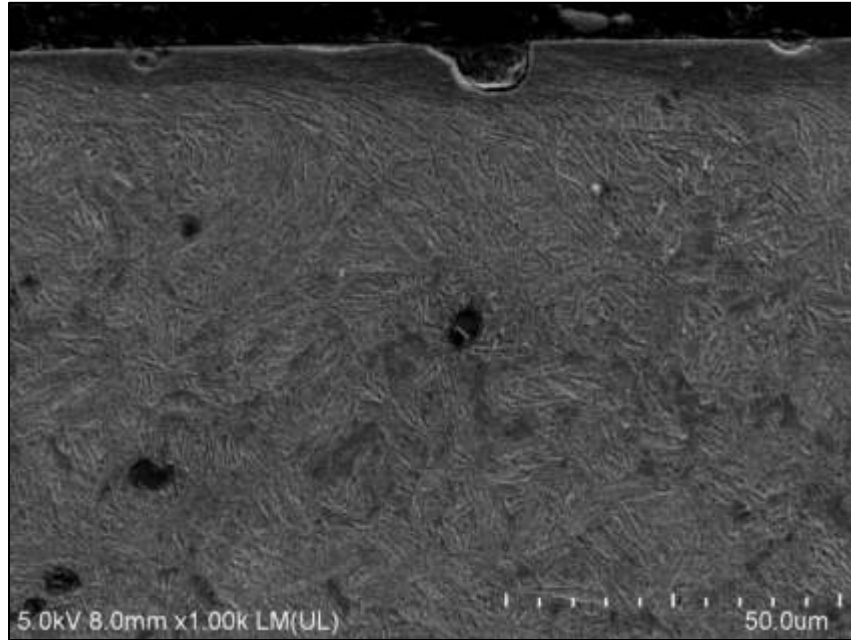


Figura 45 Vista transversal de la microestructura del SAE15B24 modificado visto mediante electrones secundarios a 1000 magnificaciones y 5.0kV

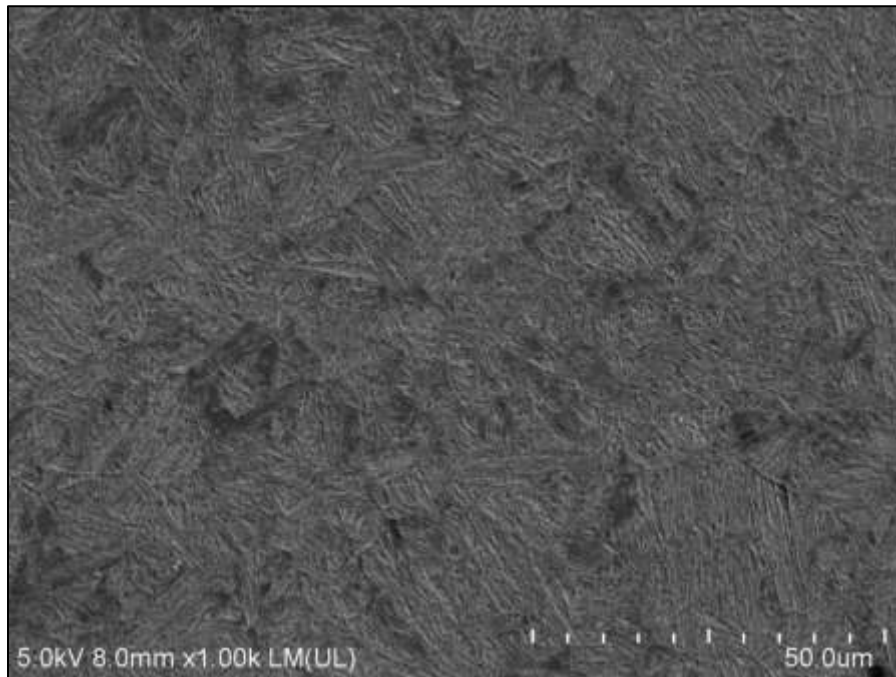


Figura 46 Vista frontal de la microestructura del SAE15B24 modificado visto mediante electrones secundarios a 1000 magnificaciones y 5.0kV

### 8.2.1.2 SAE15B24 de la soldadura por fricción

Dentro de la zona más cercana a la interfaz (Figura 48), en la cual se obtuvo la dureza más baja de este material, se observó un 85% de transformación de la microestructura siendo predominante la martensita fina revenida, de 11-13% de bainita superior y de 4-2% respectivamente de ferrita libre.

A partir de los 5 mm hasta el extremo del material a partir de la interfaz se observó una microestructura del 95% de martensita fina revenida y 5% de ferrita libre (Figura 50), justo como se encontró en el análisis del SAE15B23 en calidad de material base.



*Figura 47 Microestructura del SAE15B24 modificado a x100, en la parte superior se ubica la interfaz de la unión*

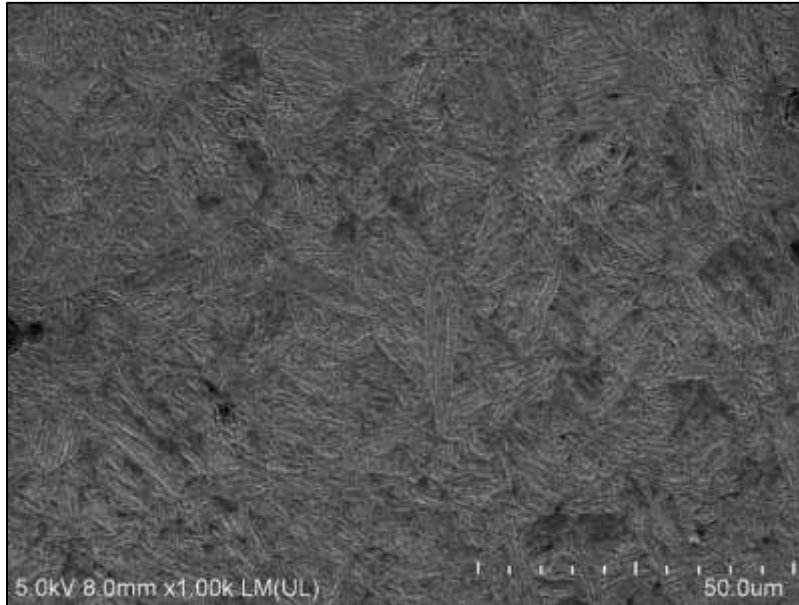


*Figura 48 Microestructura del SAE15B24 modificado a x1000, en la figura se observa una cascarilla de óxido*



*Figura 49 Microestructura del SAE15B24 modificado a x1000, ubicado a 2 mm de distancia de la interfaz*

Cabe mencionar que la microestructura descrita anteriormente se encuentra de igual forma en ambos tipos de soldaduras, esto se relaciona directamente con su comportamiento en la microdureza que se analizará más adelante.



*Figura 50 Microestructura del SAE15B24 modificado en SEM mediante SE a x1000 a 5mm de distancia de la interfaz, teniendo matriz martensítica con zonas de ferrita libre*

## *8.2.2 Caracterización del AA6061-T6*

### *8.2.1 Caracterización del AA6061-T6 como material base*

La microestructura del AA6061-T6 presenta fase  $\alpha'$  como es típico de esta aleación, siendo esta la de color más claro presentado en la Figura 53; y dentro de esta fase se ubican los precipitados del tipo  $\text{Fe}_3\text{SiAl}_2$ . La dureza de este material se presenta en la Tabla 7.

También se analizó esta aleación de manera transversal Figura 54 y se observó claramente el flujo de los granos, los cuales van de acuerdo con la dirección de la extrusión del material, además también se aprecian precipitados  $\text{Fe}_3\text{SiAl}_2$  siendo las zonas oscuras indicadas.



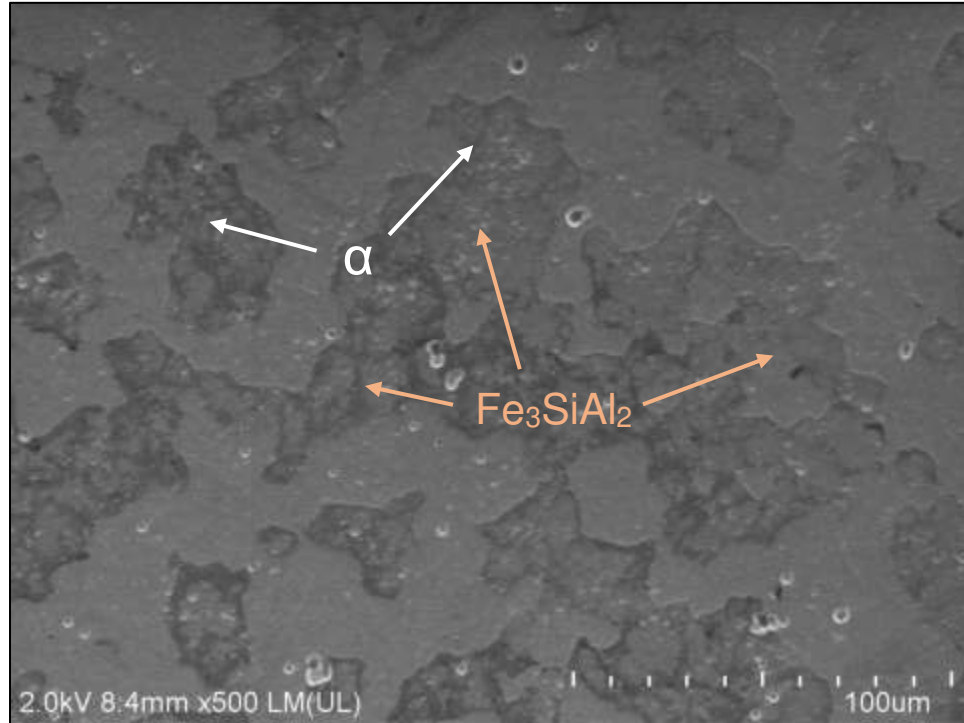


Figura 51 Vista superior de AA6061-T6 observada mediante electrones secundarios a 500 magnificaciones y 2.0Kv, se aprecia la fase alfa y precipitados de la fase  $Fe_3SiAl_2$

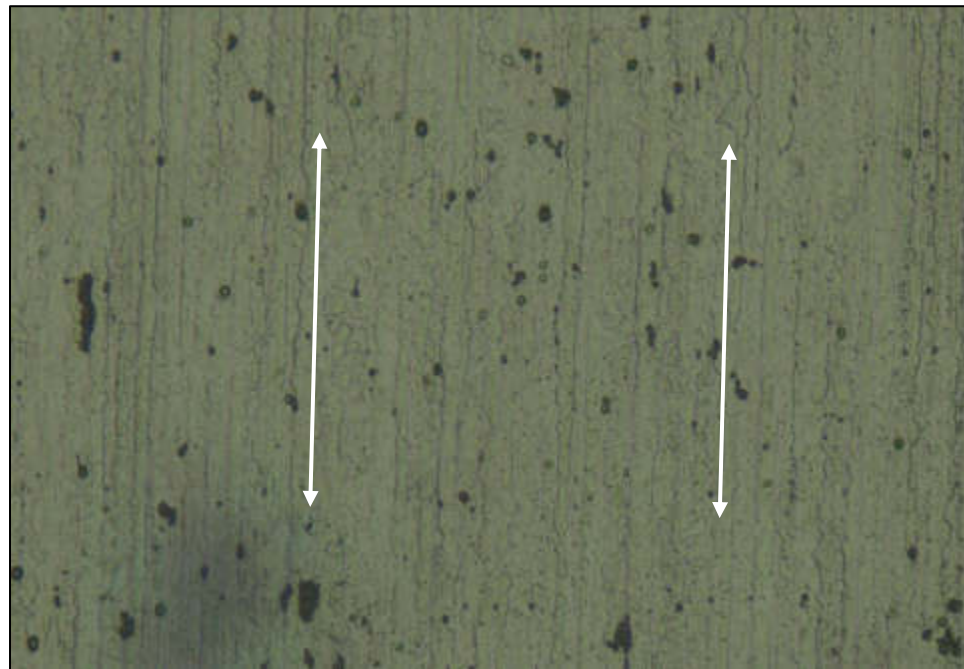


Figura 52 Vista transversal de AA6061-T6 observada mediante electrones secundarios a 50 magnificaciones con luz blanca, se observa el flujo de grano de forma vertical coincidiendo con la dirección de extrusión

