



**FACULTAD METALURGIA – ELECTROMECAÁNICA
DEPARTAMENTO DE METALURGIA**

**MICROESTRUCTURA DE MATERIALES INCOMPATIBLES COBRE-ACERO
INOXIDABLE UNIDOS POR SOLDADURA EN ESTADO SÓLIDO**

Tesis en opción al título de Máster en Metalurgia

Autora: Ing. Ledennis Suárez Torres

Moa - 2022



**FACULTAD METALURGIA – ELECTROMECAÁNICA
DEPARTAMENTO DE METALURGIA**

**MICROESTRUCTURA DE MATERIALES INCOMPATIBLES COBRE-ACERO
INOXIDABLE UNIDOS POR SOLDADURA EN ESTADO SÓLIDO**

Tesis en opción al título de Máster en Metalurgia

Autora: Ing. Ledennis Suárez Torres

Tutor: Prof. Tit. Tomás Hernaldo Fernández Columbié, Dr. C.

Moa - 2022

Declaración de autoridad:

Yo: Ing. Ledennis Suárez Torres

Autora de esta tesis de maestría y mi tutor, el Dr. C. Tomás Hernaldo Fernández Columbié, certificamos su propiedad intelectual a favor de la Universidad de Moa “Dr. Antonio Núñez Jiménez”, la cual podrá hacer uso de la misma con la finalidad que estime conveniente.

Ing. Ledennis Suárez Torres

Dr. C. Tomás H. Fernández Columbié

Agradecimientos

A todos mis profesores por los conocimientos transmitidos durante el desarrollo de la maestría.

A mi tutor por confiar en mí en la realización de este trabajo, el Dr. C. Tomás Fernández Columbié.

A mis familiares que me apoyaron en los momentos de mi vida en que más lo necesitaba.

A mis amigos que siempre creyeron en mí.

A los que de una forma u otra me apoyaron y ayudaron en la realización de este trabajo.

A la revolución, por darme la oportunidad de convertirme en profesional .

A todos

Muchas Gracias.

Dedicatoria

Quiero dedicar este trabajo a mis familiares.

***A mi hijo: Hernaldo David Fernández Suárez, que le
sirva de ejemplo.***

A mi madre: Ana Iris Torres Hernández,

A mi padre: Cándido Suárez García,

A mí querido y estimado esposo,

Hernaldo Emilio Fernández Guilarte.

***A mi suegra María Esther, quien ha sido para mí
como una madre.***

***A mi suegro Tomás, que más que mi tutor ha sido
otro padre.***

A mis abuelitas: Miguelina y Noemia

***A mis amigos
que compartieron conmigo durante el período de la
maestría.***

***A nuestra revolución, por las posibilidades que me
ofrece.***

RESUMEN

El trabajo tiene como objetivo establecer el comportamiento microestructural y la dureza, así como el tiempo de forja y la simulación por el método de elementos finitos (MEF) de una unión disímil entre la aleación de cobre Cu-DHP y el acero inoxidable AISI 316L por el proceso de soldadura por fricción rotativa. La junta se realizó con número de revoluciones de 1 200 r/min en barras de 12 mm de diámetro y 100 mm de longitud aproximadamente, la presión de soldadura aplicada fue de 30 MPa. Las variables empleadas fueron el tiempo de soldadura, de forja y la presión. En el análisis de las microestructuras en la zona termomecánicamente afectada y la térmica afectada se determinó que, existe la presencia de fase α (58,14 %) y β (57,91 %) y óxido de cobre (Cu_2O) en el lado del Cu-DHP y en el AISI 316L, la fase austenítica equiaxial (78,68 %), con ferrita en la matriz. La dureza se incrementó desde 89,7 HV en el cobre y 217 HV en el AISI 316L hasta 250 HV en la ZTMA. Al determinar el porcentaje de error para el modelo, se ajusta a un 0,5 % para la temperatura. Se realizó la valoración económica y las incidencias en el medio ambiente.

ABSTRACT

The objective of the work is to establish the microstructural behavior and hardness, as well as the forging time and the simulation by the finite element method (FEM) of a dissimilar union between the copper alloy Cu-DHP and the stainless steel AISI 316L by the rotary friction welding process. The joint was made with a number of revolutions of 1200 r/min in bars of 12 mm diameter and approximately 100 mm in length; the applied welding pressure was 30 MPa. The variables used were welding and forging time and pressure. In the analysis of the microstructures in the thermomechanical affected zone and the affected thermal zone, it was determined that there is the presence of phase α (58.14%) and β (57.91%) and copper oxide (Cu_2O) on the side Cu-DHP and in AISI 316L, the equiaxial austenitic phase (78.68%), with ferrite in the matrix. The hardness increased from 89.7 HV in copper and 217 HV in AISI 316L to 250 HV in ZTMA. When determining error percentage for the model, it is set to 0.5% the temperature. The economic valuation and the incidents in the environment were carried.

ÍNDICE	Pág.
INTRODUCCIÓN	1
CAPITULO 1. MARCO TEÓRICO. ANTECEDENTES INVESTIGATIVOS	
1.1. Introducción	4
1.2. Corrosión por soldadura de los aceros inoxidables	4
1.2.1. Corrosión por soldadura en el cobre	6
1.3. Soldadura por fricción radial o rotativa	7
1.3.1. Mecanismo del proceso de soldadura por fricción	10
1.3.2. Parámetros del proceso de soldadura	13
1.4. Soldadura de materiales incompatibles por fricción radial	16
1.5. Transferencia de calor en la soldadura por fricción	18
1.5.1. Distribución de temperatura durante la soldadura por fricción	20
1.6. Análisis tenso - deformacional por el Método de los Elementos Finitos	22
1.6.1. Simulación del proceso de soldadura por fricción por elementos finitos	26
1.7. Conclusiones del capítulo	28
CAPÍTULO 2. MATERIALES Y MÉTODOS	
2.1. Introducción	29
2.2. Composición química estándar de las aleaciones	29
2.2.1. Propiedades mecánicas y eléctricas del acero AISI 316L	30
2.2.2. Propiedades mecánicas y eléctricas del cobre Cu-DHP	31
2.3. Proceso de instalación de las piezas para la unión	32
2.3.1. Variables operativas utilizadas para el proceso de unión	32
2.3.2. Relaciones entre las variables	33
2.3.3. Medición de temperatura	34
2.4. Preparación metalográfica de las probetas	35
2.4.1. Corte de las muestras	35
2.4.2. Encapsulado de las muestras resina epoxi ROYAPOX - 5050	36
2.4.3. Propiedades de la resina epoxi ROYAPOX - 5050	36
2.4.4. Operación de desbaste y pulido	36
2.4.5. Ataque químico de las muestras	37
2.4.6. Ensayo de dureza en las diferentes zonas	37
2.4.7. Microestructura patrón de las aleaciones	38

2.4.8. Microscopio óptico para el análisis de imágenes	39
2.5. Metodología para el proceso de soldadura	40
2.5.1. Cálculo del área de contacto o de soldadura	41
2.5.2. Cálculo de la fuerza de contacto	41
2.5.3. Cálculo de la distribución de la temperatura en la junta soldada	41
2.5.4. Cálculo del coeficiente de agarre	45
2.6. Diseño de experimentos	45
2.6.1. Determinación de los coeficientes de regresión	46
2.6.2. Cálculo de la varianza	47
2.7. Metodología para la modelación térmica de la soldadura por fricción radial	48
2.8. Conclusiones del capítulo	50

CAPÍTULO 3. ANÁLISIS DE LOS RESULTADOS

3.1. Introducción	51
3.2. Análisis de la composición química de ambos materiales	51
3.3. Comportamiento del procedimiento metodológico para el proceso de soldadura	52
3.4. Establecimiento de los parámetros de soldadura	56
3.5. Análisis de la microestructura de la ZTMA entre el Cu-DHP y el AISI 316L	57
3.5.1. Análisis de la microestructura en la ZTA del Cu-CDH	58
3.5.2. Análisis de la microestructura en la ZTA del acero AISI 316L	59
3.5.3. Comportamiento de las fases presentes en el cobre Cu-DHP	60
3.5.4. Comportamiento de las fases presentes en el acero inoxidable	62
3.6. Análisis de la dureza en las diferentes zonas	63
3.6.1. Comportamiento del tamaño de granos	64
3.7. Procesamiento estadístico de los datos	65
3.7.1. Análisis de varianza	65
3.8. Resultados de la simulación por el método de los elementos finitos	67
3.8.1. Análisis de la temperatura	68
3.9. Valoración económica	69
3.10. Valoración del impacto medio ambiental	71
3.11. Conclusiones del capítulo	73

CONCLUSIONES GENERALES

RECOMENDACIONES

REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

INTRODUCCIÓN

La soldadura en estado sólido corresponde a los procesos en los cuales se busca obtener la unión entre dos superficies en contacto mediante la utilización de presión como variable predominante, como también la aplicación de calor. En el caso de administrar este para la realización de la unión, la temperatura no deberá alcanzar la fusión de las superficies de trabajo. En los procesos de soldadura, donde se aplica presión y calor conjuntamente, el tiempo también cumple un rol importante dentro de los parámetros para la realización de la unión soldada y lograr la cohesión deseada entre las superficies en contacto. En este caso, los granos superficiales participantes experimentan una fuerza de atracción con los de la otra superficie sin la necesidad de fusión ni de material de aporte.

Para llevar a cabo esta cohesión se debe establecer un contacto íntimo entre las superficies a unir para que la fuerza de atracción atómica de una atraiga a los átomos de la otra y viceversa. Este contacto podría verse limitado por la presencia de películas químicas, grasas, aceites y óxidos como agentes contaminantes. Para que esto no ocurra es recomendable siempre remover estos contaminadores, ya sea, con un mecanizado previo o una limpieza o decapado.

Por otro lado, en referencia a las ventajas que ofrecen estos procesos de soldadura, se puede apreciar que al no implicar una fusión existe solo una pequeña zona afectada por la aplicación de calor, de manera que el material no involucrado permanece con sus propiedades mecánicas y tecnológicas intactas. A medida que las técnicas de unión han mejorado a través del tiempo, los materiales, las herramientas y las maquinarias también han avanzado. La soldadura es algo más que un proceso de producción, es también uno de mantenimiento. Las limitaciones de mayor dificultad se presentan en el mantenimiento.

La industria ha encontrado en la soldadura un proceso eficiente, rápido, económico y de gran flexibilidad para la unión de materiales prácticamente en todas las operaciones de fabricación, es fundamental para la expansión y productividad de nuestras industrias, a diferencia de otros métodos de unión que implican elementos procesados como pernos, tornillos, abrazaderas, esta incide directamente sobre el material base, garantizando la unión permanente.

La soldadura no es lo que fue en los tiempos pasados, cuando solamente se disponía de llamas de gas y electrodos revestidos, las técnicas del proceso han llegado a ser tan variadas que en la actualidad resulta difícil definirla. Antiguamente se definía como la unión de metales por fusión, pero actualmente esta definición no es correcta ya que no solo los metales pueden ser

soldados, sino también una gran variedad de polímeros. Además, hay procedimientos en los cuales no es preciso aportar calor.

La soldadura por fricción rotacional (*Friction Rotary Welding*) al ser considerado como un proceso en estado sólido, el calor necesario se produce por el movimiento relativo de las dos caras en contacto a unir. Este método se basa en la conversión directa de la energía mecánica, en la térmica, para formar la unión, sin la aplicación de calor desde cualquier otra fuente.

La **situación problemática** de la investigación la constituye: la resistencia a la corrosión en los sistemas tribomecánicos es una alternativa en la situación económica Cubana, donde los materiales y la conservación de la energía tiene influencia. El desgaste y la corrosión son las principales causas de pérdida de material. Cualquier reducción por efecto del fenómeno de degradación por corrosión o por el desgaste de los materiales traerá considerables ahorros, un funcionamiento adecuado de los mecanismos y un incremento en los procesos productivos. La fricción por otra parte, es una causa de la disipación de energía, que al igual que el desgaste traería significativos ahorros si es controlada.

El **problema** a investigar lo constituye: la no caracterización de la metalurgia física, de la dureza y la temperatura de la unión disímil del acero austenítico AISI 316L y el cobre, luego de ser unidos mediante el proceso de soldadura por fricción rotativa.

Como **objeto de la investigación** se establece: acero austenítico AISI 316L y el cobre, unidos mediante soldadura por fricción radial rotativa.

El **campo de acción** es la microestructura, la dureza y la temperatura de la soldadura disímil.

Sobre la base del problema a resolver se establece la siguiente **hipótesis**: con parámetros controlados como: la velocidad de rotación, la presión aplicada, tanto en el calentamiento como en la forja, la temperatura de las superficies, propiedades del material y el estado de las superficies de contacto (contaminación), se puede obtener la unión disímil entre el acero austenítico AISI 316L y el cobre Cu-DHP y caracterizarla metalúrgica y mecánicamente.

A partir de la hipótesis planteada, se define como **objetivo del trabajo**: determinar el comportamiento microestructural, la dureza y la temperatura de la unión metalúrgica entre el acero austenítico AISI 316L y el cobre Cu-DHP luego de ser aplicados los parámetros del proceso de soldadura por fricción radial o rotativa.

Y se definen los **objetivos específicos** siguientes:

1. Definir las características fundamentales de los aceros inoxidable y del cobre sometidos a condiciones de fricción por rotación, así como su resistencia al ser expuestos a corrosión.
2. Establecer las condiciones experimentales a partir de los parámetros considerados para ejecutar la unión disímil del acero austenítico AISI 316L y del cobre Cu-DHP mediante el proceso de soldadura por fricción radial o rotativa.
3. Fundamentar las microestructuras, la dureza y las temperaturas en las diferentes zonas de la unión disímil entre el acero austenítico AISI 316L y el cobre Cu-DHP, obtenidas por el efecto de la soldadura por fricción rotativa.

Para lograr el cumplimiento del objetivo, se plantean las **tareas de trabajo** siguientes:

1. Establecimiento del estado del arte relacionadas con el objeto de estudio.
2. Planificación y realización de experimentos.
3. Análisis de resultados y obtención de las microestructuras, las durezas y las temperaturas resultantes del proceso de soldadura por fricción radial o rotativa.
4. Fundamentación de las variaciones metalúrgicas que surgen en el proceso de soldadura disímil, cuando se somete a proceso de unión por fricción radial o rotativa.
5. Planteamiento de los efectos económicos, sociales y ambientales del proceso de soldadura por fricción radial rotativa.

Capítulo 1: Marco teórico. Antecedentes investigativos

MARCO TEÓRICO. ANTECEDENTES INVESTIGATIVOS

1.1. Introducción

Cada día se trata de extender la vida útil y las prestaciones de los sistemas mecánicos que se encuentran al servicio del hombre, aumentar su eficiencia y mejorar su rendimiento. En esta búsqueda por mejorar estas condiciones, tiene importancia la tecnología de los tratamientos superficiales y esto ha llevado a reconocer el estudio de superficies y el entendimiento de los mecanismos que allí se generan, ya que de estos se derivan la mayoría de las fallas que ocurren. Se hace importante conocer los cambios microestructurales presentes en las uniones soldadas disímiles y determinar los efectos que producen sobre las propiedades mecánicas de la unión soldada.

En el presente capítulo se establece como objetivo realizar un análisis de la bibliografía existente que permita definir el estado del arte relacionada con la unión disímil entre el acero inoxidable y el cobre mediante soldadura por fricción radial.

1.2. Corrosión por soldadura de los aceros inoxidables

Los aceros inoxidables de acuerdo con Higgins (1993); Badeshia y Honeycombe (2006), se aplican a diferentes aleaciones preparadas a base de hierro las cuales contienen por lo menos 12 % de cromo con o sin adiciones de otros elementos de aleación. La propiedad de estos aceros es su resistencia a la corrosión en muchos, aunque no en todos los medios corrosivos. Además, poseen una adaptabilidad excepcional a los procesos de conformado en frío, en caliente y pueden desarrollar una alta resistencia a la tensión y al movimiento plástico. La composición de los mismos es normalizada y cada aleación posee un número específico de la *American Iron Steel Institute* (AISI).

En la soldadura de los aceros inoxidables austeníticos plantean Elmer *et al.* (2007); Romero (2017) que, es práctica generalizada mantener la temperatura del material base y la zona afectada por el calor (ZAC) lo más baja posible, esto se logra con el uso de bajas intensidades de corriente (compatibles con penetración y fusión), arco corto, secuencia de paso peregrino,

cordones cortos o simplemente, esperando que la pieza se enfríe entre cordón y cordón, donde se establece limitar la temperatura a valores donde el material tenga hasta 70 °C.

En cuanto a la resistencia a la corrosión de estos aceros ha sido planteado por Laufgang (2003) que, se le atribuye al resultado a la presencia de una fina, densa (no porosa), continua, insoluble, adherente, tenaz, autoregenerante e impermeable capa de óxido hidratado de cromo en la superficie que impide, una vez formada esta, el contacto del acero con el medio oxidante. Refiere además que, se han desarrollado técnicas para mejorar las propiedades anticorrosivas especialmente en el tema de la soldadura ya que, por las altas temperaturas aportadas tienden a sensibilizarse ya sea por formación de ferrita o precipitación de carbonos.

Zareie-Rajani *et al.* (2012) proponen mejorar las propiedades inoxidable en la soldaduras del AISI 316L a través de precalentamiento a 450 y 650 °C con la utilización de instrumentos para medir la tendencia al enfriamiento de la zona afectada por el calor y termopares para medir temperaturas. Concluyen que, el precalentamiento disminuye la velocidad de enfriamiento en esta zona y en el baño de fusión baja producción de α -ferrita, disminución de la corrosión con el incremento de la temperatura de precalentamiento, con menor pasivación y mayor resistencia a la corrosión por picaduras, pero sin sensibilizar la zona afectada por el calor (ZAC) por ser el material base (MB) de bajo carbono.

Song y Guan (2011) plantean que, los procesos de soldadura son una de las causas más comunes y convencionales de la sensibilización, el calor causado por ciclo térmico de soldadura afecta parte de la ZAC en el rango de temperatura de sensibilidad por precipitación entre 425 y 815 °C y recomiendan procesos con entradas de calor bajas, aumentar las velocidades de enfriamiento para reducir al mínimo el tiempo de permanencia. Llevar a cabo el tratamiento térmico posterior a la soldadura, el calentamiento en el rango de temperatura de 900 a 1 100 °C para disolver cualquier carburo en la zona afectada por el calor.

Curiel *et al.* (2011) estudiaron el efecto que podría tener la aplicación de un campo magnético en un proceso de soldadura GMAW en una junta de acero austenítico AISI 304, consideran como parámetro que el ciclo térmico de la soldadura induzca menor sensibilización en la ZAC de la unión y que las líneas del campo sean paralelas al electrodo. Encontraron que, la precipitación de carburos de cromo y el crecimiento de los preexistentes dentro de los granos y a lo largo de los límites promovidos por deformación en frío disminuyó como una función de la intensidad del campo aplicado y aunque no comprenden el mecanismo sugieren que puede

ser la interacción magnética inducida que hacen una redistribución de Cr y una reducción de su empobrecimiento, con la formación de una película pasiva más resistente en la ZAC.

Moon *et al.* (2013) a través de ensayos electroquímicos y herramientas ópticas estudiaron el comportamiento de la resistencia a la corrosión por picadura y en la interfase entre la ZAC y el MB de los aceros austeníticos, concluyeron que, en ambas zonas se deterioraron por la formación de Cr empobrecido ocasionado por el aumento de ferrita- δ en la ZAC iniciándose el picado en la interfase austenita-ferrita de esta zona.

Kim *et al.* (2011) investigaron acerca del efecto que tiene el aporte de gases de protección (Ar) puro y (Ar) suplementado con 5 % de (N_2) en proceso de soldadura GTAW sin material de aporte (MA), en medios concentrados de nitruros, a temperaturas entre 65 y 70 °C encontraron que, la resistencia a la corrosión por agrietamiento fue superior en las que utilizaron gas (Ar) suplementado con (N_2) que las de Ar puro como protección, la corrosión localizada se inició selectivamente en el núcleo dendrítico, en la región interdendrítica, el Cr y el Mo como α -estabilizadores fueron enriquecidos y el N como estabilizador- γ se agotó mientras que en el núcleo dendrítico, el Cr y el Mo se agotaron y el N fue enriquecido.

Ha *et al.* (2012) estudiaron el agrietamiento por corrosión bajo tensión (SCC) transgranular (TGSCC) e intergranular (IGSCC) en aceros austeníticos SUS 304 sometidos a altas temperaturas y en contacto con cloruros que destruyen la capa pasiva, concluyeron que, se debe considerar que una estructura soldada de este acero en una solución de cloruro satisface condiciones dinámicas para la iniciación de la SCC, la cual se produce, cuando tres factores se combinan: el material, el medio ambiente y la tensión de tracción.

Por último, hay que considerar el estado en que se recibe el material. De Tiedra y Martín (2013) en su estudio demuestran que, en general los aceros inoxidable austeníticos (ASS) contienen precipitados de carburo complejo debido a las operaciones de fabricación, tratamiento de recocido posterior o debido a procesos de fabricación y se deben buscar soluciones para no crear sensibilización acumulada por carburos preexistentes y una de las que propone es el recocido. Sin embargo, Romero (2017); León-Thomás (2018) proponen la soldadura por fricción radial para mitigar estos efectos.

1.2.1. Corrosión por soldadura en el cobre

El cobre y sus aleaciones tienen sus particularidades entre los metales resistentes a la corrosión, no forman una película pasiva. En ambientes acuosos, a temperatura ambiente, el

producto de corrosión predominante responsable de la protección es el óxido de cobre Cu_2O . Esta película es adherente y sigue una cinética de crecimiento parabólico (Ned, 1992).

Según estudios realizados por Ned (1992) considera que, al igual que la mayoría de los metales, la corrosión del cobre puede resultar en picadura bajo ciertas condiciones. Esta ocurre en toda la superficie del metal, pero también en zonas específicas y poseen distintas formas y tamaños. Es el defecto más peligroso de todas, ya que disminuye la capacidad de carga del material e incrementa la concentración de esfuerzos en este, creando depresiones o huecos. El cobre y sus aleaciones no se corroen primariamente por picadura, pero la superficie corroída muestra una tendencia a la no uniformidad (Ned, 1992).

En cuanto a la corrosión del cobre, plantea Roberge (2008) que, el mismo se utiliza en diferentes ambientes y tiene disímiles usos debido a su resistencia a la corrosión, que se une a otras características como su superior conductividad eléctrica y térmica, facilidad de fabricación y de ensamblaje, este se corroe a velocidades muy insignificantes en aire no contaminado, agua y ácidos no oxidantes desaireados.

Los autores Mishra *et al.* (2005a) han establecido que, dentro de los procesos corrosivos, el cobre casi siempre es catódico con respecto a otros metales comunes como el acero y el aluminio. Al ponerse en contacto con ellos, la velocidad de corrosión de estos últimos se incrementa, mientras que la del cobre disminuye. El potencial de corrosión generalmente se encuentra entre - 0,2 y - 0,4 V, dependiendo del medio y la presencia de oxígeno. Mientras mayor sea la diferencia de potencial galvánico entre metales, mayor será la velocidad de corrosión del metal anódico. El daño acelerado debido a corrosión galvánica es mayor en la zona de unión de los metales, donde la densidad de corriente electroquímica es mayor.

Bhamji *et al.* (2012) plantean que, en cuanto a la unión metalúrgica del cobre, la soldadura por fricción rotatoria es una tecnología que compite para soldar el mismo ya que puede unirse producto de la fuerte fuerza que produce este proceso (Workman y Nicholas, 1986). Sin embargo, solo es posible la soldadura de partes asimétricas, también se puede unir por fricción lineal y mediante explosión (Gulenc, 2008).

1.3. Soldadura por fricción radial o rotativa

Quintana (2012); Vucetich (2013); Tufaro y Svoboda (2014) plantean que, la soldadura por fricción (FRW), es un proceso de soldadura de estado sólido, donde se mezclan los materiales sin llegar a fundirlos debido a la fricción de una de las piezas con respecto de la otra, por el

calor que desplaza plásticamente material de empalme y se produce la unión. No se requiere metal de aporte, fundente, ni gas protector, ofrece buenas propiedades mecánicas y se puede automatizar con la utilización de máquinas y herramientas ya existentes; es una técnica generosa con el medio ambiente por no producir gases tóxicos, radiación, ni chispa. Debido a que es un proceso nuevo, se requiere precisar los valores de las variables involucradas que permitan uniones de calidad, siendo el tiempo en la etapa de calentamiento un factor determinante en la unión.

La soldadura por fricción rotativa (*Rotary Friction Welding, RFW*), tiene la finalidad de lograr uniones en materiales con perfiles cilíndricos que no pueden soldarse de forma convencional. Es un proceso utilizado en áreas de la industria manufacturera, la naval, marina, aeroespacial y el transporte terrestre y en menor escala; la de motorización eléctrica, en electrodomésticos, tanques de gas y en la química y agrícola (Cabot, 2003; Shafer, 2014; Legrá, 2018).

Sin embargo, han planteado Mercan *et al.* (2015) que, el uso de la soldadura por fricción rotativa presenta limitaciones, esta técnica no produce un elevado aporte de calor, encontrándose entre el 60 y el 80 % en relación con el punto de fusión de los materiales, lo cual puede causar grietas en la parte interna del cordón del metal.

Falla *et al.* (2012) plantea que, para la realización de la misma se requieren de elementos básicos, como se muestran en la figura 1.1; primero, una pieza de trabajo se gira y la otra se mantiene estacionaria, como se indica en la figura 1(A), al alcanzar la velocidad angular apropiada, las dos piezas se juntan y se aplica una fuerza axial; 1(B). La frotación en la cara interna provoca el calentamiento local y comienza el vuelco; 1(C) y, por último, se detiene la rotación de una de las piezas y se completa, eliminando la rebaba producida 1 (D).

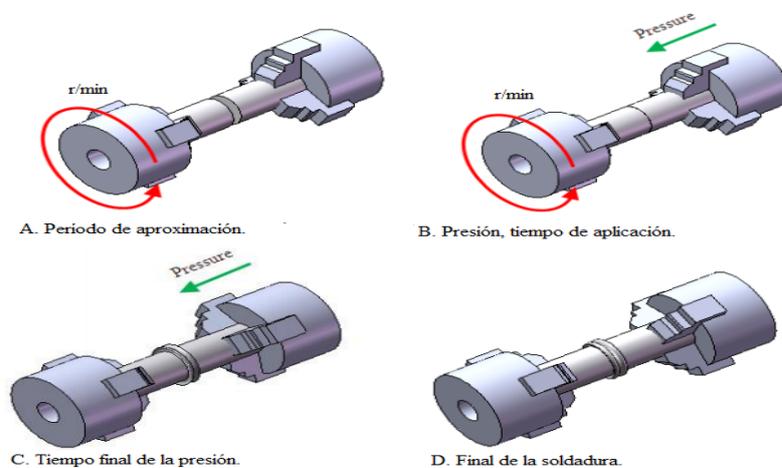


Figura 1.1. Fases del proceso de la soldadura RFW. Fuente: Suppachai *et al.* (2017).

La velocidad de rotación y la presión axial que se aplica determinan la forma de la unión soldada como se observa en la figura 1.1, por lo que es necesario controlar estos factores para obtener una unión fuerte y uniforme. El movimiento radial hacia fuera del material caliente en la interfase ayuda a eliminar los óxidos y contaminantes fuera de esta.

La etapa de fricción según Seshagirirao *et al.* (2015) es, cuando las piezas hacen contacto, hay frotamiento entre las superficies de empalme y una fuerte adhesión en diversos puntos de contacto, existe cizallamiento y se transfiere metal de una superficie a otra. Al continuar la frotación, aumentan tanto el par de torsión como la temperatura de la interfase. El tamaño de los fragmentos transferidos crece hasta que estos se convierten en una capa continua de metal plastificado. Se puede formar una película líquida en ese punto.

La etapa de forjado según Ren *et al.* (2007) es, cuando se aplica una presión después del calentamiento para que la pieza de trabajo experimente un acortamiento axial. Este vuelco produce material forjado o deformado. A continuación, el par de torsión que se produce disminuye y la velocidad rotacional baja hasta cero.

La temperatura de fricción se obtiene al rotar el componente axialmente simétrico contra otro estático y bien sujeto (figura 1.1), con la aplicación de una fuerza. Después de unos instantes (segundos), el punto de unión alcanza la temperatura de plastificación y cesa la rotación y con la aplicación de una fuerza, forja y consolida la unión. Durante el proceso se combinan los parámetros velocidad de rotación, desplazamiento, tiempo, temperatura y fuerza para obtener la soldadura de los diversos materiales (Mishra *et al.*, 2014).

La fuerza axial se mantiene o incrementa al mismo tiempo hasta que la unión se enfría. Las variables principales del proceso son la rotación, el tiempo de frenado y el tiempo de soldadura. Estos parámetros determinan la tasa de generación de calor en la interfase de soldadura y la cantidad de energía de entrada (Maalekian, 2007; Uzku *et al.*, 2010).

Refieren Velandia (2009); Guzmán-Romero *et al.* (2017); Romero (2017) en los estudios realizados relacionado con el proceso que, la misma se puede utilizar para unir diferentes materiales, siempre y cuando uno de los componentes tenga alguna simetría rotacional, con este método es posible unir las partes sólidas o tubulares con una buena resistencia en la unión. Se han unido con éxito barras sólidas de acero de hasta 100 mm (4 pulgadas) de diámetro y tubos de hasta 250 mm (10 pulgadas) de diámetro exterior.

Kiran-Kumar *et al.* (2010) expusieron que, en la soldadura por fricción radial de metales no ferrosos existe la formación de fase intermetálica, que es muy dura. El método de fricción continuo puede adoptarse para soldar diferentes materiales ferrosos y no ferrosos. Fuji *et al.* (1997) investigaron que, el proceso de soldadura por fricción era muy eficaz en la unión de materiales disímil como aluminio y el acero inoxidable. Demostró por los resultados de las pruebas mecánicas de tensión que las propiedades mecánicas que presentaron no son posibles lograrlas por medio de los procesos de soldadura por fusión.

1.3.1. Mecanismo del proceso de soldadura por fricción

El mecanismo de soldadura por fricción se produce por debajo de la temperatura de fusión de los materiales. Lo mismo se logra por la conversión de la energía mecánica en la calórica y la deformación plástica viscosa en la interfase entre ellos. La plástica viscosa a su vez produce calor hasta el final (Biljana *et al.*, 2008). En la figura 1.2 se muestra la formación del mecanismo de unión por fricción.