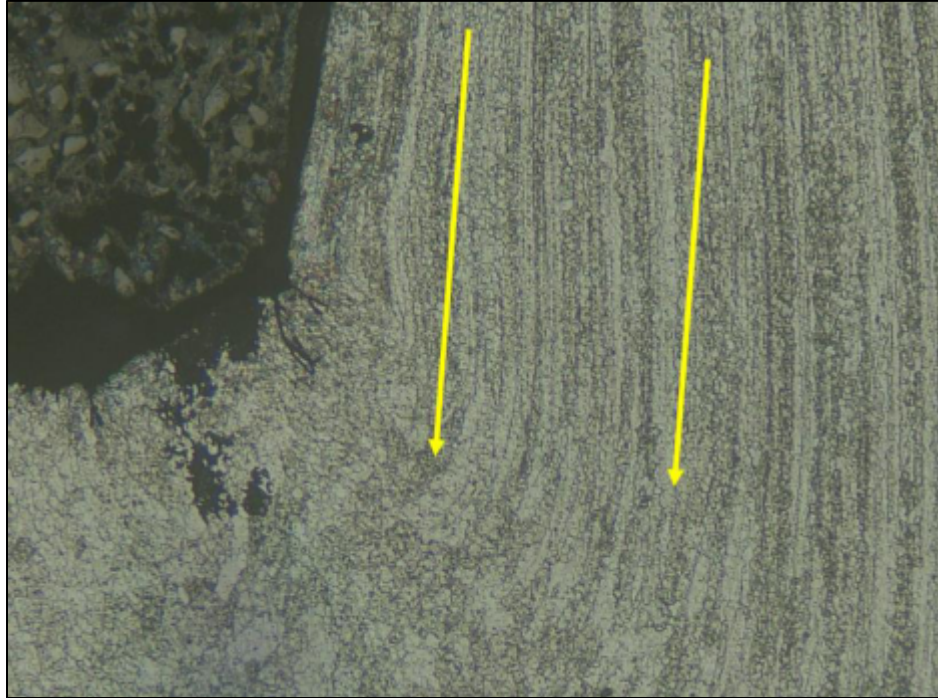
### *8.2.1 Caracterización del aluminio soldado*

En el análisis de la microestructura del aluminio sometido al proceso de soldadura se observa en zonas de baja deformación que se mantiene el flujo original del material base tal como se presenta en la Figura 53. Dentro de esta misma figura se observan zonas de mayor deformación donde se pierde este anterior sentido del grano para estar en un acomodo sin un flujo claro y un tamaño de grano mayor. Esto se observó en ambos tipos de soldadura.

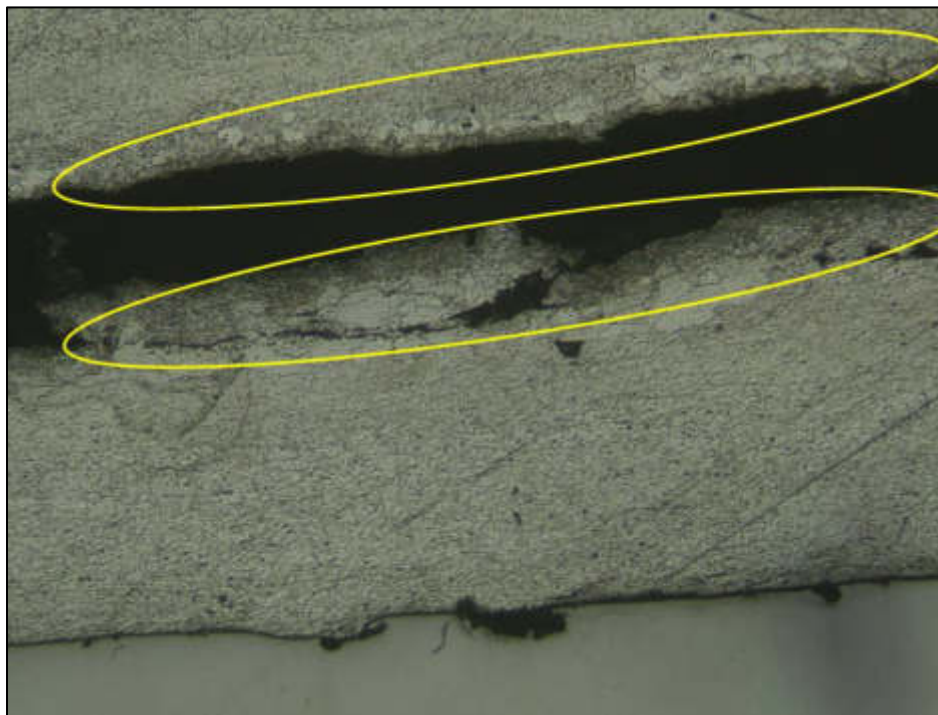
También se encontraron zonas de recristalización del material en zonas aledañas a las grietas del aluminio, indicando un diferencial en el enfriamiento del material. Se observa en la Figura 54 Figura 55 estas zonas mencionadas donde el tamaño de grano varía mucho con respecto al del material base y también varía mucho entre sí mismo dentro de esta zona. Esto solo afecto concretamente en estas zonas junto a grietas o discontinuidades propias del aluminio. Esto se observó en ambos tipos de soldadura. En las zonas junto a la interfaz se encontró una mayor deformación del flujo original del grano y un refinamiento mayor que en cualquier otra zona del aluminio.

De la misma manera se observó en la zona del rizo un área de alta deformación del material (Figura 56) con un flujo de grano altamente direccionado alrededor (representado con líneas amarillas) de un epicentro (representado con líneas rojas) el cual presenta una falta de unión del material y podría ser el origen de grietas las cuales se podrías propagar a lo largo del material debilitando la soldadura.

La microestructura encontrada en el aluminio en ambos tipos de soldadura es muy similar y esto se confirma con los resultados obtenidos en las durezas.



*Figura 53 Microestructura del AA6061-T6 del diseño T2 a x50, al lado izquierdo se observa el inicio de la formación del rizo. Las flechas indican el flujo del grano altamente direccionado.*



*Figura 54 Microestructura del AA6061-T6 a x50 del diseño T2 junto a la interfaz, se observan zonas de recristalización junto a la fractura. En la zona inferior se encuentra la interfaz de la unión.*

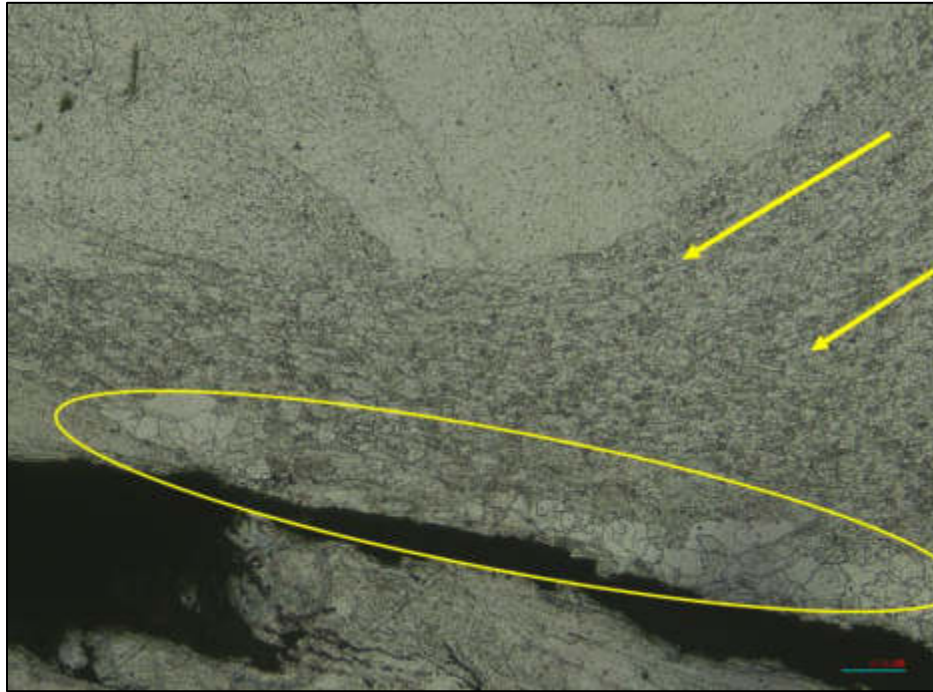


Figura 55 Microestructura del AA6061-T6 del diseño T1 a x50, se observa junto a la fractura zonas de recristalización del material.

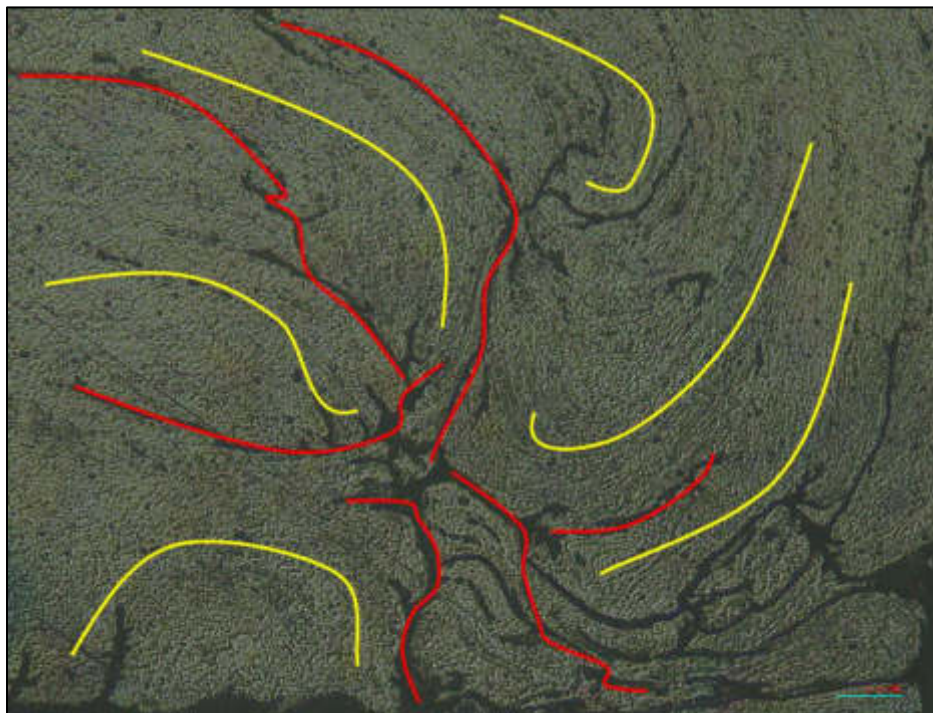


Figura 56 Microestructura del AA6061-T6 a x50 del diseño T1, se observa además de un flujo de grano direccionado, una zona de muy alta deformación con un epicentro posible nucleador de grietas.

### 8.3 Gradiente de durezas

La medición de microdureza surge de la necesidad de conocer el comportamiento mecánico de la soldadura a lo largo de un perfil en el cual se encuentren unidos los materiales, esto para saber cómo cambian dichas propiedades con respecto a su comportamiento mecánico anterior a someterse a las temperaturas alcanzadas debido a la soldadura por fricción rotacional continua. Se aplicaron las cargas de la Tabla 6 buscando una huella que abarcara más de un grano para tener un promedio de durezas en caso de tener más de una fase presente.