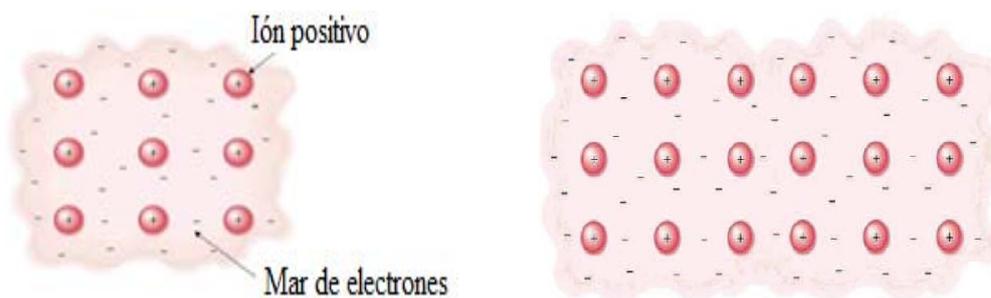


Figura 1.2. Mecanismo de adherencia del proceso de soldadura por fricción.

Fuente: Biljana *et al.* (2008).

Durante la disipación viscosa interna que se produce en los metales, conformado por iones positivos en la parte superior, flotando en un mar de electrones, al ser comprimidos los positivos en ambos metales, se unen para conectarse y formar la unión de soldadura. En la soldadura por fricción el mecanismo de difusión contribuye al mezclado de dichos iones.

Plantean Ridley *et al.* (1997) que, la soldadura por difusión es un proceso en estado sólido que se utiliza para unir materiales similares o disímiles. Las superficies que se van a unir se limpian y se calientan a una temperatura elevada, se aplica una presión moderada que da lugar al desplazamiento de los puntos de contacto entre ellas, por lo que se forma un conjunto de cavidades. Mediante procesos de difusión y deformación plástica estas van desapareciendo hasta que ambos materiales quedan unidos.

Algunos autores afirman que la deformación superplástica se debe a la actuación simultánea de los mecanismos de deslizamiento de fronteras de grano y deslizamiento cristalográfico durante todos los estadios de la deformación. Edington *et al.* (1976); Melton *et al.* (1974), fueron pioneros en el estudio la deformación superplástica de las aleaciones Al-6 % Cu-0,3 % Zr, Al-33 % Cu y Zn-40 % Al, mediante análisis de texturas.

En la figura 1.3 se muestra el mecanismo de unión durante la primera etapa del proceso. En el lado izquierdo se muestra la baja presión de fricción, en el derecho, las de alta. El mecanismo simplificado de adherencia en la interfase, se muestra en el grupo de círculos concéntricos, mostrados en la derecha de la figura 1.3a y 1.3b. Además, las ilustraciones para (i), (ii) y (iii) es lo mismo que en la 1.3a y 1.3b. Al principio, ambas superficies de soldadura en los materiales base contactan una con otra y luego, ambas en contacto friccionadas se sueldan, como se muestra en (i).

Con respecto a esto, la temperatura en la región periférica en la interfase de la soldadura, es más alta que en el centro, la generación de calor depende de la diferencia en la velocidad relativa en la interfase. Por consiguiente, esta región se expande y las interiores de la interfase no contactan, como se muestra en (ii). Por lo tanto, en estas condiciones se trasfiere y se crea una reciente, como indica en (iii).

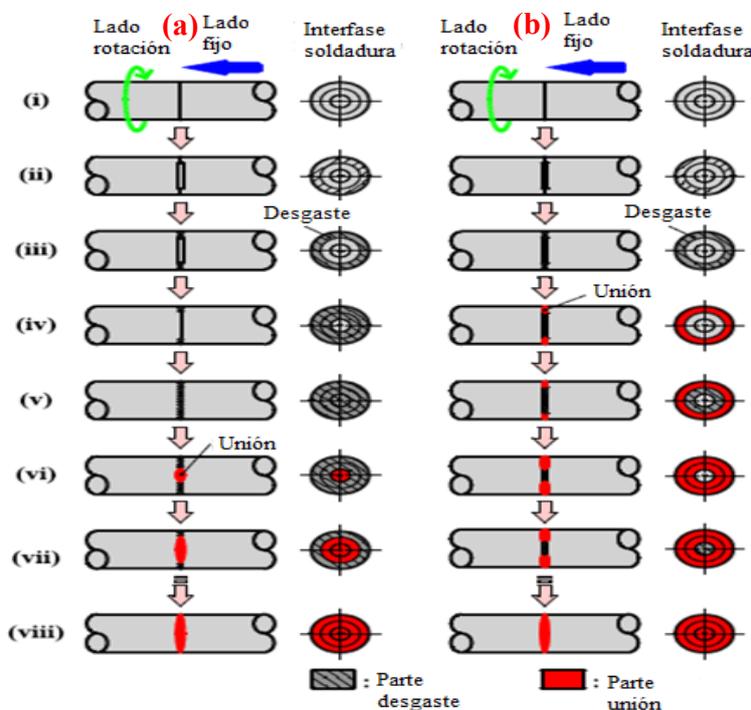


Figura 1.3. Mecanismo de unión en la primera etapa del modelo del proceso de fricción; (a) Baja presión de fricción, (b) Alta presión de fricción. Fuente: Kimura *et al.* (2003).

Cuando los materiales base son soldados bajo presión de fricción a 30 MPa (figura 1.3a), el límite de elasticidad en la región periférica disminuye y luego lo hace en las interiores friccionadas una contra otra fuera de la interfase de soldadura, como se muestra en la figura 1.3a (iv). El desgaste y la superficie crea la región periférica hacia la central y luego se forma la interfase completa, como se muestra en la figura 1.3a (v).

En este tiempo, la fuerza de fricción de torsión se mantiene constante, como se indica en la fase del desgaste. En el agarre o fusión y al inicio de la junta en la región central, donde interactúa la velocidad relativa de soldadura en la interfase disminuye, porque la temperatura en la superficie creada fue lo suficientemente alta para generar esta fusión, cuando la presión de fricción fue baja, como se muestra en la figura 1.3a (vi).

Luego, la región de fusión de la unión, se extiende desde la región central hacia la región periférica, como se muestra en la figura 1.3a (vii). En ese tiempo, la fricción de torque incrementa rápidamente. La fusión en la junta es creada en la región central hacia la periférica y luego en la interfase, si existe unión, como se muestra en la figura 1.3a (viii).

Después de eso, con la fuerza de torsión de fricción se alcanza el pico inicial completo en la interfase de soldadura si existe fusión. Por otra parte, cuando los materiales base son soldados, la alta presión de fricción a 90 MPa (figura 1.2b), el proceso mostrado en (i) hasta (iii) corresponde al caso de baja presión de fricción. La fusión inicial de la junta continúa en la región periférica, donde la velocidad relativa en la interfase de soldadura es alta, porque la temperatura de la superficie creada fue lo suficientemente alta para generar agarre, cuando la presión de fricción es alta, como se muestra en la figura 1.3b (iv).

Luego el interior de las regiones en la interfase de soldadura donde friccionan uno contra otro, como se muestra en la figura 1.3b (v). El desgaste y el agarre son creados repetidamente de la región periférica hacia la región central, como se indica en las ilustraciones (iii) hasta (vii) en la figura 1.3b y luego completo en la interfase de soldadura si existe agarre, como se muestra en la figura 1.3b (viii). Como resultado, la fuerza de fricción de torsión, aumenta también rápidamente y luego alcanza el pico inicial el máximo, cuando la interfase de soldadura completa tiene agarre. Es decir, la fuerza de torsión de fricción no tiene la fase de desgaste cuando la presión de fricción es alta. Se considera que la soldadura por fricción de los materiales similares, podrían ser considerados por el mismo mecanismo.

Luego del proceso de unión, se obtiene diferentes zonas en la junta soldada, como se muestra en la figura 1.4. Se observa la zona sin afectación (ZSA); zona parcialmente deformada (ZPD); la zona completamente deformada plásticamente (ZCDP) y la zona deformada (ZD).

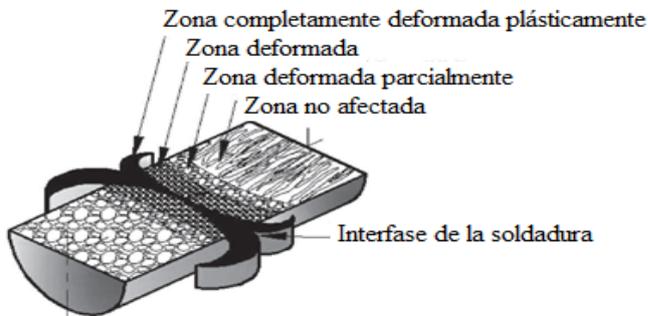


Figura 1.4. Regiones donde ocurren los cambios microestructurales.

Fuente: Biljana *et al.* (2008).

La velocidad de rotación influye en la formación de los diferentes tipos de tamaño del grano. Los parámetros de aporte como la presión friccional, la velocidad de rotación, el tiempo de forjado, tienen influencia en la variación del mismo. Durante el proceso, los parámetros de la soldadura combinados ejercen un efecto en el modelo del flujo material y distribución de temperatura, incidiendo en la evolución de la microestructura, la formación y las propiedades mecánicas de la junta (Tra *et al.*, 2010; Oosterkamp *et al.*, 2004).

Según Schneider y Nunes (2004); Cabibbo *et al.* (2007), la velocidad del miembro rotatorio puede ser hasta de unos 15 m/s y debido al calor y la presión combinados, la interfase en la FRW se desarrolla una rebaba mediante deformación plástica de la zona calentada, esta de ser necesario, se puede retirar por medio de maquinado o rectificado. Las máquinas para soldadura por fricción son automáticas y la habilidad requerida del operador es mínima, una vez que se han ajustado los ciclos individuales de tiempo para la operación.

La soldadura que se produce se caracteriza por una zona afectada por el calor (ZAC) angosta, la presencia de material deformado plásticamente alrededor de la misma (material de vuelco) y la ausencia de una zona de fusión. El ciclo puede dividirse en dos etapas: la de fricción o frotamiento y la de vuelco o forjado.

1.3.2. Parámetros del proceso de soldadura

Durante la soldadura por fricción rotativa se pueden controlar varios parámetros según criterios de Maalekian (2007); Uzkut (2010), los mismos incluyen el diámetro de la pieza a

soldar, la velocidad de rotación, tiempo de fricción y de forja, presión de fricción y de forja, así como la geometría de las piezas y las propiedades del material.

En la investigación realizada por Duffin y Crossland (1971) consideran que, las r/min inferiores de las partes giratorias causan elevados momentos y resultados de calor no uniformes. Por otra parte, la disminución de valores de r/min puede minimizar la formación de compuestos intermetálicos. Altas velocidades de rotación tienden a incrementar el ancho de la zona afectada por el calor, así como el tamaño de grano. Para evitar el sobrecalentamiento en la zona de soldadura, la presión y el tiempo de fricción tienen que ser controlados.

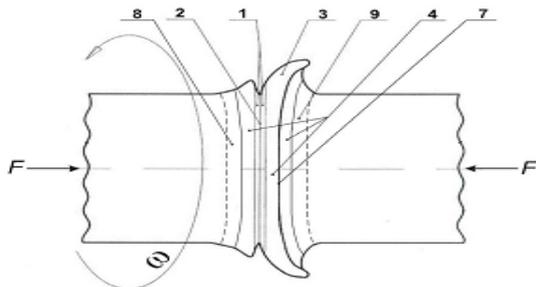
Por otro lado, exponen Sahin *et al.* (1998); Aritoshi y Okita (2003); Nicholas (2003) que, los valores de presión aplicados a la soldadura son defensorios debido a que, controlan el gradiente de temperatura y afectan el torque rotacional, así como la potencia. La fricción y la presión de forja están directamente relacionadas con la geometría y las propiedades del material de las piezas a soldar. La aplicación de presión es variable, esta puede ser controlada por la temperatura en la zona de la unión y la disminución de la longitud axial. Se debe aplicar la presión requerida a los materiales con el fin de obtener deformaciones uniformes a lo largo. La presión de fricción tiene que ser alta como para permitir la eliminación de óxidos y conseguir un calentamiento uniforme a lo largo de todo el material y para interrumpir la afinidad entre las superficies y el aire.

Rai *et al.* (2011); Boonseng *et al.* (2014) son del criterio de que, la aplicación de presión de forja, especialmente durante el proceso de fricción mejora las propiedades de la soldadura, la misma depende de la afluencia de calor sobre la tensión del material. Tampoco debe ser suficientemente alta para causar la acumulación de material ni ser baja como para causar falta de soldadura. La presión de forja en algunos materiales se determina en función de la resistencia interior del material. La difusión de macro partículas de superficies a superficies ocurre durante la forja. Se forman lazos de manera continua y se descomponen durante la fricción en la interfase.

El momento de fricción y forja están directamente relacionados con las propiedades del material. El tiempo de fricción debe permitir que se produzca la deformación plástica, con la eliminación de posibles residuos y partículas. Para un conjunto de alta calidad de la soldadura, el tiempo mínimo de rozamiento debe ser excedido. Menores tiempos de fricción, así como el no calentamiento uniforme resultan en zonas no unidas en la interfase y la deformación

plástica inadecuada; esto trae el problema de la junta de baja calidad, el sobrecalentamiento y pérdida de material (Rai *et al.*, 2011; García-Castillo *et al.*, 2016).

Durante el proceso, los parámetros de la soldadura combinados ejercen un efecto significativo en el modelo de flujo material y distribución de temperatura (figura 1.5), mientras influye en la evolución de la microestructura del material, la formación y las propiedades mecánicas de la junta (Gene, 2002; Oosterkamp *et al.*, 2004).



1- capa viscosa; 2- Interfase; 3- capa del metal; 4- capa viscoplástica; 7- Línea de unión; 8-HAZ acero 1 en metal 2; 9-HAZ acero 2 en metal 1.

Figura 1.5. Modelo de una junta soldada con las zonas características.

Fuente: Biljana *et al.* (2008).

Durante la unión, al ser la energía utilizada menor, consecuentemente, la zona térmicamente afectada (ZAC) y los esfuerzos residuales asociados con la soldadura es pequeña, con microestructura fina en la zona de la junta y la ausencia de fisuras y porosidad. El proceso se desarrolla en dos etapas (Zhou *et al.*, 2010), una llamada de calentamiento, en la que se eleva la temperatura en la zona de interfase entre las piezas a unir, como resultado de la intensa fricción a que son sometidas por el movimiento relativo entre las superficies en contacto bajo la acción de una fuerza exterior que las oprime. Esta etapa se mantiene hasta que el material alcanza un estado plastificado a una temperatura menor que la de fusión. La fuerza aplicada sobre las superficies a unir en esta etapa se le denomina fuerza de calentamiento.

Las tensiones residuales resultantes de la soldadura se encuentran vinculadas a los parámetros del proceso utilizados a través del campo térmico y de los que estos generan sobre la pieza. En este sentido, son escasos los estudios experimentales que vinculen estos aspectos de modo de lograr una mejor comprensión de los fenómenos actuantes (García-Castillo *et al.*, 2016).

Esto ocurre al soldar piezas con bajo punto de fusión debido a que el aporte de calor, que da lugar a la soldadura, no es suficiente y la presión aplicada durante la unión no es lo suficientemente alta. Los materiales antimagnéticos como aleación de titanio (Kumar y Balasubramanian, 2014), la aleación de magnesio (Liang *et al.*, 2015; Kimura *et al.*, 2015) y aleación de aluminio (Uday *et al.*, 2011; Uday y Ahmad-Fauzi, 2014) se consideran

apropiados para este método, por su uso, especialmente la de aluminio en la automoción, industria marina y la aeronáutica (Li *et al.*, 2012).

Sin embargo, es complicada la soldadura del aluminio, debido a la existencia superficial de la película de óxido que provoca el agrietamiento en la misma (Wang *et al.*, 2015), especialmente durante la unión de materiales disímiles, esto puede afectar las propiedades mecánicas de la junta soldada.

1.4. Soldadura de materiales incompatibles por fricción radial

Según Zimmer *et al.* (2010) la soldadura por fricción rotativa es más eficiente en términos de energía en comparación a los procesos más competitivos. No se requiere de consumibles como el hilo de relleno, flux o gases para el escudo de protección, incluso para los materiales medioambientalmente tan sensibles como el titanio. Las combinaciones de uniones de metal disímil son empleados en aplicaciones diferentes que requieren una cierta combinación especial de propiedades, así como para ahorrar los costos impuesto hacia los materiales costosos y escasos (Ozdemir, 2005).

De la revisión de la literatura Murti y Sunderesan (1986); Ananthapadmanaban (2009) refieren que, las mayorías de las informaciones publicadas en la soldadura por fricción de materiales disímiles están enfocadas en las características de la microestructura, las variaciones de la microdureza, formación de escalones y la evaluación de las propiedades de las tensiones.

La fusión convencional para soldar diferentes combinaciones de metal disímil (figura 1.6) es un proceso factible para evitar la formación de estructuras intermetálicas, fundición quebradiza, debido a la baja incompatibilidad metalúrgica y por presentar diferencias en el punto de fusión y desigualdad térmica. La soldadura por fricción es un proceso de soldadura transitorio extensamente empleado en diferentes situaciones (Yoon *et al.*, 2006).

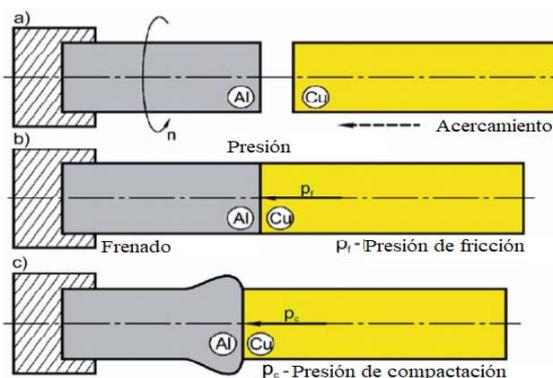


Figura 1.6. Soldadura de materiales disímiles por fricción. Fuente: Ratković *et al.* (2014).

Tomoyuki *et al.* (2007) han estudiado la viabilidad en la soldadura por fricción de la combinación de aceros inoxidable ferrítico y martensítico. Sathiya *et al.* (2006) investigó sobre la soldadura por fricción símil del acero inoxidable ferrítico. El estudio estaba enfocado al efecto de los parámetros y a las múltiples características de este proceso. Los experimentos estuvieron basados en el método de Taguchi, donde las juntas exhibieron calidad en la soldadura según los parámetros analizados.

Un estudio fue realizado en la unión de materiales disímiles, acero inoxidable austenítico y de bajo carbono, con el empleo del proceso de soldadura por fricción agitación, se encontró que, debido a la deformación en caliente, dentro de la zona soldada en la región austenita se producen granos pequeños, que son entonces transformados en estructura fina de ferrita y perlita, al alcanzar una porción de la temperatura (Jafarzadegan *et al.*, 2013).

Sammaiah *et al.* (2010) investigaron experimentalmente sobre la soldadura por fricción de la aleación de aluminio AA 6063 con el acero inoxidable austenítico AISI 304 para determinar la correlación entre la microestructura y la tensión en la unión. Seong-Yeon *et al.* (2003) determinaron los factores que afectan la unión del cobre con el titanio y encontraron que, la presión controlada ejerce influencia. Indicaron que la resistencia a la tracción en la unión disímil aumentada según lo hace una presión alterada.

Jayabharath *et al.* (2007) realizaron una combinación entre acero metalúrgico de polvo sinterizado con parte de cobre acerado mediante el proceso de soldadura por fricción y se encontró más deformación en el lateral del cobre debido a la alta conductividad térmica. Mumin (2009a) analizó las variaciones mecánicas y metalúrgicas en la interfase del acero inoxidable austenítico y el cobre. Se realizó un estudio orientado a las propiedades mecánicas y metalúrgicas de ambos materiales, incluyendo la rugosidad superficial, se demostró que, la resistencia a la tracción en la junta soldada resultó ser más alta en el cobre (Shanjeevi, 2013). Radoslaw y Mieczysław (2013) investigaron las propiedades mecánicas y la microestructura de una unión por fricción radial entre el hierro dúctil y el acero inoxidable, se analizó la morfología de la transformación de fase y de la fractura durante la soldadura.

Madhusudhan y Srinivasa (2009) estudiaron la microestructura y las propiedades mecánicas en la uniones símil y disímil de acero inoxidable austenítico, ferrítico y acero dúplex mediante el proceso de soldadura por fricción radial, concluyeron que, por electrón Beam y por fricción, la fuerza de impacto y la resistencia a la tracción, son inferiores que el metal base.

Subhash-Chander *et al.* (2012) estudiaron la soldadura por fricción de un acero inoxidable austenítico y otro de baja aleación para determinar la relación en la microestructura y las propiedades mecánicas. Concluyeron que, la dureza en la interfase es más dura que en el metal base, con el incremento de la resistencia a la tracción y al impacto, con la velocidad de rotación disminuye constantemente.

Yokoyama y Ogawa (2003) evaluaron la resistencia a la tracción y la absorción de energía de amortiguamiento bajo diferentes tasas de cargas, observaron que, la resistencia a la tracción y la energía de la soldadura por fricción se incrementó unido con una alta tasa de carga y la posición de la fractura de las juntas se alteró con relación a la tasa diferentes de cargas. Jian *et al.* (2014) estudiaron mediante el proceso de soldadura por agitación en el acero inoxidable ferrítico 18Cr2Mo, la microestructura y las propiedades mecánicas, determinaron la presencia de ferrita fina equiaxial en la unión soldada.

Sathiya *et al.* (2005) investigaron los cambios metalúrgicos del acero austenítico como la formación de ferrita delta y la precipitación de carburo de cromo entre los límites del grano que tienen lugar durante la soldadura por fusión y la eliminación de los mismos durante la soldadura por fricción. Hakan *et al.* (2007) determinaron el efecto del tiempo de fricción en la región deformada plásticamente en la vecindad de la soldadura y el efecto de la presión de fricción en las propiedades de una super aleación base hierro fundido.

Del análisis en las conclusiones de la literatura se contactó que, la unión de materiales disímiles ha sido estudiada por diferentes autores, los cuales se han basado en la resistencia y los aspectos metalúrgicos de los aceros inoxidables ferrítico con otras combinaciones. Sin embargo, la unión disímil de acero inoxidable y el cobre aún está limitado.

1.5. Transferencia de calor en la soldadura por fricción

En la teoría del calor Maxwell (1871) esboza cuatro condiciones para la definición de este; la primera estipulación es que, puede ser transferido de un cuerpo a otro, según la segunda ley de la termodinámica (Ilić *et al.*, 1996); esta los define como una cantidad mensurable que puede ser tratada matemáticamente; la tercera es que no puede ser tratado como una sustancia y en la cuarta se considera como una forma de energía. Como esta forma de energía se efectúa la transferencia para un cuerpo, donde es más probable almacenarlo como energía cinética y potencial de átomos y moléculas en este cuerpo.

La termodinámica reconoce diferentes tipos de transferencia de calor, de un cuerpo más caliente a otro más frío (Maxwell, 1871; Ilić *et al.*, 1996), ambos los transfieren y en la segunda estipulación de Maxwell acerca de la cuantificación del calor distribuido de un cuerpo para otro ha sido investigada para numerosos casos. Sin embargo, surge un reto, cuando al lado de la distribución de calor puro de un cuerpo a otro, existe un proceso de generación en el contacto entre dos cuerpos. El calor es un proceso de generación de transformación de energía debido a algunas condiciones (Ilić *et al.*, 1996). Esta es complicada y eso depende de la naturaleza de contacto entre cuerpos, cargas entregadas, materiales en el contacto, forma de energía y el movimiento de los mismos.

En el aspecto de la generación de calor, el coeficiente de fricción tiene una influencia en la misma y consecuentemente en la temperatura de campo (Schneider *et al.*, 2006). Los modelos térmicos que describen una temperatura en la soldadura por fricción, requieren de datos friccionales, como el coeficiente de fricción. En los inicios de la investigación del proceso, investigadores en los que se encuentran Kovacevic y Chen (2003; Maalekian *et al.* (2008a) adoptaron un constante coeficiente de fricción para cuantitativamente caracterizar la generación de calor y la temperatura. Durante la soldadura se experimenta de una baja para otra alta durante el cual, las propiedades de los materiales varían de un estado elástico hasta uno viscoplástico, resultando una variante de coeficiente de fricción (Zhang *et al.*, 2005).

A partir de estos postulados, se ha propuesto un modelo rígido de materiales viscoplástico, en el cual la fricción de torsión se emplea para caracterizar la generación de calor en la soldadura por fricción (Maalekian *et al.*, 2008b; Zhang *et al.*, 2005). Señalaron además que, la fricción experimenta una de Coulomb en un rango de baja y alta temperatura, donde el rendimiento de la resistencia a la tensión y el esfuerzo al corte es igual a la tensión de la fricción.

En el otro aspecto de la difusión del átomo en la soldadura por fricción, la particularidad es que la misma no es solo activada por la temperatura, sino que también se realiza por las grandes tensiones, debido a que ambas se unen durante el proceso (Nandan *et al.*, 2007). Aunque las literaturas previas reportan la resistencia a la tensión y el fenómeno de difusión en la soldadura por fricción (Jin *et al.*, 2005; Xiong *et al.*, 2013), consideran que los factores que detallan estas influencias no quedan todavía claros.

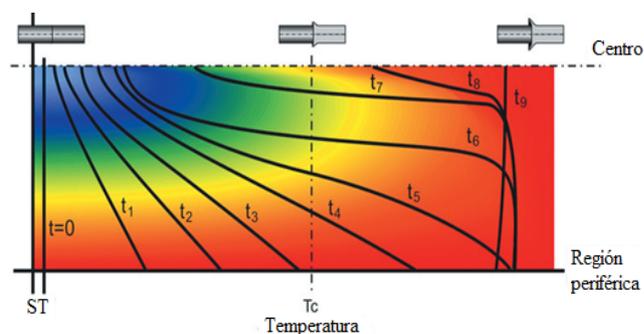
Can *et al.* (2010) propusieron un modelo termo mecánico para la simulación en el proceso de soldadura por inercia, asumieron en su estudio un material incompresible viscoplástico con temperatura dependiente. La solución estuvo basada en la ecuación lineal de transferencia de

calor en diferentes condiciones, emplearon técnicas adaptivas, donde compensó la estimación del error, tanto mecánico como computacional.

1.5.1. Distribución de temperatura durante la soldadura por fricción

Debido a la influencia que tiene la distribución de la temperatura en la junta soldada, autores como Lombard *et al.* (2009), citando a Peel *et al.* (2003 y 2006) estimaron la entrada de calor a la junta (J/mm) con el uso de un modelo de energía basado en variables esenciales del proceso, tales como las velocidades de avance y de rotación y torque medido en el husillo.

Durante la soldadura de aleaciones disímiles, la temperatura inicial (como se muestra en la figura 1.7), es elevada en la región periférica, en correspondencia con la alta velocidad tangencial, entonces se extiende hasta el centro de la interfase, con el incremento del tiempo de calentamiento ($t_1, t_2, t_3, t_4, t_5, t_6, t_7, t_8, t_9$).



ST – sección de temperatura; T_c – temperatura crítica.

Figura 1.7. Generación de calor en la interfase de la unión. Fuente Fukumoto (1997).

Después de un determinado tiempo, las diferencias entre las temperaturas van a ser más pequeñas, fundamentalmente en el material que presente alta difusividad térmica (Lindemann, 2006). Cuando el material alcanza la temperatura crítica (T_c), comienza a experimentar una deformación plástica conducida por la formación del destello, donde la disipación es también responsable con la formación de la generación de parte del calor en el proceso.

La máxima temperatura, usualmente presentada en la región cercana en el límite de la unión incrementa con el aumento de la velocidad de rotación y disminuye con la de avance, siendo más significativo el efecto de la primera. Así mismo, el incremento de la fuerza axial sobre la junta también ejerce un ligero efecto en el pico de temperatura (Nandan *et al.*, 2007).

Mohammed *et al.* (2015) estudiaron el impacto de entrada de calor en las propiedades mecánicas de tubos de acero inoxidable dúplex, exponen que, con el aumento de la entrada de

calor, lo hace la fuerza de tensión y existe disminuciones de la fuerza de impacto al mismo tiempo, se incrementa la dureza en la junta en la medida que lo hace la entrada de calor. Este último es la fuente para plastificar el material. La combinación de velocidad del husillo, fuerza y tiempo de fricción, provoca la cantidad de generación durante la acción friccionante. La entrada de calor juega un papel para determinar las características de un material unido.

Cuando la presión de fricción causa largo tiempo para generar el calor en la superficie, el proceso de forja no puede realizarse. Mohammed *et al.* (2015), consideraron que, la presión de fricción es el doble de la de forja para llevar a cabo el proceso. Paventhan *et al.* (2011) refirieron que la presión de forja juega el papel predominante por aumentar al máximo la fuerza de tensión de la junta durante la soldadura.

Colligan y Mishra (2008) establecieron relaciones entre parámetros principales y secundarios del proceso, entre estos relacionaron el grado de deslizamiento entre las piezas de trabajo, así como la fuerza de fricción, con la historia térmica y con la cantidad y tasa de deformación sufrida por las piezas a unir. Por otro lado, coincidieron con otros autores Peel *et al.* (2006); Lombard *et al.* (2009) al determinar el torque a partir de las velocidades y emplearlo para el cálculo de la potencia (energía/unidad de tiempo) y de la energía específica (energía/unidad de longitud). Con estas relaciones posteriormente se explicaron los resultados de variación de temperaturas y se relacionaron con los esfuerzos residuales.

La formación de tensiones residuales en uniones soldadas se debe a la presencia de campos no uniformes de deformaciones no elásticas, como las plásticas y térmicas mientras se efectúa la soldadura. Debido a que esta se realiza en estado sólido, las temperaturas alcanzadas son menores a la de fusión. Por este motivo, se espera que estas tensiones residuales sean menores a las generadas en la por fusión. Sin embargo, es necesario una sujeción más rígida de las piezas a unir, que restrinja la contracción durante el enfriamiento, generando un aumento en las tensiones por esta causa (Mishra y Ma, 2005).

Se contactó diferentes trabajos donde la distribución de temperaturas y el flujo de calor en la junta son relacionados con la generación de esfuerzos residuales, en ellos se encuentra el de Koteswara *et al.* (2017), en donde estos esfuerzos estuvieron relacionados con los cambios microestructurales y la distribución de calor. Por otro lado, Peel *et al.* (2003); Mumin (2016), relacionaron la distribución en la dirección longitudinal de la junta con la entrada de calor al sistema, dominada por las velocidades de avance y de rotación de la herramienta.

Correa-Borges (2018) realizó la unión disímil en tubería de acero AISI 1045 y el AISI 316L, para ello empleó número de revoluciones de 800 y 900 r/min, con presiones de 0,9 y 1,9 MPa. En el trabajo se demuestra que la temperatura de fricción es independiente de la temperatura de forja y que las mismas se encuentran entre 738 y 750 °C. Las estructuras obtenidas garantizan la continuidad metalúrgica en dicha unión.

Refiere Nicholas (2003) que, los valores de presión aplicados a la soldadura tienen influencia debido a que controlan el gradiente de temperatura y afectan el torque rotacional, así como la potencia. La fricción y la presión de forja están directamente relacionadas con la geometría y las propiedades del material de las piezas a soldar. La aplicación de la presión es variable, esta puede ser controlada por la temperatura en la zona de soldadura y la disminución de la longitud axial de la pieza.