A manera de referencia, las durezas nominales de dichos materiales posterior al proceso de soldadura se mencionarán a continuación:

*Tabla 7 Dureza nominal de los materiales base*

Aleación	Vickers	HRC
AA6061-T6	107	...
15B24	361-376	38-39

La medición de dureza se realizó cada 1 mm partiendo de la interfaz hacia el extremo del material y se obtuvieron los resultados que se ilustran en la Figura 57 y Figura 58:

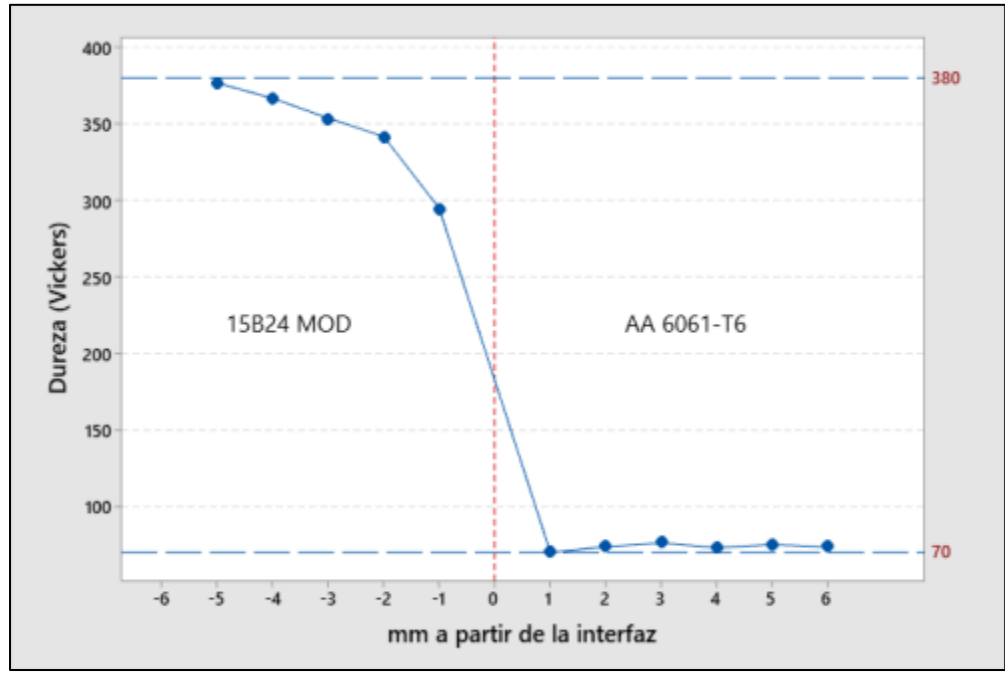


Figura 57 Perfil de dureza en las proximidades de la interfase de la unión disímil del tipo 1. El acero SAE15B24 modificado se encuentra a la izquierda de la interfase, indicada con la línea punteada en la posición central.

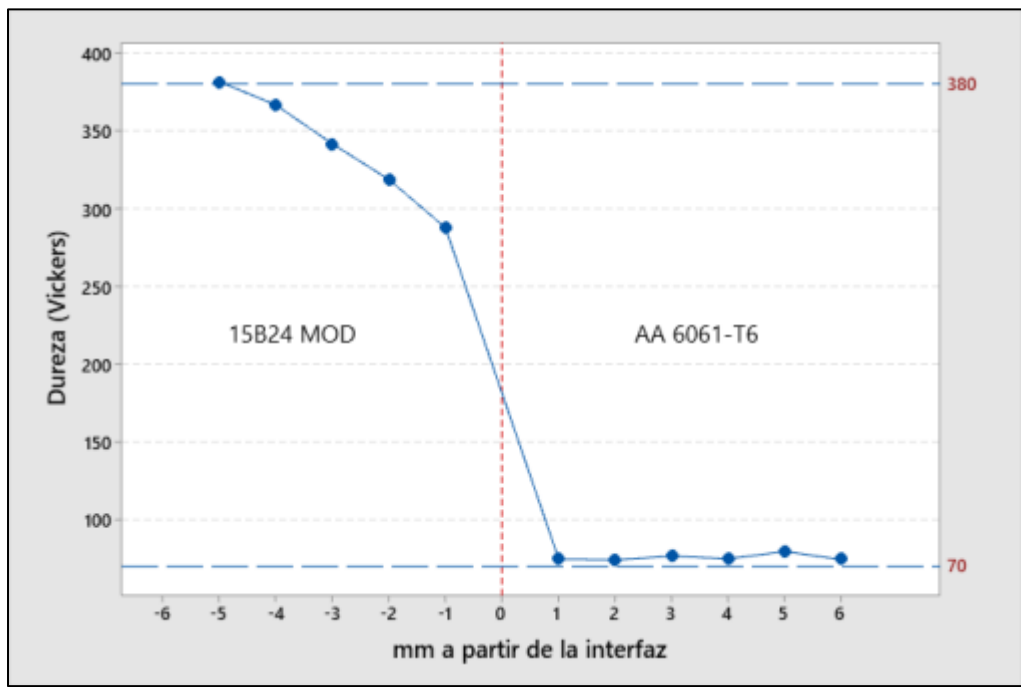


Figura 58 Perfil de dureza en las proximidades de la interfase de la unión disímil del tipo 2. El acero SAE15B24 modificado se encuentra a la izquierda de la interfase, indicada con la línea punteada en la posición central.

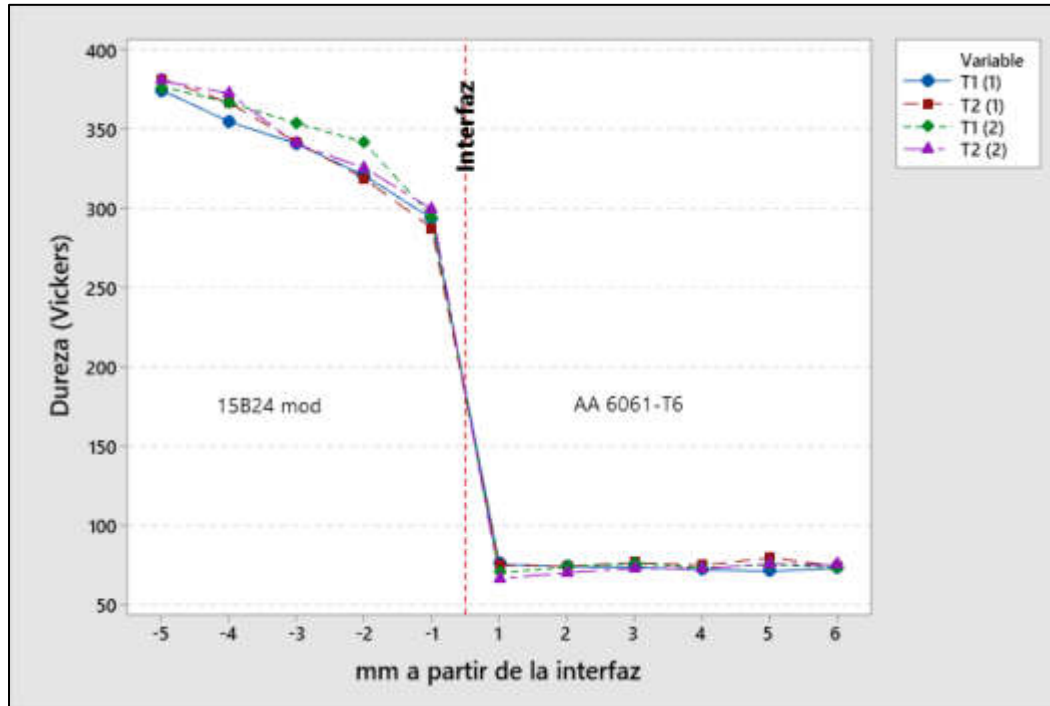


Figura 59 Durezas obtenidas de 4 muestras, para ello se midieron dos soldaduras de cada tipo

Estos análisis de dureza (Figura 57 y Figura 58) revela que la dureza del acero SAE15B24 modificado se ve afectada en una zona del orden de 5 milímetros a partir de la interfaz de la unión, esta se comporta de manera lineal, además de que los resultados a partir de 5 mm la dureza se mantiene entre los 38-39 HRC, la cual es la dureza nominal de la aleación tal como se especifica en la Tabla 7. Además, en la Figura 59 se muestra la comparación entre 4 muestras de soldaduras, entre ellas se incluyeron dos de cada tipo.

Para el aluminio se observó que la dureza se mantiene estable dentro de un rango de 70.3 y 76.4, teniendo aproximadamente 0.5 HRC de variabilidad. Esto corresponde con los resultados de G. Ananda y de E. Taban [2], [63], en los cuales de igual forma el aluminio mantuvo sus propiedades de dureza por debajo de su valor nominal en ambos casos.

En cuanto a la dureza de la interfaz, esta no pudo ser medida con el equipo de utilizado en el proyecto Figura 42 debido a la precisión del mismo equipo, teniendo resultados en esta zona de 130-160 vickers, cuando los resultados esperados para la dureza de las fases intermetálicas se presentan en la Tabla 2.

## 8.4 Análisis fractográfico

### 8.4.1 Modo de falla

Se tiene un modo de falla por esfuerzo a torsión el cual se visualiza a simple vista, teniendo grietas características a 45°. Esto está totalmente relacionado al proceso de soldadura específicamente durante la fase forja que es en la cual el aluminio llega a su máximo par torsor y mayor temperatura, al tener estos dos factores el material supera su límite de cedencia formándose esta grieta.

Cabe mencionar que el análisis fractográfico presentado en este proyecto está limitado a la fractura del propio aluminio, quedando intacta la zona de la interfaz entre el AA6061-T6 y el SAE15B23, de esta manera, todo lo analizado será la forma de falla del propio aluminio sometido al proceso de soldadura por fricción rotacional continua.



*Figura 60 Muestras del tipo 1 y tipo 2 de uniones, en la parte superior se ubica el aluminio, a simple vista presenta una línea de agrietamiento en ambos tipos de soldaduras*

Se identificaron dos zonas en la fractura macroscópica que se obtuvieron por esfuerzo en tensión; teniendo una zona interior y otra zona exterior Figura 61a y Figura 62a. Estas dos zonas presentan modos de falla completamente diferentes teniendo en la zona exterior una fractura frágil y en el interior una fractura dúctil.



Lo primero que se analizó fue el sentido de giro que tuvo el aluminio sobre el acero durante el proceso de soldadura por fricción rotacional continua llegando a la conclusión y de misma forma correspondiendo con la variable experimental que el aluminio tuvo un giro en sentido antihorario tal como se muestra en las Figura 61b y Figura 62b.

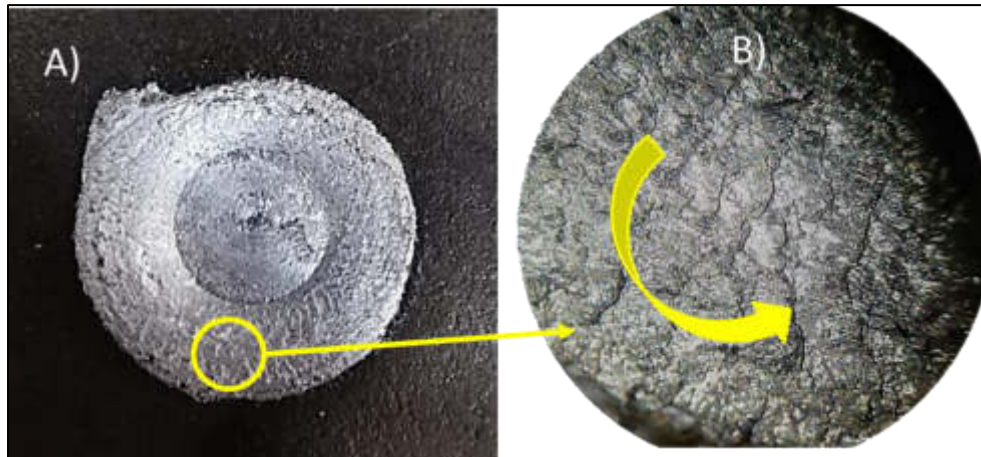


Figura 61 A) Imagen de la fractura de la muestra Tipo 1. b) Imagen magnificada x10 mediante microscopía óptica de la zona exterior de la fractura

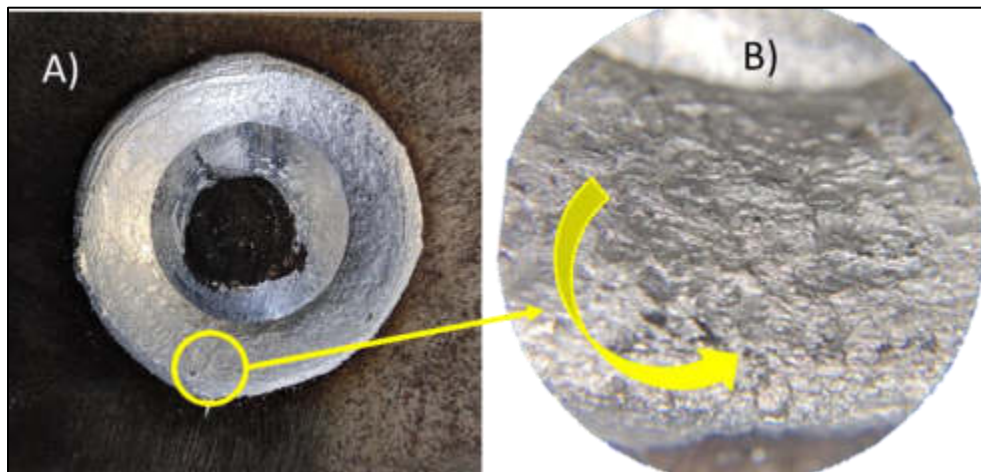


Figura 62 A) Imagen de la fractura de la muestra Tipo 2. b) Imagen magnificada x10 mediante microscopía óptica de la zona exterior de la fractura

Dentro de la zona interior de ambas uniones Figura 63 Figura 65 se encontró una ruptura por cavidades transgranular, tal como se mencionó en el punto 2.7.1 Ruptura por cavidades, esta forma de ruptura se da por microcavidades las cuales al aplicarse una carga (en este caso en tensión) se aglomeran y son las nucleadoras

de la ruptura del material. El material en esta zona sufrió una fractura dúctil ya que se observa una deformación en estas cavidades. Tanto en la soldadura tipo 1 como en la soldadura tipo 2 se encontró esta forma de ruptura.