1.6. Análisis tenso - deformacional por el Método de los Elementos Finitos

Las tensiones residuales son las existentes en un cuerpo sólido sin la aplicación de fuerzas externas (incluyendo la gravedad) o gradientes térmicos. Todo este sistema de tensiones está en equilibrio y la sumatoria de fuerzas resultantes y del momento producido es cero. El valor máximo en el módulo en las que ellas pudieran llegar, es el propio límite de escurrimiento del material. La figura 1.8 muestra el comportamiento de las capas tensionadas, cuando son sometidas a proceso de tracción o compresión.

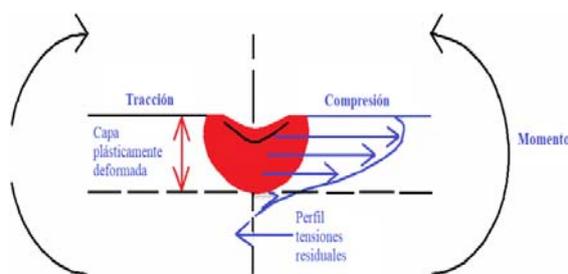


Figura 1.8. Diagrama del perfil de las tensiones residuales. Fuente: Lu y Hassan (2001).

Según Suárez-Torres *et al.* (2018), estas tensiones son las que están presentes en un material, cuando no está sometido a ninguna fuerza ni momento externo. En el caso de capas delgadas es muy habitual que se generen durante la deposición, normalmente debidas a las diferencias existentes entre las estructuras cristalinas de las diferentes capas. Pueden ser tractivas (positivas), pudiendo llegar a fracturar la capa, o compresivas (negativas), que disminuyen la adherencia de las capas al substrato. En los metales son causadas por la deformación de partes

de la estructura cristalina interna del propio material. Para restaurar esta redícula interna es necesaria la introducción de energía a la pieza.

En las uniones soldadas pueden generarse seis tipos de tensiones residuales: las transversales y longitudinales (o también llamadas de alargamiento), las que están a lo largo del cordón o en toda su longitud, en las secciones transversales al cordón y las longitudinales y transversales en espesor. En dependencia de la potencia térmica de la fuente empleada, de la velocidad de soldadura, del espesor y del carácter de fijación de la pieza, la distribución de estas tensiones puede ser distintas (Cisilino *et al.*, 2002).

A consecuencia de los procesos de fabricación de los materiales, de la mecanización de componentes y de las condiciones de servicio de estos últimos en las uniones soldadas se generan, en los agregados policristalinos, campos de tensiones residuales (Seok, 2008), estas tensiones residuales pueden llegar a condicionar negativamente la vida en servicio de los dispositivos y estructuras. Microscópicamente, las tensiones residuales actúan alterando las distancias entre los planos atómicos de los cristales.

Refiere Ganesh *et al.* (2016) que los esfuerzos residuales no son uniformes dentro del material deformado, pueden existir esfuerzos residuales de compresión en la superficie de una placa laminada y en el centro de ella puede encontrarse almacenados esfuerzos en tensión. El estado de esfuerzos residuales es en un estado tridimensional y una vez presentes, estos deben estar en equilibrio, es decir que en ausencia de cargas externas el elemento no sufra distorsión geométrica. Los esfuerzos residuales se dividen en tres tipos (Ganesh *et al.*, 2016).

- ✚ Los de primera clase actúan de manera homogénea sobre varios granos,
- ✚ Los de segunda se encuentran distribuidos homogéneo en partes de algunos granos,
- ✚ Los de tercera se ubican en forma no homogénea en áreas sub microscópica,
- ✚ Debido al estado intrínseco de los esfuerzos residuales, es complicado identificar su magnitud. Los métodos desarrollados para medir su intensidad se clasifican en destructivos, semi-destructivos y no destructivos (Masoudi *et al.*, 2015).

El término simulación infiere el estudio de un sistema o parte del mismo, mediante el trabajo del modelo matemático o del modelo físico. La utilización del diseño de uno experimental se fundamenta en cuatro reglas básicas según (Moseley, 2014).

- ✚ Disminuir el número de corridas experimentales necesarias,
- ✚ Cambiar el valor de los factores de acuerdo con reglas,
- ✚ Utilizar en el procesamiento métodos matemáticos normalizados,

✚ Poseer una estrategia de trabajo por etapas.

El método de la simulación ha sido generalizado y constituye una herramienta de cálculo numérico capaz de resolver problema formulable de la matemática, la física y la mecánica; permite simular y realizar análisis en componentes y estructuras complejas que en ocasiones se hacen difícilmente calculables por los métodos analíticos tradicionales. Se puede obtener la resolución numérica de las ecuaciones matemáticas que describen el fenómeno estudiado con el uso de un ordenador. Por lo tanto, se puede asumir que, es tan exacta como tantas sean las ecuaciones de partida y la capacidad de los ordenadores para resolverlas, lo cual fija límites a su utilización (Sánchez *et al.*, 2011).

Plantean Deng y Kiyoshima (2012) que, un programa de simulación es una pieza compleja de software en la que confluyen numerosas operaciones. Suelen estar divididos en subsecciones, cada una de las cuales efectúan una operación determinada. Sin embargo, el tema no se limita al puro cálculo. La preparación de los datos y el análisis de los resultados numéricos que surgen como producto del cálculo, son elementos que están integrados al software. Así pues, un paquete de simulación consta de un procesador, en el cual se incluyen todas las ayudas a la preparación de los datos y que generan los archivos de resultados, y un postprocesados que facilita el análisis e interpretación de los resultados, generalmente en forma de gráfica mediante trazado de curvas, gráficos tridimensionales y tablas.

En su trabajo, Huang y Usmani (1994), describen un método de los elementos finitos, componiendo una compilación de tres procesos: la formula variacional de Rayleigh Ritz, el recubrimiento del entorno de integración con intervalos compactos e interconectados por los nodos y la aplicación del algoritmo de residuos ponderados En el caso específico del análisis tenso-deformacional de elementos sometidos a la acción de cargas dinámicas, el método permite la determinación de los componentes y la determinación del estado deformacional en ciertos puntos característicos. Este tipo de análisis permite acotar la deformación del objeto de estudio y localizar zonas altamente solicitadas o de baja sollicitación.

En las décadas del 70 y el 80 la modelación de soldaduras se realizó mediante modelos simplificados en dos dimensiones, debido a las limitaciones computacionales de aquellos momentos. La modelación en 2D tiene como ventaja que produce modelos más sencillos y reduce el tiempo de cálculo, conduciendo en ocasiones a resultados aceptables. Hibbit y Marcal (1974) fueron pioneros en la aplicación de un modelo 2D para la determinación de tensiones residuales de soldadura. En la actualidad, a pesar de los avances computacionales muchos

autores continúan trabajando la modelación en 2D con modelos planos o axisimétricos y asumiendo determinadas suposiciones y simplificaciones (Lu y Hassan, 2001; Siddique, 2005).

Considera Zhu y Chao (2002) que, la respuesta térmica y termodeformacional de todos los conjuntos soldados es tridimensional y que solo estos modelos son capaces de reproducir completamente este fenómeno en las soldaduras reales. Esta modelación ha sido empleada por autores como Lu y Hassan (2001); Siddique (2005); Vinas *et al.* (2005). Lu y Hassan (2001) quienes simularon una soldadura en cuatro pasadas mediante un modelo 3D, refieren que, en los puntos de inicio y fin de la soldadura se observa concentración de tensiones residuales de tracción y compresión que no puede ser recogida por los modelos bidimensionales.

Martínez (1998); Pozo *et al.* (2009) plantean que, para simular procesos de soldaduras se aplica un modelo desacoplado donde los resultados obtenidos del análisis térmico, campo de distribución de temperaturas, se utilizará para realizar el análisis de esfuerzos térmicos inducidos en los materiales de la pieza, para ello se debe redefinir, el tipo de elemento usado. Sin embargo, para garantizar que geoméricamente el mallado no cambie y que la posición y numeración de nodos permanezca idéntica, lo que es imprescindible a la hora de aplicar las cargas de temperatura, se debe respetar la correcta correlación entre los elementos térmicos y los estructurales que han de usarse.

En el estudio de esfuerzos en condiciones habituales, el estado general de carga en un punto dado puede representarse con la ayuda de un elemento cúbico diferencial como el mostrado en la figura 1.9. Cada una de las caras puede estar sometida a un esfuerzo normal; las componentes mostradas son σ_x , σ_y y σ_z , que representan los esfuerzos normales en las caras perpendiculares a los ejes X, Y y Z. Los esfuerzos cortantes representados se nombran con la utilización de dos subíndices; el primero indica la superficie sobre la que se ejercen y el segundo la dirección de la componente. Así, τ_{xy} indica un esfuerzo cortante ejercido sobre la cara perpendicular al eje X, y que actúa en la dirección Y.

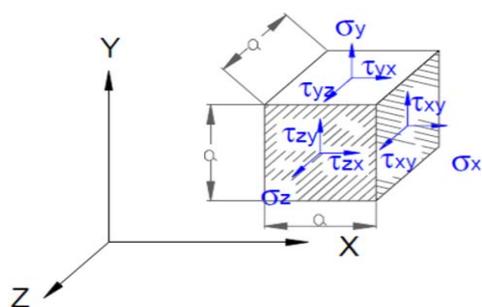


Figura 1.9. Estado general de carga. Fuente: Roa y Garzón (2002).

Según el teorema de reciprocidad de tensiones tangenciales, estableciendo el equilibrio de momentos, se deduce que, estas con subíndices cambiados de orden, es decir, perpendiculares y definidos en un mismo plano, son iguales.

El método de los elementos finitos de acuerdo con Roa y Garzón (2002), permite dos tipos de análisis térmico: uno en estado estable o constante, que no considera al tiempo como factor en el análisis, y otro transitorio, en los que las condiciones, bien las cargas o las cantidades térmicas a determinar, son variables con el tiempo. A su vez, cuando las propiedades de los materiales dependen de la temperatura, el análisis se denomina no-lineal.

1.6.1. Simulación del proceso de soldadura por fricción por elementos finitos

El método de simulación para establecer la condición de la soldadura por fricción de juntas disímiles se ha empleado para la selección de la línea de soldadura, aunque algunos investigadores han reportado también el empleo de la simulación por método de los elementos finitos (MEF) en la soldadura por fricción (Suga *et al.*, 1995; Rao *et al.*, 2007). En Particular, es importante para estimar el pico del torque inicial y los requerimientos del uso de la máquina antes de realizar la unión. Concluyen que, la simulación del torque y el tiempo del pico inicial del torque es afectado para varios materiales y que este resultado puede ser aplicado para diversas juntas disímiles.

Kumar y Reddy (2015) con el software ANSYS workbench (15.0) emplearon deformación acoplada y flujo de calor en la soldadura del acero AISI 1021 y la aleación de aluminio 2024, con barras de 25,4 mm de diámetro y longitud de 100 mm, consideraron un modelo asimétrico 3D6 para determinar las tensiones. Concluyeron que, durante la etapa del calentamiento cualquiera irregularidad de la superficie son removidas, la temperatura aumenta cerca de las superficies soldadas, y en la interfase tiene un comportamiento viscoplástico.

Kimura *et al.*, (2003) declararon que, la fuerza de torsión inicial puede calcularse por la relación entre la temperatura de empalme en la interfase de la soldadura y el límite de elasticidad de los materiales base. Sluzalec (1988) empleó el método de los elementos finitos (MEF) para determinar la distribución de tensiones, mientras Fu y Duan (1988) simulan la deformación y la temperatura transitoria de la soldadura por fricción.

Según García y Bejar (2003) la solución obtenida mediante el método de los elementos finitos (MEF) se acercará más a la solución exacta siempre que se aumente el número de elementos que conformará el mallado del modelo. A este estudio previo se le denomina análisis de la

convergencia. Es de importancia tener presente que se debe ajustar la malla hasta una densidad requerida de manera que no se utilicen elementos más pequeños de lo necesario, evitando así aumentar el costo computacional, la complejidad de las ecuaciones y el tiempo de cálculo.

La influencia de los parámetros de proceso predomina al compararse uno con otro, los resultados de la simulación del elemento mallado a con la del b, como se observa en la figura 1.10, donde la dimensión del destello significativamente depende del tiempo de la soldadura.

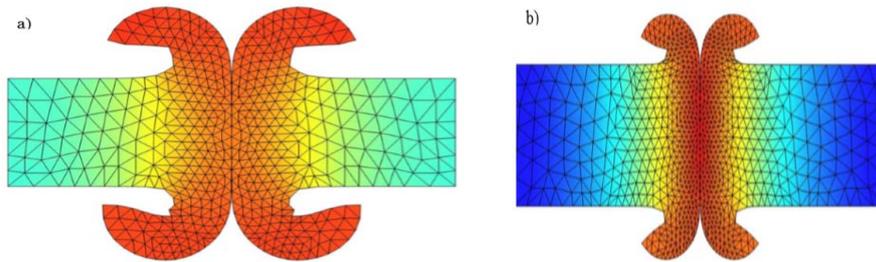


Figura 1.10. Comparación del destello para la simulación con parámetro en a) y en b).

Fuente: Schmicker *et al.* (2017).

El mallado del destello de la figura a) representa un proceso lento, donde debido a la velocidad de rotación inferior a la etapa de fricción no es necesaria para crear el aporte de calor. En b) se obtiene un resultado con una forma más ancha del destello, aquí para la simulación se consideró una velocidad de rotación rápida y con una pequeña fricción cronometrada.

Por medio de elementos finitos se simula el progreso de los campos de temperatura en la zona afectada por el calor. En el trabajo de Sejc *et al.* (2006) se determinó que, el objetivo era establecer por simulación un ciclo térmico para evitar la evaporación de elementos protectores de la corrosión como el zinc. En los estudios realizados por Mathieu *et al.* (2006), la simulación numérica del gradiente térmico y la termografía se aplicó al control de temperatura durante la soldadura *brazing* y a la formación de fases intermetálicas que podrían debilitar la unión en el sistema acero/aluminio.

Maalekian *et al.* (2008b) desarrollaron un modelo para predecir la evolución de la temperatura, la resistencia a la tensión y la geometría final de las partes soldadas por fricción inercia, con el método de los elementos finitos, basado en el software DEFORM, acoplado la deformación y la conducción de calor. Su modelo se basó en la ecuación de no linealidad de la conducción del calor con variaciones en las propiedades acopladas termomecánica. Los resultados numéricos tuvieron en correspondencia con los valores experimentales.

1.7. Conclusiones del capítulo

- ✚ La soldadura de los aceros inoxidable por procesos convencionales son causas de la sensibilización, el calor causado por ciclo térmico en la ZAC, provoca sensibilización por precipitación de carburo entre 425 y 815 °C, se recomienda soldar con bajas temperaturas como la soldadura por fricción.
- ✚ La unión metalúrgica del cobre y del acero inoxidable mediante la soldadura por fricción rotatoria es una tecnología que compite para la unión de los mismos ya que puede unirse producto de la fuerte adherencia que produce este proceso.
- ✚ Los estados tenso deformaciones que surgen durante el proceso de soldadura por fricción radial por efecto de los campos térmicos pueden ser determinadas por el método de los elementos finitos (MEF), considerando los campos termomecánicos y el flujo de calor.

Capítulo 2: Materiales y métodos

CAPÍTULO 2. MATERIALES Y MÉTODOS

2.1. Introducción

Las partes formadas de diferentes materiales son eficientes en base a los costos. El ciclo biológico de los materiales, especialmente en corrosión media, es prolongado. Muchas aleaciones ferrosas y no ferrosas pueden ser unidas mediante la soldadura por fricción. Este proceso de soldadura puede ser empleado para la unión de materiales con diferentes propiedades térmicas - mecánicas y combinaciones que pueden ser usadas. En general, cualquiera de las partes de la máquina puede ser producida por uno de los métodos diversos de manufactura, sin embargo, la determinación de los métodos depende del costo de la producción y de las alternativas para partes individuales. La soldadura por fricción es uno de los métodos que puede ser empleado en el método de unión.

El objetivo del capítulo es establecer los métodos y procedimientos para la realización de la unión disímil del acero AISI 316 y de la aleación no ferrosa cobre Cu-DHP a través del proceso de soldadura por fricción radial.

2.2. Composición química estándar de las aleaciones

La composición química estándar del acero ASI 316 L, según la *Alloy Casting Institute* (ACI), designación adoptada por la ASTM, de la American *Society for testing Materials* (ASTM), se muestran en la tabla 2.1 y en la 2.2 la composición del cobre Cu-DHP, según la norma chilena NCh 1339 Of 77 y número UNS C10100 de la ASTM B601.

Tabla 2.1. Composición química estándar del acero AISI 316L, % en masa

Tipo	C	Si	Cr	Ni	Mn	Mo
AISI 316 L	0,03	1,00	16 - 18	10 - 14	2,00	2,00 - 3,00

Esta familia de aceros se obtiene adicionando elementos formadores de austenita, tales como níquel, manganeso y nitrógeno. El contenido de cromo generalmente varía del 16 al 26 % y su contenido de carbono se mantiene siempre en el rango de 0,03 a 0,05 %. El cromo proporciona una resistencia a la oxidación y a la corrosión hasta temperaturas aproximadas de 650 °C en variedad de ambientes. El níquel y en menor extensión el manganeso, se adiciona a estos aceros para estabilizar la fase austenítica en un amplio rango de temperaturas y evitar así su transformación en martensita, cuando son enfriados rápidamente a temperatura ambiente.

Tabla 2.2. Composición química estándar del cobre Cu-DHP, % en masa

Tipo	Sn	Pb	Zn	S	Fe	Mn	P	Cu
UNS C10100	0,0022	< 0,002	< 0,001	0,002	0,038	< 0,0005	0,001	Resto

Según la designación es un cobre de alta conductividad eléctrica, sin embargo, esta es afectada por la presencia del fósforo y la misma en estado de recocido es de 57 o 58 m/mm². No se recomienda su soldadura sin material de aporte, debido a su contenido de oxígeno porque tiende a la formación de grietas. Tiene aplicación industrial donde está presente el fenómeno de la corrosión.

2.2.1. Propiedades mecánicas y eléctricas del acero AISI 316L

Las propiedades del acero inoxidable son, en general distintas a las del acero al carbono, si bien los parámetros que definen tales propiedades son similares para ambos tipos de acero. Por otra parte, las propiedades mecánicas de este material dependen del tipo de aleación y son función del proceso de fabricación y de los tratamientos superficiales a los que ha sido sometido. En la tabla 2.3 se muestran las propiedades del acero AISI 316L.

Tabla 2.3. Propiedades del acero AISI 316L

Propiedades mecánicas	Unidad
Densidad (kg/dm ³)	7,96
Dureza Brinell (HB)	160 - 190
Tensión última (MPa)	727
Tensión de fluencia (MPa)	460 - 860
Elongación (%)	40
Reducción del área (%)	50
Módulo de elasticidad (GPa)	190 - 210
Coefficiente de Poisson	0,2
Propiedades eléctricas	
Resistencia eléctrica (Ohm - cm)	70 - 78
Propiedades térmicas	
Punto de fusión (°C)	1 427
Conductividad térmica (W/m K)	15,9

La principal diferencia en el acero inoxidable es la forma del diagrama tensión-deformación, donde por estas propiedades presenta un comportamiento no lineal y pierde rigidez a partir de bajos niveles de tensión. Por el punto de fusión que presentan los austeníticos, requieren menor calor para lograr la fusión, así como corriente eléctrica para la soldadura. Por su coeficiente de conductividad térmica, causa que el calor se concentre en una zona pequeña adyacente a la soldadura.

2.2.2. Propiedades mecánicas y eléctricas del cobre Cu-DHP

Cristaliza en una red cúbica centrada en las caras, donde los átomos están situados en cada uno de los vértices y en el centro de las caras. La constante reticular es $a = 3,608 \text{ \AA}$ a 18° C . Estas características de la estructura son importantes dado que a ellas se debe la capacidad de deformación. En la tabla 2.4 se muestran sus propiedades.

Tabla 2.4. Propiedades del cobre Cu-DHP

Propiedades mecánicas	Unidad
Densidad (kg/dm^3)	8,96
Dureza Brinell (HB)	25
Tensión última (MPa)	221 a 379
Tensión de fluencia (MPa)	150
Elongación (%)	52
Módulo de elasticidad (GPa)	127
Coefficiente de Poisson	0,35
Propiedades eléctricas	
Resistencia eléctrica (Ohm - cm)	2,53 a $1,91 \cdot 10^4$
Propiedades térmicas	
Punto de fusión ($^\circ\text{C}$)	1 083
Conductividad térmica (W/m K)	398

El efecto de las adiciones de los elementos de aleación y de la deformación en frío es aumentar la resistividad. Por otra parte, esta es descendente a medida que la temperatura se aproxima a 273 K sobre todo si su pureza es alta (superconductividad) (Mumin, 2016). Posee capacidad de deformación, que se traduce en la existencia de un elevado alargamiento previo a la rotura en el material recocido aún con acritud y un intervalo entre los valores del límite elástico y la carga de rotura.

El módulo de elasticidad es de complicada determinación para el material en estado recocido, debido al bajo valor del límite elástico en esta condición. Con acritud deformado, el valor del módulo de torsión varía entre 420 y 490 MPa . Las propiedades mecánicas cambian poco según las diferentes calidades del mismo, sin embargo, son afectados de forma importante por la deformación en frío (Mumin, 2016).

A temperaturas de $100 \text{ }^\circ\text{C}$, el cobre electrolítico presenta ablandamiento para un calentamiento de larga duración; este fenómeno se acelera de forma notable para temperaturas superiores a $200 \text{ }^\circ\text{C}$. En estado puro fuertemente deformado, el ablandamiento puede producirse a temperaturas próximas a la del ambiente. Las propiedades mecánicas permanecen a niveles

satisfactorios desde 150 hasta 200 °C. Por encima de esta temperatura las características mecánicas disminuyen rápidamente y experimenta un aumento de grano muy perjudicial para su comportamiento en servicio.

2.3. Proceso de instalación de las piezas para la unión

En la soldadura por fricción se deben tener en cuenta las funciones principales del proceso como son: unión, compresión, desacople de las partes, rotación y fricción bajo presión de las partes, frenado y ajustes minuciosos de los tiempos de procesamiento requeridos, así como, fuerzas radiales y axiales. En la figura 2.1 se muestra la forma de instalación considerada para la realización de la junta de soldadura entre el acero inoxidable AISI 316L y el cobre Cu-DHP. El proceso se realizó en barras de 12 milímetros de diámetro.

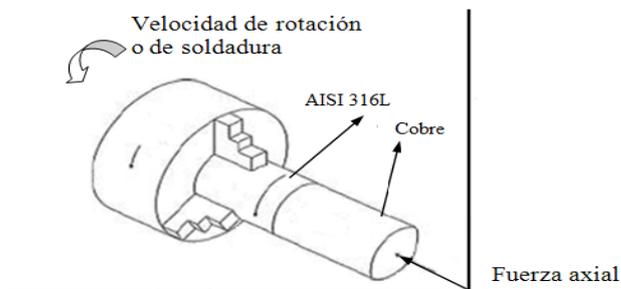


Figura 2.1. Modelo empleado para la soldadura por fricción radial o rotativa.

Se empleó el torno C 11 MT, ubicado en el taller de máquinas herramienta de la Universidad de Moa. Es una máquina empleada en el proceso de fabricación de piezas de revolución, que permite pequeñas tolerancias y acabados superficiales. El husillo de la caja permite el movimiento rotatorio de la pieza instalada en él, con movimiento de avance, retroceso y control de frenado hidráulico. Para la ejecución del proceso de soldadura por fricción radial entre el acero AISI 316L y el cobre Cu-DHP, se consideró que rotara el primero, por lo que se instaló en el plato autocentrante de tres muelas, el segundo se fijó en un portabroca, acoplado al carro móvil.

2.3.1. Variables operativas utilizadas para el proceso de unión

Durante la soldadura por fricción se pueden controlar los parámetros del proceso, donde se incluyen el diámetro de la pieza a soldar, la velocidad de rotación, tiempo de fricción, tiempo de forja, presión de fricción y de forja, así como la geometría de las piezas y las propiedades del material. Sin embargo, en la unión de estos materiales se tuvo en cuenta la velocidad de

rotación, tiempo de fricción, presión de fricción, presión de forja y el tiempo de forja. En la tabla 2.5 se muestran los parámetros considerados.

Tabla 2.5. Parámetros del proceso de soldadura

No. experimentos	Número de revoluciones (r/min)	Parámetros			
		Presión de soldadura (MPa)	Tiempo de soldadura (s)	Presión de forja (MPa)	Tiempo de forja (s)
1	1 200	30	X	X	X
2	1 200	30	X	X	X
3	1 200	30	X	X	X

Se instaló una muestra en el torno para realizar la operación de refrentado y obtener una superficie plana. Se empleó una cuchilla de 45° con una plaquita CNMG 150 608 GC 4025 y soporte PSSNR 2525 P15, una vez realizada esta operación, se hizo girar el plato autocentrante de tres muelas según las r/min seleccionadas y se comenzó la soldadura donde se tuvo en cuenta los parámetros establecidos en la matriz de planificación de experimentos.

2.3.2. Relaciones entre las variables

La rotación de un componente en r/min y otro sometido a contacto con una presión axial son las variables fundamentales del proceso de la soldadura por fricción. Este acercamiento es en particular útil en la soldadura disímil.

Velocidad de soldadura: la función de la rotación es producir una velocidad relativa en las superficies de empalme. Desde el punto de vista de la calidad de la soldadura, la velocidad casi nunca es una variable crítica. Para probetas de hasta 25 milímetros de diámetros, la tangencial que se debe utilizar está en un rango desde 1,27 hasta 1,78 m/s (O' Brien, 1996). La empleada en la unión fue constante; de 1 200 r/min.

Presión de soldadura: esta presión controla el gradiente de temperatura en la zona de la soldadura, la potencia de impulso requerida y el acortamiento axial. La presión de 30 MPa para unir el acero AISI 316L y el cobre Cu-DHP es suficiente para mantener la superficie de empalme en contacto íntimo y evitar la oxidación. Para probetas de hasta 25 milímetros, la presión de calentamiento se encuentra entre 30 y 60 MPa para el acero y la presión de forja que se requiere es desde 76 hasta 152 MPa (O' Brien, 1996).

Tiempo de calentamiento: es una variable cuantitativa, define la unión entre ambos materiales. Este parámetro depende de las velocidades y presión que se aplique al material a

soldar, la misma está entre 10 y 14 segundos (O' Brien, 1996). Se tuvo en cuenta la temperatura de fusión del acero inoxidable de 1 427 °C y la del cobre de 1 083 °C, donde con un calentamiento excesivo, en este último, tiende a ser recocido.

2.3.3. Medición de temperatura

Se utilizó un pirómetro digital Minolta/ Land/Ciclops para obtener los valores de temperatura en los procesos de fricción y forja. El mismo presenta como características distintivas que se emplea sectores de altas temperaturas (área de fundición). Con el equipo se puede determinar temperatura de hasta + 1 800 °C; posee un rango de 0,001 mm de precisión. Posee un rendimiento eléctrico que puede grabarse por un registrador del mapa portátil o fijo, su tiempo de contestación es de 0,08 segundos. La metodología seguida para las mediciones fue:

1. Medición de la temperatura ambiente del lugar donde se realizó el proceso de soldadura.
2. Toma de la temperatura inicial de la probeta antes de ser sometida al proceso.
3. Toma de temperatura en el punto de contacto con valores de presión y r/min de la etapa de fricción correspondiente a cada prueba.
4. Medición de temperatura en el punto de unión con los valores de presión correspondientes a la etapa de forja de cada una de las pruebas.
5. Revisión de los valores de temperatura obtenidos con respecto a la de fusión del acero AISI 316L y el cobre Cu-DHP.

Se prepararon seis barras, tres de acero inoxidable y tres de bronce, como se muestra en la figura 2.2a, la longitud de las mismas fue de 100 mm aproximadamente, se sometieron a soldadura según los parámetros del diseño de experimentos considerado. Centrada las probetas se realizó la unión (figura 2.2b).



Figura 2.2a. Barras para la junta. Figura 2.2b. Unión realizada por fricción.

Según las uniones realizadas y observadas macroscópicamente, no se visualizan defectos que puedan invalidar la soldadura. En la unión, el cobre ha formado una pepita prolongada, lo cual está asociado a la menor temperatura de fusión que la del acero AISI 316L.

2.4. Preparación metalográfica de las probetas

Dentro de los procesos de diseños, el corte debe realizarse, teniendo en cuenta el proceso que transitará por cada máquina. Para ensayos microestructurales la no alteración de las propiedades de los materiales ejerce influencia, ya que el cambio de la misma refleja una imagen distorsionada de lo que queremos obtener. Usualmente, una soldadura se examina por medio de una sección transversal o longitudinal. En la preparación metalográfica se realizó un conjunto de operaciones como son: desbaste, pulido, desengrasado y lavado (ASTM E 3-95 y Norma NC 10-56: 86).

2.4.1. Corte de las muestras

Las dimensiones de la superficie a examinar se cortaron con una segueta manual, de esta forma se evita el excesivo calentamiento que se genera por efecto de la fricción. Se realizó un corte transversal a ambos materiales soldados, como se observa en la figura 2.3, la sujeción se realizó en un tornillo de banco (mordaza).



Figura 2.3. Corte transversal de las muestras.

El corte se realizó de forma tal que se pudiera aprovechar las zonas con un mayor espesor de soldadura para su fácil manipulación y posterior nivelación, así como para el ataque químico. La longitud fue de 15 milímetros (Norma ASTM E-92). Se tuvo en cuenta estas dimensiones, teniendo en cuenta que estas varían en cada caso, es suficiente, siempre que sea posible, disponer de secciones mínimas de 10 x 10 mm y no mayores de 25 x 25 mm y con probetas con altura de 20 mm (Sturla y Castellano, 1951).

2.4.2. Encapsulado de las muestras resina epoxi ROYAPOX - 5050

Las muestras se encapsularon para poder realizar las operaciones de desbaste y pulido y garantizar el fácil manejo de las mismas. Cuando se va a realizar análisis microestructural en bordes de muestras deformadas es importante conservar un ángulo de 90° en toda el área a observar, aspecto que no es posible, de no realizarse esta operación, ya que, durante el desbaste y pulido, los bordes se distorsionan redondeándose, obteniéndose una falsa observación de la imagen. El encapsulado se realizó con resina epoxi ROYAPOX - 5050.

2.4.3. Propiedades de la resina epoxi ROYAPOX - 5050

Está compuesta por dos componentes y una vez polimerizada a temperatura ambiente, forma una masa incolora, dura y algo flexible. Presenta resistencia a la humedad, de propiedades mecánicas y dieléctricas que conserva sus propiedades a temperaturas comprendidas entre - 30 y 125 °C. Se suministra en dos componentes separados y predosificados: ROYAPOX - 5050 y endurecedor 5050. La relación de mezcla en peso (resina/endurecedor) es de 100/40 y puede utilizarse en la impregnación o relleno de pequeños componentes electrónicos, que requieran una protección contra la humedad y los cambios de temperatura.