En la zona exterior de la fractura se determinó que el modo de falla fue por deformación en caliente, ya que como se mencionó anteriormente, la zona exterior de la soldadura fue la que una mayor carga torsional o par torsor durante la fase de forja. Durante esta fase tuvo el agrietamiento a lo largo de toda la cara transversal superior a la zona de la interfaz tras superar su límite de cedencia, pero al mismo tiempo quedando unido por las escamas que se muestran en las Figura 64 Figura 66 algunas zonas, ya que al no estar fracturadas a 90° quedan huecos en donde puede sujetarse el material a si mismo de manera mecánica y no de una forma de unión metalúrgica. Esta zona tuvo dos tipos de fractura; una fractura dúctil al momento de fallar por deformación en caliente durante el proceso de soldadura y una fractura frágil al someterlo a cargas tensoriales a temperatura ambiente.

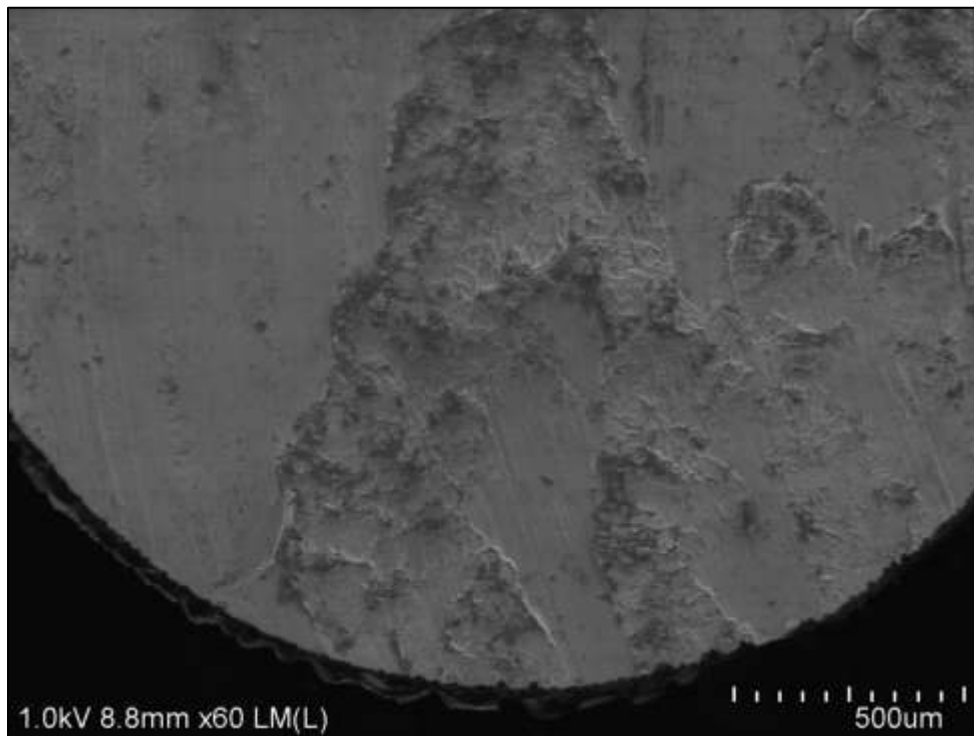
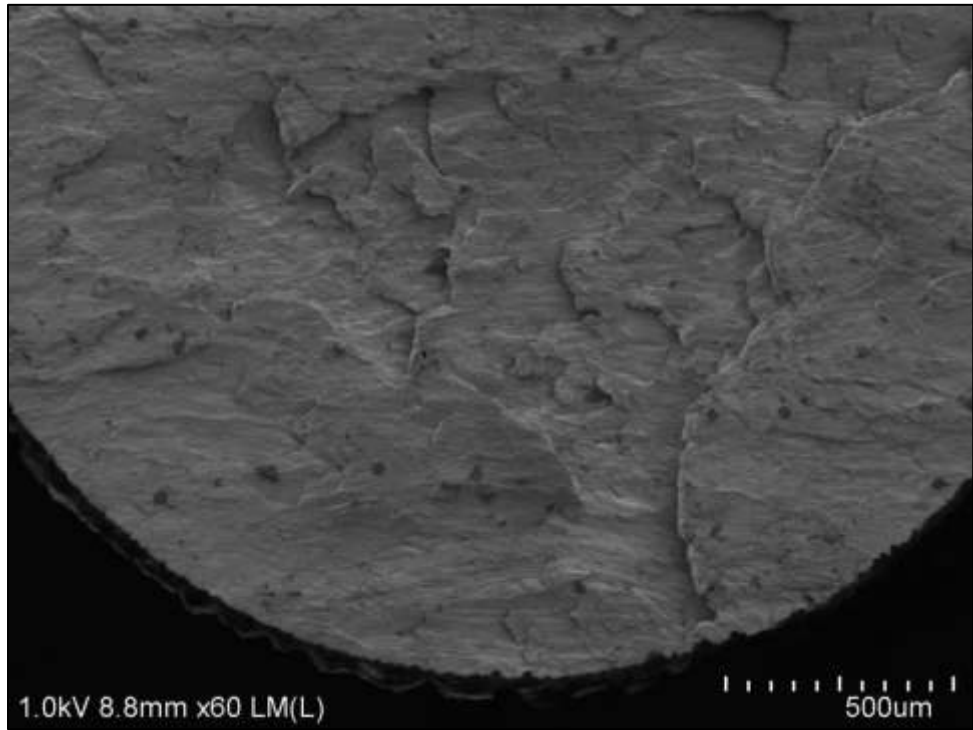
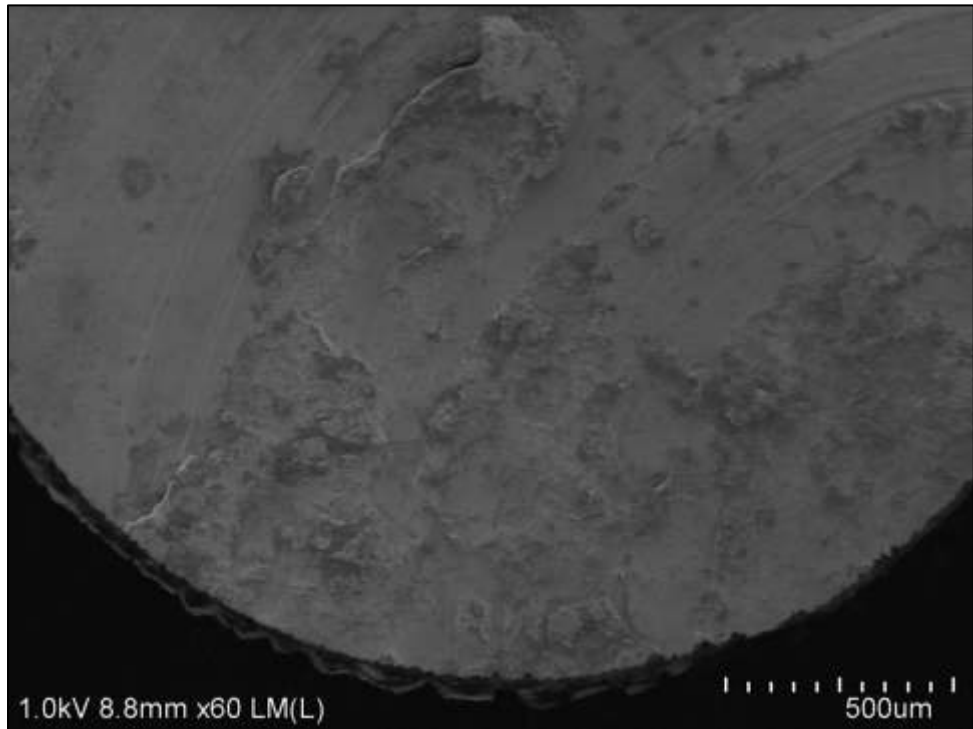


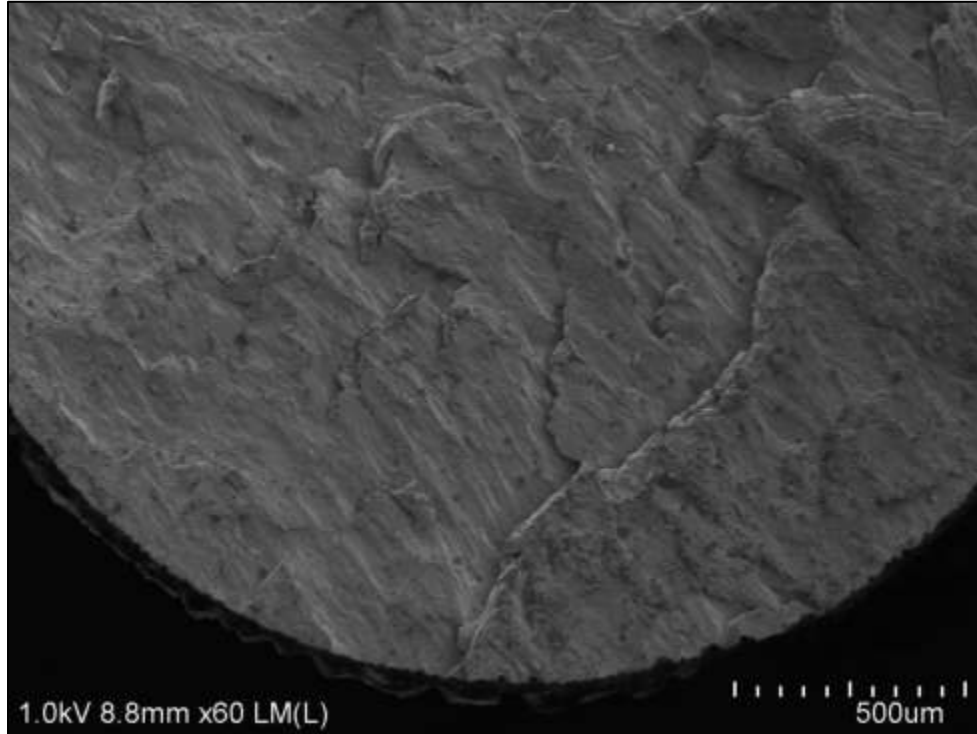
Figura 63 Zona interior de la fractura del AA6061-T6 del diseño T1, teniendo modo de falla por cavidades a x60 SEM SE y 1.0kV de aceleración



*Figura 64 Zona exterior de la fractura del AA6061-T6 del diseño T1, teniendo un modo de falla por deformación en caliente a x60 SEM SE y 1.0kV de aceleración*



*Figura 65 Zona interior de la fractura del AA6061-T6 del diseño T2, teniendo modo de falla por cavidades a x60 SEM SE y 1.0kV de aceleración*



*Figura 66 Zona exterior de la fractura del AA6061-T6 del diseño T2, teniendo un modo de falla por deformación en caliente a x60 SEM SE y 1.0kV de aceleración*

No es posible tener una comparación directa entre los modos de falla obtenidos en este proyecto con los encontrados en la literatura; en esta encontramos que la fractura se encuentra en la interfaz de la unión entre el aluminio y acero mientras que en este caso solo podemos observar una fractura dentro del mismo aluminio.

## Capítulo 5: Conclusiones

- De acuerdo con la microestructura observada en el SAE15B22 se alcanzó una temperatura máxima en la interfaz aproximada a los 500°C.
- La dureza del SAE15B24 alcanzó su valor más bajo en la zona adyacente a la interfaz y aumenta conforme se aleja de esta zona hasta regresar a su dureza nominal a partir de los 5 milímetros, esto confirma su

microestructura, ya que a partir de esa distancia se observó martensita fina revenida en la misma proporción que en su estado de antes de ser soldado.

- El AA 6061-T6 tiene un decaimiento en sus propiedades mecánicas de entre 31 y 36 Vickers, pero se mantiene estable en ese rango de dureza.
- La microestructura del AA6061-T6 no influye de manera significativa en la dureza reportada ya que varían los valores entre mediciones en un máximo de 9 Vickers.
- Ambos tipos de soldadura cuentan con dos zonas bien identificadas en la caracterización de la fractura; la zona interior la cual presenta un tipo de fractura dúctil y la zona exterior la cual presenta un modo de fractura frágil.
- Se reporta el mismo modo de falla en ambas zonas de fractura en los dos tipos de soldadura, en la zona interior ambas presentan una rotura por cavidades mientras que en la zona exterior presenta una fractura por deformación en caliente.
- A diferencia en lo reportado en la literatura, el modo de falla por deformación en caliente se da por el tiempo prolongado del proceso de soldadura, específicamente en la fase de fricción la cual tuvo un tiempo de 30 segundos mientras que en la literatura se reportan tiempos de entre 1.5-5 segundos.

## Capítulo 6: Anexos

### 9.0 Anexos

## 9.1 Trabajo de saltillo

### **COMPORTAMIENTO DE UNIONES METÁLICAS DISIMILES REALIZADAS POR FRICCIÓN ROTACIONAL CONTINUA.**

J. Olmos Rincon<sup>1</sup>, M. Hinojosa Rivera<sup>1</sup>, A. Varela Valdez<sup>1</sup>, J. López Salazar<sup>2</sup>, N. A. Navarrete Alzate<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica, Universidad Autónoma de Nuevo León.

<sup>2</sup> Centro de Innovación y Desarrollo de Ventajas Competitivas, Metalsa.

Autor de Correspondencia: jose.olmosrnc@uanl.edu.mx, Tel. 812-071-6213

#### Resumen

La industria automotriz busca optimizar el diseño de vehículos introduciendo materiales ligeros que promuevan un mayor rendimiento de combustible. En este trabajo se estudian soldaduras por fricción rotacional continua (CDFW) entre acero un martensítico y aluminio 6061-T6. En una primera etapa, se caracterizó la microestructura y dureza de las uniones obtenidas en la región de la interfaz entre el acero y aluminio mediante microscopía óptica, presentando un decaimiento en la aleación 15B24mod de 10 HRC en zonas más cercanas a la interfaz y una estabilidad del aluminio, teniendo una variación máxima de 0.5 HRC dentro de la zona analizada.

#### Palabras Clave

Soldadura por fricción rotacional continua, soldadura automotriz, soldadura disímil.

#### Abstract

The automotive industry seeks to optimize vehicle design by introducing lightweight materials that promote greater fuel efficiency. In this work, continuous rotational friction welds (CDFW) between martensitic steel and 6061-T6 aluminum are studied. In a first stage, the microstructure and hardness of the joints obtained in the region of the interface between steel and aluminum were characterized by optical microscopy, having a decay in the 15B24mod alloy of 10 HRC in areas closer to the interface and a stability of aluminum, having a maximum variation of 0.5 HRC within the analyzed zone.

#### Keywords

Continuous rotational friction welding, automotive welding, dissimilar welding.

## 1. Introducción

La industria automotriz está regida por las preferencias del consumidor, las normas regulatorias y la competencia del mercado. Un punto convergente entre estas directrices es la disminución de emisiones de CO<sub>2</sub> a la atmósfera, lográndolo mediante el incremento de la eficiencia del combustible en los diseños de los vehículos. La reducción del peso del vehículo es la manera más eficiente de eficientizar el consumo del combustible y reducir el consumo total de energía [1]. A la par que se desarrolla la tercera generación de los AHSS se está recurriendo a implementar en la estructura del vehículo aleaciones de otros materiales menos densos que el acero sin reducir el desempeño de sus propiedades mecánicas ni sacrificar la seguridad de los pasajeros

La dificultad de soldar aluminio y acero reside en que sus propiedades físicas son diferentes. Las mayores limitantes son: la casi nula solubilidad entre el acero y el aluminio, la diferencia de aproximadamente 850°C entre sus puntos de fusión y la formación de intermetálicos en la interfaz de la soldadura [7], [12]–[15].

El proceso de soldadura por fricción rotacional continuo consiste en dos fases: fase de fricción y fase de forja, dentro de las cuales existen sus propios procesos inherentes (Figura 1).

Según la forma de la curva de par de fricción, el proceso se puede dividir en dos fases. En la fase inicial, el par aumenta rápidamente hasta un valor máximo después del inicio del proceso luego disminuye gradualmente hasta el valor de equilibrio. El rápido aumento y la disminución gradual del par de torque están asociados con el entrelazado y la rotura de asperezas y el subsiguiente ablandamiento del material en las superficies de contacto por calentamiento por fricción. El par de fricción permanece constante durante esta fase, lo que indica que el proceso alcanza un equilibrio entre el endurecimiento por velocidad de deformación y el ablandamiento por temperatura [16].

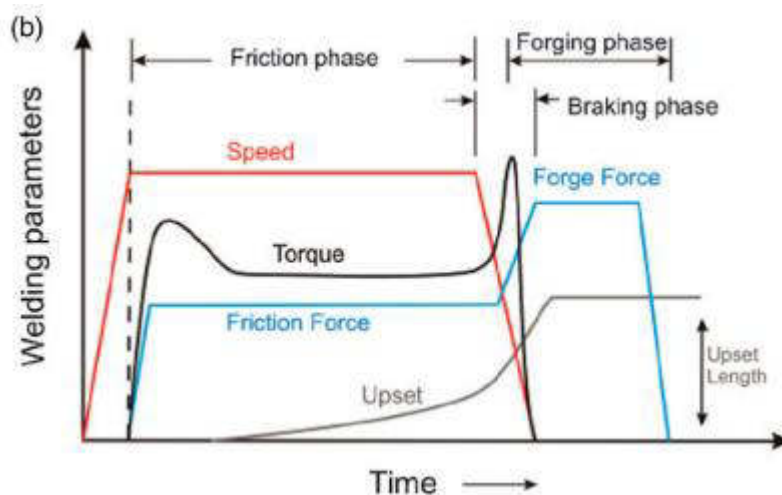


Figura 1 Fases de la soldadura por fricción de accionamiento continuo (CDFW) [14]

El forjado tiene lugar en la segunda fase, que comienza en el momento del frenado. En esta fase comienza la desaceleración del movimiento giratorio. La fuerza axial en esta fase generalmente se incrementa para efectuar el forjado. El par de fricción vuelve a aumentar después del inicio de esta fase, alcanzando otro pico antes de caer bruscamente a cero. Este pico varía con la desaceleración y la fuerza axial aplicada. En algunas circunstancias, este pico final se puede omitir retrasando el inicio de la fuerza de forja [16].

## 2. Metodología

### 2.1 Diseño de las uniones disímiles

Se prepararon uniones con la geometría mostrada en la Figura 2a que consta de una barra de aluminio AA6061T6 (Tabla 1) y una placa de acero SAE15B24 modificado, en cuya composición nominal se encuentran como principales elementos aleantes (% peso) el carbono (0.19-0.25), boro (0.005- 0.003) y manganeso (1.35 a 1.65).

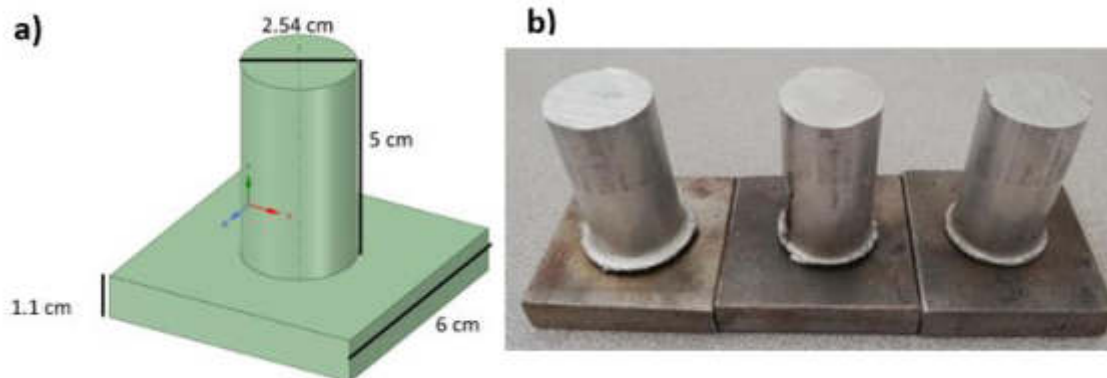


Figura 2 Diseño de las uniones disímiles; a) la barra es de aluminio AA6061T6 y la placa es de acero SAE15B24 modificado, b) el resultado de las uniones disímiles realizadas bajo los parámetros de la Tabla 1

### Soldadura por fricción rotacional continua

Las soldaduras (Figura 2b) fueron realizadas en una fresadora JET JTM-1050 bajo los parámetros (Tabla 1):



Tabla 1 Parámetros de la soldadura

RPM	Carga de fricción (Kgf)	Tiempo de fricción (s)	Carga de forja (Kgf)	Tiempo de forja (s)
2800	45	30	55	5

La placa de acero fue sujeta en la mesa de la fresadora mientras que la barra de aluminio se introdujo en el cabezal de esta y fue impulsada a las RPM antes mencionadas.

La carga aplicada al momento de realizar la soldadura se midió mediante un dinamómetro analógico.

Se obtuvieron resultados favorables debido a que visualmente se observa un rizo formado en la unión, este rizo indica que la deformación del aluminio fue alta y a su vez que éste alcanzó temperaturas superiores a los 250°C, a partir de la cual se pueden obtener uniones consistentes.

Se tomaron muestras de estas uniones de forma transversal a la barra de aluminio, desde el rizo formado hasta el centro de la barra, de forma en la cual se pudiera observar frontalmente la unión obtenida. En la zona superior de la muestra se encuentra el aluminio y en la zona inferior se encuentra la placa de acero.



Figura 3 Microestructura del SAE15B24 modificado a x100, en la parte superior se ubica la interfaz de la unión

Se analizaron las microestructuras del acero y el aluminio a 100X y 1000X

Se analizaron las microestructuras del acero como del aluminio bajo microscopía óptica mediante luz blanca (Figura 3, Figura 4 y Figura 5).

Se analizó la microestructura del SAE15B24 modificado bajo microscopía electrónica de barrido mediante electrones secundarios, utilizando 5.0Kv a 1000 magnificaciones Figura 7.



Figura 4 Microestructura del SAE15B24 modificado a x1000, en la figura se observa una cascarilla de óxido



Figura 5 Microestructura del SAE15B24 modificado a x1000, ubicado a 2 mm de distancia de la interfaz

Para revelar la microestructura y tamaño de grano del acero se utilizó como reactivo nital al 3% por 5 segundos. En el caso del aluminio se utilizó ácido fluorhídrico al 0.5% por 15 segundos utilizando un algodón para aplicar el reactivo y se retiró con alcohol etílico pasado el tiempo antes mencionado.