2.4.4. Operación de desbaste y pulido

Se realizó con la variación de la granulometría de los papeles abrasivos al ser aplicadas a la pieza de trabajo, desde la más gruesa a la más fina, del tipo No. 400, 600 y 800 (ASTM E3-95). Las lijas fueron colocadas sobre una placa de vidrio, se cambió el sentido del lijado a 90° al pasar de un pliegue a otro para eliminar la capa de material distorsionado y deslizado dejado por el anterior, esto permitió obtener una superficie lisa y pulida, libre de impurezas o ralladuras, por último, se pulieron en una pulidora metalográfica marca MONTASUPAL, ubicada en el laboratorio de Ciencia de los Materiales de la Universidad de Moa. Las características de la máquina son las siguientes:

Tensión 250 V

Intensidad 2,5 A

Número de revoluciones 300 - 1 000 r/min

Potencia del motor 3,72 kW

Para el acabado se utilizó un paño de fieltro grueso, se usó como sustancia abrasiva el óxido de cromo. Una vez pulida las muestras se lavaron con agua destilada, secándose con papel de

filtro, se volvieron a lavar con tetracloruro de carbono (Cl₄C) para evitar cualquier vestigio de grasa y pasta de pulir.

2.4.5. Ataque químico de las muestras

Antes de atacar la probeta se le realizó un desengrasado. Para el ataque del acero AISI 316L y el cobre Cu-DHP, se seleccionó para el primero; el reactivo agua regia y para el segundo dicromato potásico. En la tabla 2.6 se muestra el modo de preparación de los mismos.

Tabla 2.6. Reactivos químicos empleados.

Reactivo	Composición/uso
AISI 316L	Mezcla de 10 mL de ácido nítrico (HNO ₃) y 30 mL de ácido clorhídrico a temperatura ambiente y durante 5 minutos.
Agua regia al 10 %	
Cobre CU-DHP	Medio crisol de dicromato potásico (10 g) con una gota de ácido clorhídrico.
Dicromato potásico	

Preparado el reactivo, se vertió una porción en una cápsula en la que se introdujo la probeta unos instantes, mojando la superficie pulida. Se detuvo el ataque sumergiendo las mismas en el agua y luego se observó. La operación se repitió hasta que la superficie a examinar estuvo atacada. El tiempo de observación fue variable y de forma repetida en el microscopio, durante 15 s se reveló la estructura. El ataque se realizó por separado ya que la unión soldada es de acero disímil. Después del mismo se realizó el lavado con abundante agua corriente, se secó con alcohol absoluto y secada al aire.

2.4.6. Ensayo de dureza en las diferentes zonas

Se utilizó un microdurómetro modelo PMT-3 No. 168, que tiene acoplado un objetivo acromático con compensación libre trinocular de tubo inclinado a 30°. Se efectuaron tres mediciones en las diferentes zonas, las que se promediaron. La carga aplicada fue de 0,49 N, en un tiempo de 15 s. El indentador empleado fue el de pirámide de diamante, con un ángulo de 136° según la ASTM E 92 - 82. La figura 2.4 muestra las zonas donde se realizó el barrido.

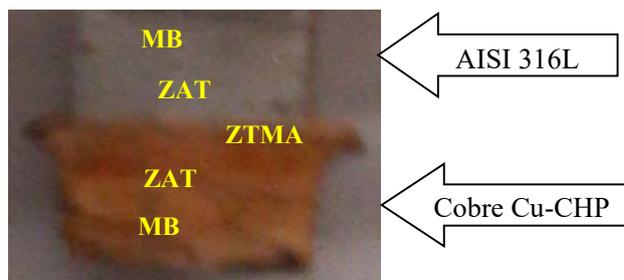


Figura 2.4. Medición de durezas en las diferentes zonas.

Como en el proceso de soldadura por fricción radial las zonas que se obtienen son de un margen de pequeños milímetros, se precisó la limitación de cada una de ellas, se midió dureza en el material base (MB), en la zona afectada térmicamente (ZAT), en la zona termomecánicamente afectada (ZTMA). Se realizó el mismo procedimiento en las zonas de ambas aleaciones.

2.4.7. Microestructura patrón de las aleaciones

Se empleó un microscopio óptico binocular marca NOVEL modelo NIM – 100, ubicado en el Laboratorio de Ciencia de los Materiales de la Universidad de Moa, dotado de una cámara instalada con un hardware IMI.VIDEOCAPTURE.exe, que refleja la micrografía en el computador. Las muestras de las figuras 2.5(a) y 2.5(b), se corresponden con la estructura metalográfica de la muestra patrón del cobre CU-DHP y el AISI 316L.

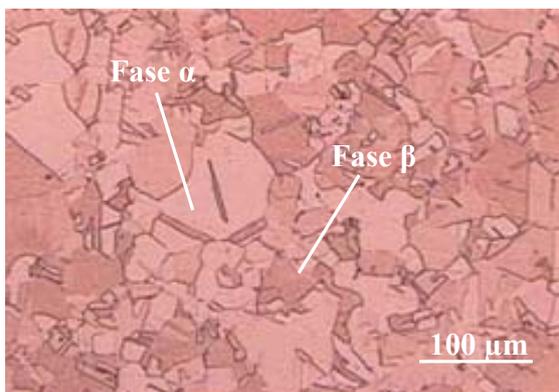


Figura 2.5(a). Microestructura del cobre.

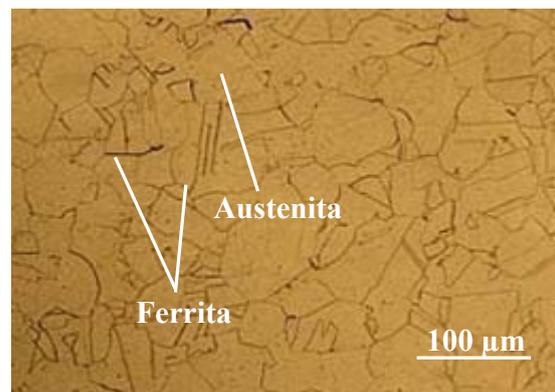


Figura 2.5(b). Microestructura del AISI 316L.

La muestra de la figura 2.5(a) se corresponde con la del cobre CU-DHP, en estado de entrega laminado, con enfriamiento al aire. En la estructura se observan granos de cobre equiaxiales, con una fase α clara y una fase β oscura. Estos granos tienen un comportamiento en forma de rosarios alargados y la estructura atacada se compone de granos maclados de cobre con tamaño medio uniforme.

La aleación AISI 316L (2.5(b)), está compuesta por una estructura austenítica, solución sólida de carbono en hierro gamma. Es blanda, dúctil, tenaz y no magnética. El contorno de los granos es rectilíneo. Es estable por encima de la temperatura crítica A_{c1} . Está formada por cristales cúbicos centrados en las caras (FCC). La ferrita en bordes de granos.

El objetivo fue obtener una muestra sin afectación en su estructura cristalina que permitiera determinar, luego de la soldadura, los cambios ocurridos en la zona afectada térmicamente (ZAT), en la termomecánicamente afectada (ZTMA) y el metal base (MB).

2.4.8. Microscopio óptico para el análisis de imágenes

Para el análisis de las imágenes de las muestras metalográficas se empleó un microscopio óptico binocular reflexivo marca echoLAB. Está ubicado en el laboratorio de Materiales de la empresa “Comandante Gustavo Machín Hoed de Beche”, de Moa, dotado de una cámara instalada mediante el hardware que refleja la fotografía en el computador.

Realiza la reflexión de la luz de la probeta pulida, con una cámara digital acoplada, la cual va desde el microscopio hacia una laptop marca LENOVO, donde se encuentra un programa analizador de imágenes tomadas desde la cámara, se evalúan las fases, tamaño del grano, inclusiones, afectaciones en los granos, en la misma se elabora un reporte técnico con estas características. Se determinó el porcentaje de los microconstituyentes presentes en las muestras sometidas a proceso de soldadura por fricción radial. En la figura 2.6 se muestran las etapas empleadas en esta operación.

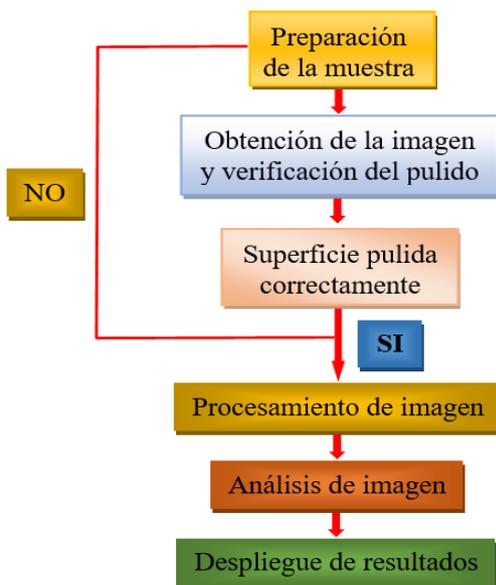


Figura 2.6. Etapas para el procesamiento digital de imagen.

Aunque las tres primeras etapas no tienen incidencia con el procesamiento, son importantes para el análisis ya que la imagen es la fuente de la información requerida. En estas tres etapas radica la adecuada preparación de la muestra. Se consideró ya que la obtención de la misma proporcionará datos de fiabilidad. Obtener un buen pulido de la muestra es fundamental para obtener superficies suaves, con ruido relativamente bajo (debido a la rugosidad de la superficie), niveles de gris homogéneos, sin sombras, sin abolladuras ni material desprendido que confunda al sistema con falsos poros o bordes, y fronteras de grano definidas.

La iluminación se dispuso de manera tal que, el haz de luz fuera lo más perpendicular a la superficie de la plataforma, para evitar sombras y una iluminación heterogénea. Una vez logrado esto, la lámpara se conservó igual para todas las muestras tanto en ubicación como en intensidad de iluminación. Como la imagen también se ve influenciada por la abertura del diafragma se optó por mantenerlo constante.

La calibración de imagen se realizó, colocando un patrón de medida (regla) a la misma distancia de la cara observada y con esto se calibraron los píxeles. Luego de realizado el proceso de análisis de imágenes, los resultados fueron tabulados. Se consideró los datos de las fases a partir de los microconstituyentes, a los cuales se les determinó el área de los granos y el por ciento que ocupa sobre la matriz.

Se tabularon los elementos analizados en cada una de las muestras en dependencia del color obtenido, se caracterizó la fase o microconstituyentes presentes, con los cuales a su vez se puede estimar la dureza en esta área. El procedimiento se realizó en la zona termomecánicamente afectada (ZTMA) y la afectada térmicamente.

2.5. Metodología para el proceso de soldadura

En la soldadura por fusión de uniones de aleaciones metálicas distintas, las consideraciones más importantes son la composición química del metal soldado y las propiedades mecánicas. Actualmente la mayoría de los procesos de soldadura se llevan a cabo mediante la aplicación de calor a las piezas a unir. El calor a menudo es de suficiente intensidad y cantidad como para producir la fusión de los materiales a unir. En la figura 2.7 se muestra el modelo para determinar los cálculos de la soldadura por fricción.

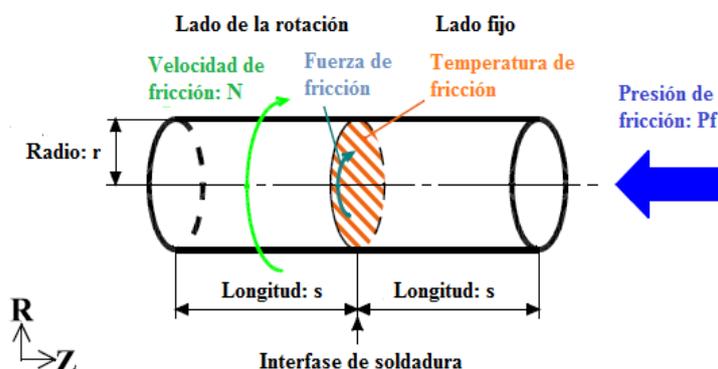


Figura 2.7. Modelo para cálculo de la soldadura por fricción. Fuente: Kimura *et al.* (2010).

Dos barras redondas con un radio (r) y con una longitud determinada (s), se ponen en contacto con una presión de fricción (P_f) y una velocidad de fricción (N). La temperatura de fricción es

instantánea, generando la interfase de soldadura. El calor es transmitido por el radio y la dirección longitudinal. Las condiciones son consideradas para el análisis en dos dimensiones de la transferencia de calor.

2.5.1. Cálculo del área de contacto o de soldadura

El área de la sección transversal se relaciona con las uniones estándar y se puede modificar para distintos metales basándose en su densidad. Cada soldadura tiene una superficie de sección transversal que se puede determinar directamente por cálculos geométricos. Por la ecuación 2.1 se determinó el área de contacto o de soldadura.

$$A = \frac{\pi \cdot d^2}{4} \quad (2.1)$$

Donde:

A - área de contacto; cm^2

D - diámetro exterior de las barras; mm

2.5.2. Cálculo de la fuerza de contacto

La fuerza de contacto se calculó por la ecuación 2.2. En el proceso el movimiento se produce normalmente, utilizando pequeñas distancias de recorrido del orden de 1 - 3 mm y a alta frecuencia (25 - 100 Hz), que genera un calor por fricción en el plano de contacto y por consiguiente se plastifica un cierto volumen de material. Durante el proceso, una parte del material viscoelástico que se formó se desplaza hasta la periferia de la interfase.

$$F_c = \mu \cdot F \quad (2.2)$$

Donde:

F_c - fuerza de contacto; MPa

F - fuerza axial necesaria.

μ - coeficiente de rozamiento dinámico.

Para el caso del rozamiento acero inoxidable – cobre; $\mu = 0,35$.

2.5.3. Cálculo de la distribución de la temperatura en la junta soldada

Debido a la importancia que tiene la distribución de la temperatura en la junta soldada, se determinó la entrada de calor a la junta según autores como Lombard *et al.* (2009); Peel *et al.* (2006), proponen calcularla como:

$$Q = \eta \frac{2\pi\omega T}{s} \quad (2.3)$$

Donde:

Q - calor por unidad de longitud; J/mm

η - factor de eficiencia, (0,9)

ω - velocidad de rotación; r/min

T - torque; N.m

s - velocidad de avance; mm/min

Por la ecuación 2.4 se calculó la potencia a emplear en este proceso.

$$P = \frac{(2\pi)\omega T}{60} \quad (2.4)$$

Donde:

P - potencia ejercida; kW

Al aplicar fuerza un material es conformado y deformado plásticamente, se reduce más la tensión que la fluidez, el fenómeno es conocido como deformación plástica. El cambio de dimensiones de una pieza debido a la transformación plástica ocurre en combinación con el cambio de dimensiones debido a la deformación inducida por cambio de volumen.

Los factores para la distribución de temperatura durante la soldadura por fricción han sido estudiados por varios investigadores (Cheng 1963; Rich y Roberts 1971; Sluzalec y Sluzalec, 1993; Midling y Grong, 1994). El modelo de la figura 2.8, originalmente propuesto por Rikalín considera una fuente de calor plana continua en una barra (Midling y Grong, 1994).