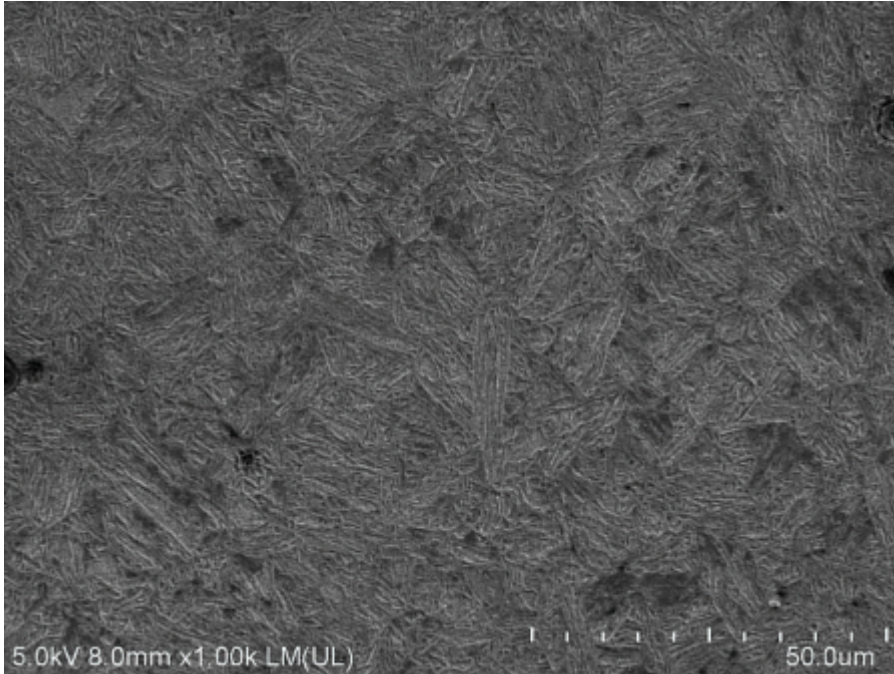


Figura 6 Microestructura del SAE15B24 modificado en SEM mediante SE a x1000 a 5mm de distancia de la interfaz

## 2.2 Microdureza

Se utilizó el microdurómetro Shimadzu HMV en el cual se analizó la dureza de las muestras de material base y las soldaduras bajo el estándar ASTM E384-17 [17]. Se detallan los parámetros en la Tabla 2

Tabla 2 Parámetros usados en la medición de microdurezas

Muestra	Carga (N)	Tiempo (s)
15B24	9.807	15
AA6061-T6	0.9807	15

La medición de microdureza surge de la necesidad de conocer el comportamiento mecánico de la soldadura a lo largo de un perfil en el cual se encuentren unidos los materiales para conocer cómo cambian dichas propiedades con respecto a su comportamiento mecánico anterior a someterse a las temperaturas alcanzadas debido a la soldadura por fricción rotacional continua. Se aplicaron las cargas de la Tabla 2 buscando una huella que abarcara más de un grano para tener un promedio de durezas en caso de tener más de una fase presente.

A manera de referencia, las durezas nominales de dichos materiales posterior al proceso de soldadura se mencionarán a continuación:

Tabla 3 Dureza nominal de los materiales base

Aleación	Vickers	HRC
AA6061-T6	107	...
15B24	361-376	38-39

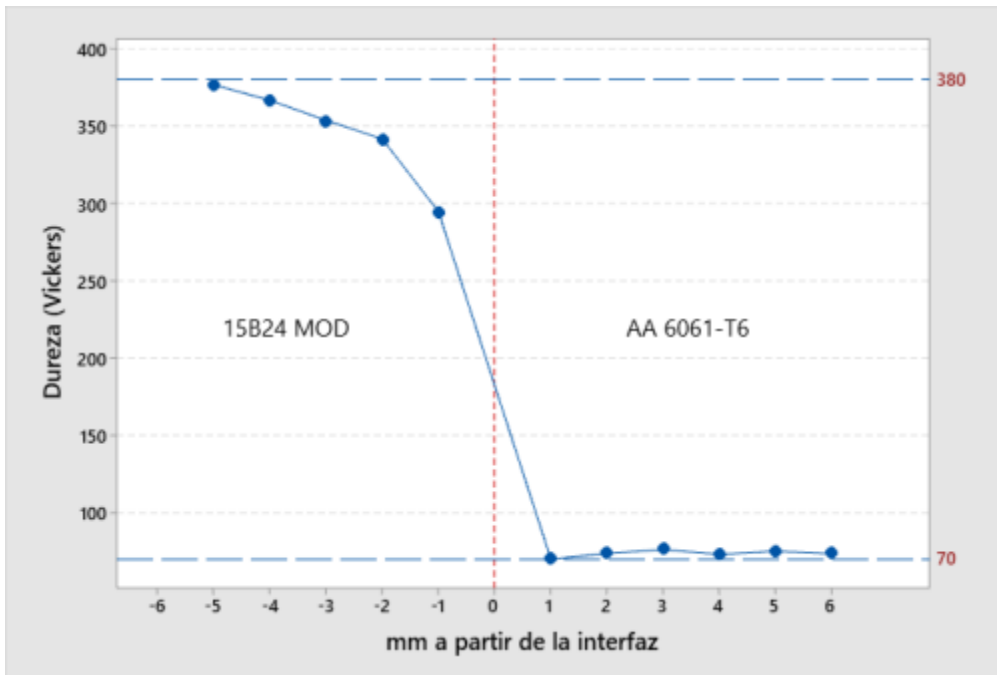


Figura 7 Perfil de dureza en las proximidades de la interfase de la unión disimil. El acero SAE15B24 modificado se encuentra a la izquierda de la interfase, indicada con la línea punteada en la posición central.

La medición de dureza se realizó cada 1 mm partiendo de la interfaz hacia el extremo del material y se obtuvieron los resultados que se ilustran en la Figura 7.

### 3. Discusión de resultados

El análisis del perfil de dureza mostrado en la Figura 7 revela que la dureza del acero SAE15B24 modificado se ve afectada en una zona del orden de 5 milímetros a partir de la interfaz de la unión, esta se comporta de manera lineal, además de que los resultados a partir de 5 mm la dureza se mantiene entre los 38-39 HRC, la cual es la dureza nominal de la aleación tal como se especifica en la Tabla 4. Se muestra en la Figura 6 cómo se comporta la microestructura a partir de los 5mm antes mencionados es la misma a lo largo de lo que resta del material base siendo en su totalidad martensita fina revenida.

Dentro del milímetro 0 (0.15”), siendo esta la zona de medición de dureza más cercanamente posible dentro del acero, se obtuvo la zona con la dureza más baja reportada, teniendo un resultado de 29.1 HRC la cual corresponde directamente con su microestructura de la Figura 4 en la cual se pueden encontrar zonas de bainita inferior, ferrita libre y martensita revenida esferoidizada. En la Figura 5 la cual se sitúa dentro del primer milímetro a partir de la interfaz se observa 85% de transformación de fase, siendo predominante la martensita fina revenida, de 11-13% de bainita inferior y de 2-4% de ferrita libre.

G. Ananda y colaboradores [18] reportan resultados inversos en el comportamiento de la dureza del AISI 304, siendo contrario a los obtenidos en este estudio, ya que al acercarse a la zona de la interfaz la dureza aumenta para llegar a su punto máximo dentro de la zona adyacente a la interfaz. Mencionaban que esto era debido a que el material sufrió endurecimiento por deformación.

En el caso del estudio realizado por E. Taban y colaboradores [3] no encontraron una variabilidad significativa en la dureza del AISI 1018. Reportaron que la temperatura máxima alcanzada en la interfaz de la soldadura fue de 400°C. Este material al tener una matriz ferrítica la temperatura máxima alcanzada en la interfaz no fue suficiente para transformar la microestructura, conservando propiedades mecánicas.

Para el aluminio encontramos que la dureza se mantiene estable dentro de un rango de 70.3 y 76.4, teniendo aproximadamente 0.5 HRC de variabilidad. Se puede deducir que la deformación sufrida por el proceso de CDFW fue equitativa a lo largo del AA6061-T6, por lo tanto, su comportamiento mecánico será similar a lo largo de la porción del material analizado. Ambos estudios [18] [3] reportan que la dureza del aluminio decae con respecto a sus propiedades nominales, pero en ambos casos se mantienen estables al igual que los resultados de este estudio.

#### 4. Conclusiones

La dureza del SAE15B24 modificado tiene su valor más bajo en la zona adyacente a la interfaz y aumenta conforme se aleja de esta zona hasta estabilizarse en su dureza nominal a partir de los 5 milímetros, esto confirma su microestructura, ya que a partir de esa distancia se observó martensita fina revenida en la misma proporción que en su estado de antes de ser soldado.

El AA 6061-T6 tiene un decaimiento en sus propiedades mecánicas de entre 31 y 36 Vickers, pero se mantiene estable en ese rango de dureza.

#### 5. Agradecimientos

Un especial agradecimiento al M. C. Alejandro Cazares y a Santiago Estrella por el apoyo brindado en la realización de las soldaduras y a Conacyt por todo el apoyo brindado.

#### 6. Referencias

- [1] World Auto Steel, "Steel Eliminates the Weight Gap with Aluminium for Car Bodies," no. Feb, 12463.
- [2] M. Y. Demeri, *Advanced High-Strength Steels*. O: ASM international, 2013.
- [3] E. Taban, J. E. Gould, and J. C. Lippold, "Dissimilar friction welding of 6061-T6 aluminum and AISI 1018 steel: Properties and microstructural characterization," *Mater. Des.*, vol. 31, no. 5, pp. 2305–2311, 2010, doi: 10.1016/j.matdes.2009.12.010.
- [4] Y. Kusuda, "Honda develops robotized FSW technology to weld steel and aluminum and applied it to a mass-production vehicle," *Ind. Rob.*, vol. 40, no. 3, pp. 208–212, 2013, doi: 10.1108/01439911311309889.
- [5] S. Ohhama, T. Hata, T. Yahaba, T. Kobayashi, T. Miyahara, and M. Sayama, "Application of an FSW continuous welding technology for steel and aluminum to an automotive subframe," *SAE Tech. Pap.*, vol. 2, 2013, doi: 10.4271/2013-01-0372.
- [6] World Auto Steel, "Advanced High-Strength Steels Application Guidelines Version 6.0," no. September, 2016.
- [7] J. Singh, K. S. Arora, and D. K. Shukla, "Dissimilar MIG-CMT weld-brazing of aluminium to steel: A review," *J. Alloys Compd.*, vol. 783, pp. 753–764, 2019, doi: 10.1016/j.jallcom.2018.12.336.
- [8] K. D. Dwivedi and A. Srivastava, "Parametric Optimization of MIG Welding for Dissimilar Metals Using Taguchi Design Method," vol. 3, no. 4, pp. 213–219, 2017.
- [9] C. G. Pickin and K. Young, "Evaluation of cold metal transfer (CMT) process for welding aluminium alloy," *Sci. Technol. Weld. Join.*, vol. 11, no. 5, pp. 583–585, 2006, doi: 10.1179/174329306X120886.
- [10] R. Talalaev, R. Veinthal, A. Laansoo, and M. Sarkans, "Cold metal transfer (CMT) welding of thin sheet metal products," *Est. J. Eng.*, vol. 18, no. 3, pp. 243–250, 2012, doi: 10.3176/eng.2012.3.09.
- [11] S. Selvi, A. Vishvaksenan, and E. Rajasekar, "Cold metal transfer (CMT) technology - An overview," *Def. Technol.*, 2017, doi: 10.1016/j.dt.2017.08.002.
- [12] M. B. Uday, M. N. A. Fauzi, H. Zuhailawati, and A. B. Ismail, "Advances in friction welding process: A review," *Sci. Technol. Weld. Join.*, vol. 15, no. 7, pp. 534–558, 2010, doi: 10.1179/136217110X12785889550064.
- [13] A. Gullino, P. Matteis, and F. D. Aiuto, "Review of aluminum-to-steel welding technologies for car-body applications," *Metals (Basel)*, vol. 9, no. 3, pp. 1–28, 2019, doi: 10.3390/met9030315.
- [14] W. Li et al., "Linear and rotary friction welding review Linear and rotary friction welding review," *Int. Mater. Rev.*, vol. 6608, no. February, 2016, doi: 10.1080/09506608.2015.1109214.
- [15] M. M. Atabaki, M. Nikodinovski, P. Chenier, J. Ma, M. Harooni, and R. Kovacevic, "Welding of Aluminum Alloys to Steels: An Overview," *J. Manuf. Sci. Prod.*, vol. 14, no. 2, pp. 59–78, 2014, doi: 10.1515/jmsp-2014-0007.

- [16] M. Maalekian, "Friction welding - Critical assessment of literature," *Sci. Technol. Weld. Join.*, vol. 12, no. 8, pp. 738–759, 2007, doi: 10.1179/174329307X249333.
- [17] ASTM, "E384 – 17 Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials," doi: 10.1520/E0384-17.
- [18] G. Ananda Rao and N. Ramanaiah, "Dissimilar metals AISI 304 steel and AA 2219 aluminium alloy joining by friction welding method," *Mater. Today Proc.*, vol. 19, no. xxxx, pp. 902–907, 2019, doi: 10.1016/j.matpr.2019.09.028.

## 9.0 Lista de tablas

- Tabla 1 Composición química del AA6061
- Tabla 2 Compuestos intermetálicos (IMC) formados entre Al y acero [7]
- Tabla 3 Composición química de la aleación 15B24 wt%
- Tabla 4 Composición química del AA 6061-T6 wt %
- Tabla 5 Parámetros de las soldaduras
- Tabla 6 Parámetros usados en la medición de microdurezas
- Tabla 7 Dureza nominal de los materiales base

## 10.0 Lista de imágenes

- Figura 1 Diagrama de fases del hierro-carbono
- Figura 2 Localización de la primera y segunda generación de AHSS [7]
- Figura 3 Localización de la tercera generación de AHSS [7].
- Figura 4 Microestructura de la martensita [1]
- Figura 5 Martensita revenida [1]
- Figura 6 Esquema del tratamiento térmico T6.
- Figura 7 Esquema de los procesos de soldadura y afines
- Figura 8 Diagrama binario de fases de Fe-Al
- Figura 9 Zona óptima de soldadura entre Al-Fe [21]
- Figura 10 Esquema de la soldadura por puntos por resistencia [5]



- Figura 11 Esquema del proceso de soldadura láser [5]
- Figura 12 Sub-procesos de soldadura por fricción
- Figura 13: Principio del funcionamiento de la soldadura por fricción [63]
- Figura 14 Diseño de soldadura disímil de barra con barra [2]
- Figura 15 Macrográficas de soldaduras disímiles de diseño de barra con barra [41]
- Figura 16 Montaje de materiales para la soldadura de diseño barra con barra [34]
- Figura 17: Fases de la soldadura por fricción de accionamiento continuo (CDFW) [64].
- Figura 18 Esquema de la interfaz en fricción [64].
- Figura 19 Esquema del proceso RFW y la evolución de la unión a través del tiempo [38]
- Figura 20: Formación y evolución de la unión en la interfaz [65].
- Figura 21 Modelos para ilustrar el enlace corona en su iniciación y propagación con (a) baja velocidad de rotación y (b) alta velocidad de rotación [47]
- Figura 22 Sección transversal de dos uniones; a) soldadura sin carga de forja, b) soldadura con carga de forja [34]
- Figura 23: Esquema de la zona afectada por el calor; (i) zona de contacto; (ii) zona completamente plastificada; (iii) zona parcialmente deformada; (iv) zona libre de deformación [33].
- Figura 24 Distribución de dureza de 6 soldaduras obtenidas por fricción rotacional continua [63]
- Figura 25 Perfil de dureza que muestra la variación de dureza en las regiones central y periférica registradas en la interfaz de la unión [2].
- Figura 26 Incremento de la dureza vs contenido de carbono y presión de forja [4]
- Figura 27 Fractura por cavidades a) Transgranular b) Intergranular [71]
- Figura 28 Imágenes de fractura de soldaduras por fricción a diferentes velocidades angulares por SEM SE, en la figura b se observa un patrón de ruptura por cavidades [63]
- Figura 29 Imagen de fractura por SEM SE mostrando el patrón de ruptura por cavidades en la zona inferior derecha de la imagen [42]
- Figura 30 Posición del bastidor auxiliar frontal en un vehículo ligero [4]

- Figura 31 Bastidor auxiliar hibrido [3]
- Figura 32 Bastidor auxiliar del Honda Accord 2013 [73].
- Figura 33 Metodología experimental planteado
- Figura 34 Diseño de la soldadura: Diseño de la izquierda soldadura tipo 1; diseño de la derecha soldadura tipo 2
- Figura 35 Sierra cinta Baileigh
- Figura 36 Fresadora JET JTM-1050
- Figura 37 Cortadora de disco de diamante Struers
- Figura 38 Prensa montadora de muestras Bainmount
- Figura 39 Pulidora Struers Labpol-1
- Figura 40 Microscopio electrónico de barrido Hitachi SU8020
- Figura 41 Microdurómetro Shimadzu HMV
- Figura 42 Representación gráfica de zonas donde fue medido el perfil de durezas.  
A) Soldadura tipo 1. B) Soldadura tipo 2
- Figura 43 Soldaduras obtenidas bajo los parámetros de la Tabla 6; a) Uniones del tipo 1, b) Uniones del tipo 2
- Figura 44 Vista transversal de la microestructura del SAE15B24 modificado visto mediante electrones secundarios a 1000 magnificaciones y 5.0kV
- Figura 45 Vista frontal de la microestructura del SAE15B24 modificado visto mediante electrones secundarios a 1000 magnificaciones y 5.0kV
- Figura 46 Microestructura del SAE15B24 modificado a x100, en la parte superior se ubica la interfaz de la unión
- Figura 47 Microestructura del SAE15B24 modificado a x1000, en la figura se observa una cascarilla de óxido
- Figura 48 Microestructura del SAE15B24 modificado a x1000, ubicado a 2 mm de distancia de la interfaz
- Figura 49 Microestructura del SAE15B24 modificado en SEM mediante SE a x1000 a 5mm de distancia de la interfaz, teniendo matriz martensítica con zonas de ferrita libre

Figura 50 Vista superior de AA6061-T6 observada mediante electrones secundarios a 500 magnificaciones y 2.0Kv, se aprecia la fase alfa y precipitados de la fase  $Fe_3SiAl_2$

Figura 51 Vista transversal de AA6061-T6 observada mediante electrones secundarios a 50 magnificaciones con luz blanca, se observa el flujo de grano de forma vertical coincidiendo con la dirección de extrusión

Figura 52 Perfil de dureza en las proximidades de la interfase de la unión disímil del tipo 1. El acero SAE15B24 modificado se encuentra a la izquierda de la interfase, indicada con la línea punteada en la posición central.

Figura 53 Perfil de dureza en las proximidades de la interfase de la unión disímil del tipo 2. El acero SAE15B24 modificado se encuentra a la izquierda de la interfase, indicada con la línea punteada en la posición central.

Figura 54 Durezas obtenidas de 4 muestras, para ello se midieron dos soldaduras de cada tipo

Figura 55 Muestras del tipo 1 y tipo 2 de uniones, en la parte superior se ubica el aluminio, a simple vista presenta una línea de agrietamiento en ambos tipos de soldaduras

Figura 56 A) Imagen de la fractura de la muestra Tipo 1. b) Imagen magnificada x10 mediante microscopía óptica de la zona exterior de la fractura

Figura 57 A) Imagen de la fractura de la muestra Tipo 2. b) Imagen magnificada x10 mediante microscopía óptica de la zona exterior de la fractura

Figura 58 Zona interior de la fractura del AA6061-T6 del diseño T1, teniendo modo de falla por cavidades a x60 SEM SE y 1.0kV de aceleración

Figura 59 Zona exterior de la fractura del AA6061-T6 del diseño T1, teniendo un modo de falla por deformación en caliente a x60 SEM SE y 1.0kV de aceleración

Figura 60 Zona interior de la fractura del AA6061-T6 del diseño T1, teniendo modo de falla por cavidades a x60 SEM SE y 1.0kV de aceleración

Figura 61 Zona exterior de la fractura del AA6061-T6 del diseño T1, teniendo un modo de falla por deformación en caliente a x60 SEM SE y 1.0kV de aceleración

## 11.0 Referencias

- [1] M. Y. Demeri, *Advanced High-Strength Steels*. O: ASM international, 2013.
- [2] E. Taban, J. E. Gould, and J. C. Lippold, "Dissimilar friction welding of 6061-T6 aluminum and AISI 1018 steel: Properties and microstructural characterization," *Materials and Design*, vol. 31, no. 5, pp. 2305–2311, 2010, doi: 10.1016/j.matdes.2009.12.010.
- [3] Y. Kusuda, "Honda develops robotized FSW technology to weld steel and aluminum and applied it to a mass-production vehicle," *Industrial Robot*, vol. 40, no. 3, pp. 208–212, 2013, doi: 10.1108/01439911311309889.
- [4] S. Ohhama, T. Hata, T. Yahaba, T. Kobayashi, T. Miyahara, and M. Sayama, "Application of an FSW continuous welding technology for steel and aluminum to an automotive subframe," *SAE Technical Papers*, vol. 2, 2013, doi: 10.4271/2013-01-0372.
- [5] M. M. Atabaki, M. Nikodinovski, P. Chenier, J. Ma, M. Harooni, and R. Kovacevic, "Welding of Aluminum Alloys to Steels: An Overview," *Journal for Manufacturing Science and Production*, vol. 14, no. 2, pp. 59–78, 2014, doi: 10.1515/jmsp-2014-0007.
- [6] P. Khedkar, R. Motagi, P. Mahajan, and G. Makwana, "A Review on Advance High Strength Steels," vol. 6, no. 6, pp. 240–243, 2016.
- [7] World Auto Steel, "Advanced High-Strength Steels Application Guidelines Version 6.0," no. September, 2016.
- [8] A. Gullino, P. Matteis, and F. D. Aiuto, "Review of aluminum-to-steel welding technologies for car-body applications," *Metals*, vol. 9, no. 3, pp. 1–28, 2019, doi: 10.3390/met9030315.
- [9] W. Society, "Structural Welding Code - Aluminium AWS D1.2/D1.2M:2014," 2014.
- [10] K. K. Sankaran and R. S. Mishra, *Metallurgy and Design of Alloys with Hierarchical Microstructures*. 2017.
- [11] K. Weman, *Welding Process Handbook*, Second edi. Philadelphia: Woodhead Publishing Limited, 2012.
- [12] C. Tan *et al.*, "Influence of Al additions in Zn-based filler metals on laser welding-brazing of Al/steel," *Journal of Manufacturing Processes*, vol. 34, no. April, pp. 251–263, 2018, doi: 10.1016/j.jmapro.2018.06.008.
- [13] Y. Zhang, F. Li, G. Guo, G. Wang, and H. Wei, "Effects of different powders on the micro-gap laser welding-brazing of an aluminium-steel butt joint using a coaxial feeding method," *Materials and Design*, vol. 109, pp. 10–18, 2016, doi: 10.1016/j.matdes.2016.07.011.
- [14] H. Xia, X. Zhao, C. Tan, B. Chen, X. Song, and L. Li, "Effect of Si content on the interfacial reactions in laser welded-brazed Al/steel dissimilar butted joint," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 258, no. March, pp. 9–21, 2018, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2018.03.010.

- [15] H. Xia, L. Zhang, C. Tan, L. Wu, B. Chen, and L. Li, "Effect of heat input on a laser powder deposited Al/steel butt joint," *Optics and Laser Technology*, vol. 111, no. October 2018, pp. 459–469, 2019, doi: 10.1016/j.optlastec.2018.10.032.
- [16] L. Li, H. Xia, C. Tan, and N. Ma, "Effect of groove shape on laser welding-brazing Al to steel," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 252, no. October 2017, pp. 573–581, 2018, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2017.10.025.
- [17] S. Basak, H. Das, T. K. Pal, and M. Shome, "Characterization of intermetallics in aluminum to zinc coated interstitial free steel joining by pulsed MIG brazing for automotive application," *Materials Characterization*, vol. 112, pp. 229–237, 2016, doi: 10.1016/j.matchar.2015.12.030.
- [18] L. Li, H. Xia, C. Tan, and N. Ma, "Influence of laser power on interfacial microstructure and mechanical properties of laser welded-brazed Al/steel dissimilar butted joint," *Journal of Manufacturing Processes*, vol. 32, pp. 160–174, 2018, doi: 10.1016/j.jmapro.2018.02.002.
- [19] S. Kou, "Welding Metallurgy," no. September 2003, pp. 2–3, 2020.
- [20] M. Shome and M. Tumuluru, *Introduction to welding and joining of advanced high-strength steels (AHSS)*. Elsevier Ltd, 2015.
- [21] F. Haidara, M. Record, B. Duployer, and D. Mangelinck, "Intermetallics Phase formation in Al e Fe thin fi lm systems," vol. 23, pp. 143–147, 2012, doi: 10.1016/j.intermet.2011.11.017.
- [22] Z. Moser, "Intermetallics Formation enthalpy of intermetallic phases from Al e Fe system measured with solution calorimetric method," vol. 24, 2012, doi: 10.1016/j.intermet.2012.02.001.
- [23] H. Date, S. Kobayakawa, and M. Naka, "Microstructure and bonding strength of impact-welded aluminium – stainless steel joints," vol. 85, pp. 166–170, 1999.
- [24] T. Martensiticos, M. Soldadura, P. O. R. Resistencia, R. S. W. En, C. Automotrices, and S. Coahuila, "Soldabilidad de aceros avanzados de alta resistencia ahss," 2009.
- [25] J. Pasupathy and V. Ravisankar, *Influences of TIG welding parameters on tensile behavior of dissimilar metal lap joint for low carbon steel and AA1050*. Woodhead Publishing Limited, 2013.
- [26] A. Nagar and A. Nagar, "Detailed Study on Dissimilar Welding of Low Carbon Steel with AA1050 using TIG Welding," pp. 1588–1594, 2013.
- [27] K. D. Dwivedi and A. Srivastava, "Parametric Optimization of MIG Welding for Dissimilar Metals Using Taguchi Design Method," vol. 3, no. 4, pp. 213–219, 2017.
- [28] S. Madhavan, M. Kamaraj, L. Vijayaraghavan, S. Madhavan, M. Kamaraj, and L. Vijayaraghavan, "Microstructure and mechanical properties of cold metal transfer welded aluminium / dual phase steel Microstructure and mechanical properties of cold metal transfer welded aluminium / dual phase steel," vol. 1718, no. April, 2016, doi: 10.1179/1362171815Y.0000000082.

- [29] C. G. Pickin and K. Young, "Evaluation of cold metal transfer (CMT) process for welding aluminium alloy," *Science and Technology of Welding and Joining*, vol. 11, no. 5, pp. 583–585, 2006, doi: 10.1179/174329306X120886.
- [30] J. Singh, K. S. Arora, and D. K. Shukla, "Dissimilar MIG-CMT weld-brazing of aluminium to steel: A review," *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 783, pp. 753–764, 2019, doi: 10.1016/j.jallcom.2018.12.336.
- [31] A. P. W. BY R. CAO, J. H. SUN, J. H. CHEN, "Weldability of CMT Joining of AA6061 T6 to Boron Steels with Various Coatings," *SUPPLEMENT TO THE WELDING JOURNAL*, no. June, 2014.
- [32] S. Selvi, A. Vishvakshan, and E. Rajasekar, "Cold metal transfer (CMT) technology - An overview," *Defence Technology*, 2017, doi: 10.1016/j.dt.2017.08.002.
- [33] W. Li *et al.*, "Linear and rotary friction welding review Linear and rotary friction welding review," *International Materials Reviews*, vol. 6608, no. February, 2016, doi: 10.1080/09506608.2015.1109214.
- [34] M. Maalekian, "Friction welding - Critical assessment of literature," *Science and Technology of Welding and Joining*, vol. 12, no. 8, pp. 738–759, 2007, doi: 10.1179/174329307X249333.
- [35] K. P. Mehta, "A review on friction-based joining of dissimilar aluminum-steel joints," *Journal of Materials Research*, vol. 34, no. 1, pp. 78–96, 2019, doi: 10.1557/jmr.2018.332.
- [36] M. Reza-E-Rabby, K. Ross, N. R. Overman, M. J. Olszta, M. McDonnell, and S. A. Whalen, "Joining thick section aluminum to steel with suppressed FeAl intermetallic formation via friction stir dovetailing," *Scripta Materialia*, vol. 148, pp. 63–67, 2018, doi: 10.1016/j.scriptamat.2018.01.026.
- [37] M. M. Atabaki, M. Nikodinovski, P. Chenier, J. Ma, M. Harooni, and R. Kovacevic, "Welding of Aluminum Alloys to Steels: An Overview," *Journal for Manufacturing Science and Production*, vol. 14, no. 2, 2014, doi: 10.1515/jmsp-2014-0007.
- [38] F. Jin *et al.*, "Friction coefficient model and joint formation in rotary friction welding," *Journal of Manufacturing Processes*, vol. 46, no. April, pp. 286–297, 2019, doi: 10.1016/j.jmapro.2019.09.008.
- [39] M. Reza-E-Rabby, K. Ross, S. Whalen, Y. Hovanski, and M. McDonnell, "Solid-State Joining of Thick-Section Dissimilar Materials Using a New Friction Stir Dovetailing (FSD) Process," *Minerals, Metals and Materials Series*, no. 9783319523828, pp. 67–77, 2017, doi: 10.1007/978-3-319-52383-5\_8.
- [40] R. Paventhan, P. R. Lakshminarayanan, and V. Balasubramanian, "Prediction and optimization of friction welding parameters for joining aluminium alloy and stainless steel," *Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition)*, vol. 21, no. 7, pp. 1480–1485, 2011, doi: 10.1016/S1003-6326(11)60884-4.

- [41] E. P. Alves, R. C. Toledo, F. Piorino Neto, F. G. Botter, and C. Y. An, "Experimental thermal analysis in rotary friction welding of dissimilar materials," *Journal of Aerospace Technology and Management*, vol. 11, pp. 1–9, 2019, doi: 10.5028/jatm.v11.1068.
- [42] C. H. Muralimohan, S. Haribabu, Y. Hariprasada Reddy, V. Muthupandi, and K. Sivaprasad, "Joining of AISI 1040 Steel to 6082-T6 Aluminium Alloy by Friction Welding," *Journal of Advances in Mechanical Engineering and Science*, vol. 1, no. 1, pp. 57–64, 2015, doi: 10.18831/james.in/2015011006.
- [43] S. Fukumoto, H. Tsubakino, K. Okita, M. Aritoshi, and T. Tomita, "Amorphization by friction welding between 5052 aluminum alloy and 304 stainless steel," *Scripta Materialia*, vol. 42, no. 8, pp. 807–812, 2000, doi: 10.1016/S1359-6462(00)00299-2.
- [44] C. H. Muralimohan, V. Muthupandi, and K. Sivaprasad, "The influence of aluminium intermediate layer in dissimilar Friction welds," *International Journal of Materials Research*, vol. 105, no. 4, pp. 350–357, 2014, doi: 10.3139/146.111031.
- [45] P. Li, J. Li, X. Li, J. Xiong, F. Zhang, and L. Liang, "A study of the mechanisms involved in initial friction process of continuous drive friction welding," *Journal of Adhesion Science and Technology*, vol. 29, no. 12, pp. 1246–1257, 2015, doi: 10.1080/01694243.2015.1022499.
- [46] M. B. Uday, M. N. A. Fauzi, H. Zuhailawati, and A. B. Ismail, "Advances in friction welding process: A review," *Science and Technology of Welding and Joining*, vol. 15, no. 7, pp. 534–558, 2010, doi: 10.1179/136217110X12785889550064.
- [47] J. T. Xiong, J. L. Li, Y. N. Wei, F. S. Zhang, and W. D. Huang, "An analytical model of steady-state continuous drive friction welding," *Acta Materialia*, vol. 61, no. 5, pp. 1662–1675, 2013, doi: 10.1016/j.actamat.2012.11.042.
- [48] M. Kimura, M. Choji, M. Kusaka, K. Seo, and A. Fuji, "Effect of friction welding conditions and aging treatment on mechanical properties of A7075-T6 aluminium alloy friction joints," *Science and Technology of Welding and Joining*, vol. 10, no. 4, pp. 406–412, 2005, doi: 10.1179/174329305X44125.
- [49] J. Tsujino *et al.*, "Ultrasonic butt welding of aluminum , aluminum alloy and stainless steel plate specimens," vol. 40, pp. 371–374, 2002.
- [50] P. He, X. Yue, and J. H. Zhang, "Hot pressing diffusion bonding of a titanium alloy to a stainless steel with an aluminum alloy interlayer," vol. 486, pp. 171–176, 2008, doi: 10.1016/j.msea.2007.08.076.
- [51] M. Acarer and B. Demir, "An investigation of mechanical and metallurgical properties of explosive welded aluminum – dual phase steel," vol. 62, pp. 4158–4160, 2008, doi: 10.1016/j.matlet.2008.05.060.
- [52] M. Kutsuna, "Joining of Aluminum Alloy 5052 and Low-Carbon Steel by Laser Roll Welding," no. January, 2004.

- [53] A. Mathieu, S. Pontevicci, J. Claude Viala, E. Cicala, S. Matteï, and D. Grevey, "Laser brazing of a steel/aluminium assembly with hot filler wire (88% Al, 12% Si)," *Materials Science and Engineering A*, vol. 435–436, pp. 19–28, 2006, doi: 10.1016/j.msea.2006.07.099.
- [54] T. Aizawa, M. Kashani, and K. Okagawa, "Application of magnetic pulse welding for aluminum alloys and SPCC steel sheet joints," *Welding Journal (Miami, Fla)*, vol. 86, no. 5, pp. 119–124, 2007.
- [55] E. Schubert, M. Klassen, I. Zerner, C. Walz, and G. Sepold, "Light-weight structures produced by laser beam joining for future applications in automobile and aerospace industry," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 115, no. 1, pp. 2–8, 2001, doi: 10.1016/S0924-0136(01)00756-7.
- [56] K. Furukawa, "New CMT arc welding process – welding of steel to aluminium dissimilar metals and welding of super-thin aluminium sheets," *Welding International*, vol. 20, no. 6, pp. 440–445, 2006, doi: 10.1533/wint.2006.3598.
- [57] R. Talalaev, R. Veinthal, A. Laansoo, and M. Sarkans, "Cold metal transfer (CMT) welding of thin sheet metal products," *Estonian Journal of Engineering*, vol. 18, no. 3, pp. 243–250, 2012, doi: 10.3176/eng.2012.3.09.
- [58] M. Kimchi and D. H. Phillips, *Resistance Spot Welding: Fundamentals and Applications for the Automotive Industry*, vol. 1, no. 2. 2017.
- [59] X. Cao, M. Jahazi, J. P. Immarigeon, and W. Wallace, "A review of laser welding techniques for magnesium alloys," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 171, no. 2, pp. 188–204, 2006, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2005.06.068.
- [60] M. Nosonovsky, S. V Kailas, and M. R. L. Editors, *Tribology for Scientists and Engineers from basics to advanced concepts*. Springer US.
- [61] E. M. Enrico Gnecco, *Fundamentals of friction and wear on the nanoscale*. Springer US, 2006.
- [62] D. H. Buckley, *Surface effects in adhesion, friction, wear, and lubrication*. Elsevier, 1981.
- [63] G. Ananda Rao and N. Ramanaiah, "Dissimilar metals AISI 304 steel and AA 2219 aluminium alloy joining by friction welding method," *Materials Today: Proceedings*, vol. 19, no. xxxx, pp. 902–907, 2019, doi: 10.1016/j.matpr.2019.09.028.
- [64] H. Seli, A. I. M. Ismail, E. Rachman, and Z. A. Ahmad, "Mechanical evaluation and thermal modelling of friction welding of mild steel and aluminium," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 210, no. 9, pp. 1209–1216, 2010, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2010.03.007.
- [65] F. Jin, J. Li, Z. Liao, X. Li, J. Xiong, and F. Zhang, "The corona bond response to normal stress distribution during the process of rotary friction welding," *Welding in the World*, vol. 62, no. 5, pp. 913–922, 2018, doi: 10.1007/s40194-018-0595-5.



- [66] N. S. Kalsi and V. S. Sharma, "A statistical analysis of rotary friction welding of steel with varying carbon in workpieces," *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, vol. 57, no. 9–12, pp. 957–967, 2011, doi: 10.1007/s00170-011-3361-z.
- [67] A. P. M. Oxford, *Introduction to Aerospace Materials Woodhead Publishing in Materials*. 2012.
- [68] A. Pineau, A. A. Benzerga, and T. Pardoen, "Failure of metals I: Brittle and ductile fracture," *Acta Materialia*, vol. 107, no. April, pp. 424–483, 2016, doi: 10.1016/j.actamat.2015.12.034.
- [69] ASM Metals Handbook, *Fractography*, vol. 5. 1983.
- [70] D. Beyensens, "Dimple and nose coalescences in phase-separation processes," *The american physical society*, vol. 50, 1994.
- [71] E. Dudrová and M. Kabátová, "Fractography of sintered steels," *Powder Metallurgy Progress*, vol. 8, no. 2, pp. 59–74, 2004.
- [72] I. Barsoum and J. Faleskog, "Rupture mechanisms in combined tension and shear-Experiments," *International Journal of Solids and Structures*, vol. 44, no. 6, pp. 1768–1786, 2007, doi: 10.1016/j.ijsolstr.2006.09.031.
- [73] ASTM Standard, "E407-07 Standard Practice for Microetching Metals and Alloys," *ASTM International*, vol. 07, no. Reapproved 2015, pp. 1–22, 2015.
- [74] ASTM, "E384 – 17 Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials," doi: 10.1520/E0384-17.