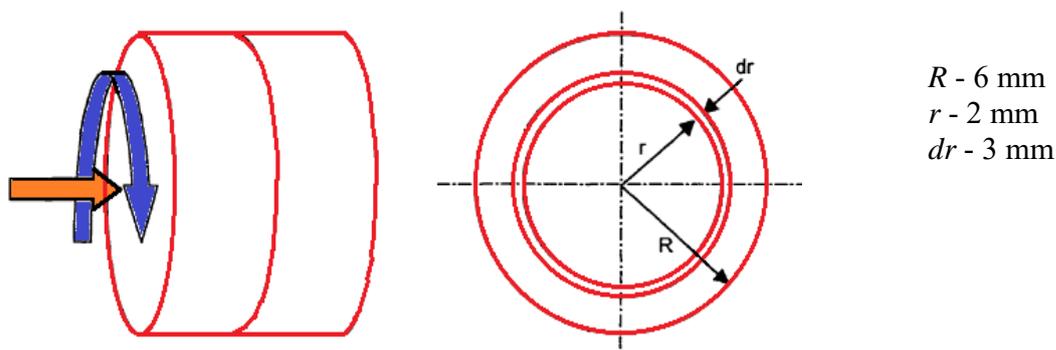


Figura 2.8. Modelo para la distribución de temperaturas. Fuente: Grong (1994).

En este modelo la temperatura de la sección del contacto al final del período calorífico es T_h .

La distribución de la temperatura se determina como:

$$T - T_o = (T_h - T_o) \sqrt{\frac{t}{t_h}} \left(\exp\left[-\frac{x^2}{4at}\right] - \left[\frac{\sqrt{\pi x}}{4at}\right] \operatorname{erf}\left[\frac{x}{\sqrt{4at}}\right] \right) \quad (2.5)$$

Siendo:

T_h - temperatura al final del período calorífico, °C

T - temperatura ambiente, °C

t - tiempo, s

t_h - duración del período de calor, s

x - distancia a la superficie de contacto, mm

a - difusividad térmica, mm² s⁻¹

La ecuación describe la temperatura a diferentes distancias para la superficie de contacto durante el período de calentamiento.

Cuando los desplazamientos de la superficie no son uniformes, las tensiones tampoco lo son en la superficie y en la región cerca de la interfase de contacto. Como resultado, el fenómeno de las tensiones es dependiente, tal como la generación de calor y la fractura de la partícula durante la soldadura por fricción del material.

En superficie, $z = 0$, el desplazamiento radial u_r , se calcula como:

$$u_r = -\frac{3p_o a^2}{2r(\lambda + G)} \left\{ 1 - \frac{r^2}{a^2} \right\}^{\frac{3}{2}} \quad (2.6)$$

Donde:

$$p_o = \frac{3P}{2\pi a^2} \quad (2.7)$$

$$\lambda = \frac{Ev}{(1 + \nu)(1 - 2\nu)} \quad (2.8)$$

$$G = \frac{E}{2(1 + \nu)} \quad (2.9)$$

Siendo:

p_o - presión Hertziana en la distribución hemisférica, Pa

P - carga normal aplicada, N

λ - constante de Lamé's, Pa

ν - coeficiente de Poisson,

G - módulo de elasticidad del material, Pa

E - módulo de Young's, Pa

a - radio de empalme, m.

Cuando el coeficiente de Poisson es igual a 0,35; el material está en condición plástica y la constante de Lamé's $\lambda = \infty$, en este caso el desplazamiento radial $u = 0$, este resultado sugiere que, en esta condición plástica es difícil expeler las impurezas. Aunque, este resultado representa que en el material aparezca la condición plástica, en cualquier caso, la soldadura por fricción puede ser la misma. La condición confirma la importancia de tener una superficie limpia al principio de la fricción.

La correlación entre la fuerza de torsión y la energía de calor producida en la soldadura por fricción puede ser determinada, teniendo en cuenta diferentes suposiciones. Se asumió que la presión de fricción es homogénea y se esparce en la interfase del material, tanto como para el que rota como en el fijo. Producto de estas variaciones puede ser resuelto con las características de operación y las dimensiones de las partes. La energía calórica producida puede ser calculada según Rich y Roberts (1971) como:

$$dQ = \omega \cdot dM \quad (2.10)$$

Donde:

dQ - energía calórica producida, W

dM - es el torque diferencial del ancho del círculo, Nm

Entonces, el torque diferencial (dM) se puede determinar como:

$$dM = r \cdot dF_{fric} \quad (2.11)$$

Donde dF_{fric} es la fuerza de fricción sobre en el ancho del círculo (dr), en Nm y r es el radio de círculo, en mm.

Luego, puede estar definido que, la fuerza de fricción se iguale al coeficiente de fricción, multiplicado por la fuerza axial de la presión sobre el ancho del círculo.

$$dF_{fric} = r(\mu \cdot P \cdot 2\pi \cdot dr) \quad (2.12)$$

Introduciendo las ecuaciones (2.11) y (2.12) en la ecuación (2.10), se obtiene la ecuación 2.13 como:

$$dQ = 2\pi \cdot \mu \cdot \omega \cdot P \cdot r^2 \cdot dr \quad (2.13)$$

Puede ser definida que la energía total ocurrida en las superficies de fricción, es el calor que ocurre con respecto a la distancia r y el espesor dr para la rotación del eje, como se muestra en la figura 2.8.

El calor ocurrido en la superficie de la soldadura se obtiene integrándose con R en la ecuación 2.14 de la forma siguiente:

$$\int_0^R dQ = 2 \cdot \pi \cdot \mu \cdot P \cdot \omega \cdot r^2 \cdot dr \quad (2.14)$$

$$Q = 2 \cdot \pi \cdot \mu \cdot P \cdot \omega \left. \frac{r^3}{3} \right|_0^R \quad (2.15)$$

$$Q = \frac{2}{3} \pi \cdot P \cdot \omega \cdot R^3 ; W \quad (2.16)$$

2.5.4. Cálculo del coeficiente de agarre

La fuerza de torsión de fricción alcanza el pico inicial después que las barras son soldadas en la interfase. El coeficiente de agarre estará definido por la relación entre la presión de fricción y la tensión de fractura en la porción de agarre en la interfase de soldadura, determinado al utilizar la fuerza de torsión culminante. Este coeficiente Kimura *et al.* (2003), propone calcularlo por la ecuación siguiente:

$$T_{ii} = \lambda P_f \int_0^R 2\pi r \cdot r dr = \frac{2\pi\lambda P_f}{3} R^3 \quad (2.17)$$

En esta ecuación, T_{ii} es el torque del pico inicial, en Nm; P_f es la presión de fricción, en Pa.

Los valores durante la etapa de agarre se calculan en consideración al coeficiente de agarre que depende de la temperatura de fusión.

2.6. Diseño de experimentos

El diseño de experimentos se puede definir como un conjunto de métodos que se utilizan para manipular un proceso con el fin de obtener información para mejorarlo (Montgomery, 2013). El mismo permitió analizar los datos mediante modelos estadísticos y observar la interacción entre las variables independientes y como afectan a la dependiente. Se realizó con la ayuda del paquete office de Excel y el software STATGRAPHICS XVI. II en español.

El número de experimento, cuando intervienen F factores con dos niveles (-1 y + 1), se determina con un arreglo de la función exponencial: $n = 2^F$

Siendo n el número de experimentos y F el número de factores. Se analizará la influencia de dos factores, de aquí que $F = 2$, luego el número de experimentos sería:

$$n = 2^2 = 12 \text{ experimentos.}$$

En la tabla 2.6 se muestra este diseño de experimentos.

Tabla 2.7. Diseño de experimentos.

Tiempo fricción	Dimensión inicial		Valores medidos después de la soldadura							
	L (mm)		L _{últ} (mm)	L ₁ (mm)		ΔL ₁ (mm)		ΔL _{últ}	HV	
t (s)	AI	Cu	L _{últAICu}	AI	Cu	ΔAI	ΔCu	L _{últAICu}	AI	Cu
3	100	98,6	-	AI ₁	Cu ₁	ΔAI ₁	ΔCu ₁	-	HVAI ₁	HV Cu ₁
4	99,3	101	-	AI ₂	Cu ₂	ΔAI ₂	ΔCu ₂	-	HVAI ₂	HV Cu ₂
5	100	100	-	AI ₃	Cu ₃	ΔAI ₃	ΔCu ₃	-	HVAI ₃	HV Cu ₃
6	99,6	98,7	-	AI ₄	Cu ₄	ΔAI ₄	ΔCu ₄	-	HVAI ₄	HV Cu ₄
7	100	100	-	AI ₅	Cu ₅	ΔAI ₅	ΔCu ₅	-	HVAI ₅	HV Cu ₅
8	99,5	99,6	-	AI ₆	Cu ₆	ΔAI ₆	ΔCu ₆	-	HVAI ₆	HV Cu ₆
9	100	100	-	AI ₇	Cu ₇	ΔAI ₇	ΔCu ₇	-	HVAI ₇	HV Cu ₇
10	98,5	99,5	-	AI ₈	Cu ₈	ΔAI ₈	ΔCu ₈	-	HVAI ₈	HV Cu ₈
11	99,6	100	-	AI ₉	Cu ₉	ΔAI ₉	ΔCu ₉	-	HVAI ₉	HV Cu ₉
12	100	100	-	AI ₁₀	Cu ₁₀	ΔAI ₁₀	ΔCu ₁₀	-	HVAI ₁₀	HV Cu ₁₀
13	100	98,3	-	AI ₁₁	Cu ₁₁	ΔAI ₁₁	ΔCu ₁₁	-	HVAI ₁₁	HV Cu ₁₁
14	99,5	99,2	-	AI ₁₂	Cu ₁₂	ΔAI ₁₂	ΔCu ₁₂	-	HVAI ₁₂	HV Cu ₁₂

Las probetas se sometieron a la acción de soldadura en diferentes condiciones, a fin de evaluar la influencia de aquellos factores que pudieran tener un efecto significativo. Teniendo en cuenta que no se dispone de elementos, que permitan fijar de antemano los parámetros de aquellas variables que definan la calidad del proceso, se propone realizar el tratamiento matemático de las variables involucradas en la soldadura por fricción, para determinar los cambios metalúrgicos internos que ocurren en la aleación.

La longitud de las probetas se seleccionó a partir del desgaste en la distancia a la superficie de contacto por efecto de la fricción, se tuvo en cuenta la longitud inicial de ambas aleaciones (L), la longitud última al terminar el proceso (L_{últAICu}), longitud final en cada probeta luego de soldada (L₁), la variación en la longitud después de la soldadura (ΔL₁) y la variación final de la longitud última (L_{últAICu}). La longitud de las muestras fue desde 98 hasta 101 mm aproximadamente.

2.6.1. Determinación de los coeficientes de regresión

En los modelos de regresión la variable dependiente Y, es siempre una variable aleatoria, mientras que los factores o variables independientes son considerados como variables no aleatorias. Se argumenta en el hecho de que en las aplicaciones prácticas los valores de las X_i suelen ser controladas o elegidas de antemano por el investigador, a los factores también se les

denomina variables explicativas, ya que ellos en definitiva son los que explican el comportamiento de la variable dependiente (Montgomery, 2013).

La regresión del diseño de experimento se determina como:

$$Y_1 = b_0 + b_{1X_1} + b_{2X_2} + b_{12X_{12}} \quad (2.18)$$

Donde Y_1 es la dureza obtenida del ensayo en N; X_i es el tiempo de duración de la soldadura, en s y L son las longitudes que se obtienen en cada probeta después de concluida la unión por soldadura, en mm.

2.6.2. Cálculo de la varianza

Ostle (1975); Sarache (2004), consideran que el ANOVA, como técnica estadística, permite el estudio de las características medidas u observadas, cuyos valores dependen de varias clases de efectos que operan simultáneamente, esta técnica se basa en la división de la variabilidad total de una característica medible en la variabilidad causada por diferentes factores que intervienen en el problema. Después de calcular los coeficientes de regresión se realiza el procesamiento estadístico de los datos, determinando la varianza como:

$$J_y^2 = \frac{\sum_{i=1}^{n_o} J_{yi}^2}{N_o} \quad (2.19)$$

La significación de los coeficientes de regresión se comprueba por el criterio de t de student para una probabilidad de un 95 % o un intervalo de confianza de 0,05 y 15 grado de libertad ($N_o - 1$).

Posteriormente se calcula la varianza por la ecuación siguiente:

$$J_{aj}^2 = \frac{\sum_{i=1}^{n_o} (y - y^{\text{mod}f})^2}{N_o - K_o - 1} \quad (2.20)$$

Donde $N_o = j$ y K_o , son el número de coeficientes significativos.

Por la ecuación 2.21 se calcula el coeficiente de fisher (F_{cal}) y se compara con el fisher tabulado (F_{tab}) según los grados de libertad del numerador y del denominador:

$$F_{cal} = \frac{J_{aj}^2}{J_y^2} \quad (2.21)$$

Si el $F_{cal} > F_{tab}$, entonces la ecuación describe adecuadamente el campo de la experimentación.

2.7. Metodología para la modelación térmica de la soldadura por fricción radial

A la hora de realizar la simulación numérica de un proceso es importante la precisión en la descripción del mismo para obtener resultados fiables y acordes a los experimentales. Hay que analizar aspectos de cálculo como: el método de modelado del desplazamiento de la fuente de calor en soldadura, la conveniencia de emplear propiedades constantes con la temperatura o no, la fiabilidad de los modelos bidimensionales o el tamaño de elemento para el mallado.

El procedimiento del análisis paramétrico de base térmico es mostrado en el diagrama de flujo de la figura 2.9. Para modelos tridimensionales, el paso de tiempo es constante para cada paso durante el calentamiento y se basa en el tiempo total de este y el número de elementos en la dirección circunferencial porque se supone que, la fuente de calor se queda en cada elemento como lo ha recomendado Lindgren (2001).

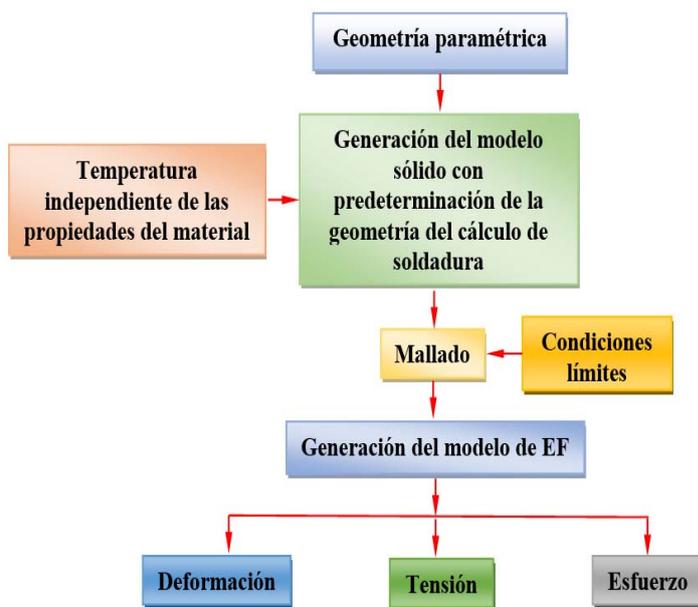


Figura 2.9. Procedimiento para el análisis térmico.

Los detalles del modelo tridimensional por elementos finitos pueden formarse con el empleo de cualquiera de las dos técnicas.

- ✚ Técnica del modelado sólido,
- ✚ Técnica de la generación directa.

En el modelado sólido, los modelos son construidos usando geometrías primitivas, donde se desarrollan las líneas, las áreas y los volúmenes. Es mallado para obtener el de elementos

finitos. El de generación directa es conveniente para modelos pequeños y simples, y también provee control completo sobre la geometría y numeración de cada nodo y cada elemento.

En el proceso de simulación, tras haber definido los materiales y sus propiedades y haber generado la geometría, se procede a construir la malla con el tipo de elemento elegido asociada a esa geometría. Para ello se debe especificar previamente el tamaño medio del elemento, que podrá reducirse posteriormente. Se ejecuta un clic derecho sobre la palabra *mesh*, se desplegará un menú como se observa en la imagen de la figura 2.10 y damos clic en *Generate Mesh*, se obtiene el modelo mallado mostrado en la figura 2.10a.

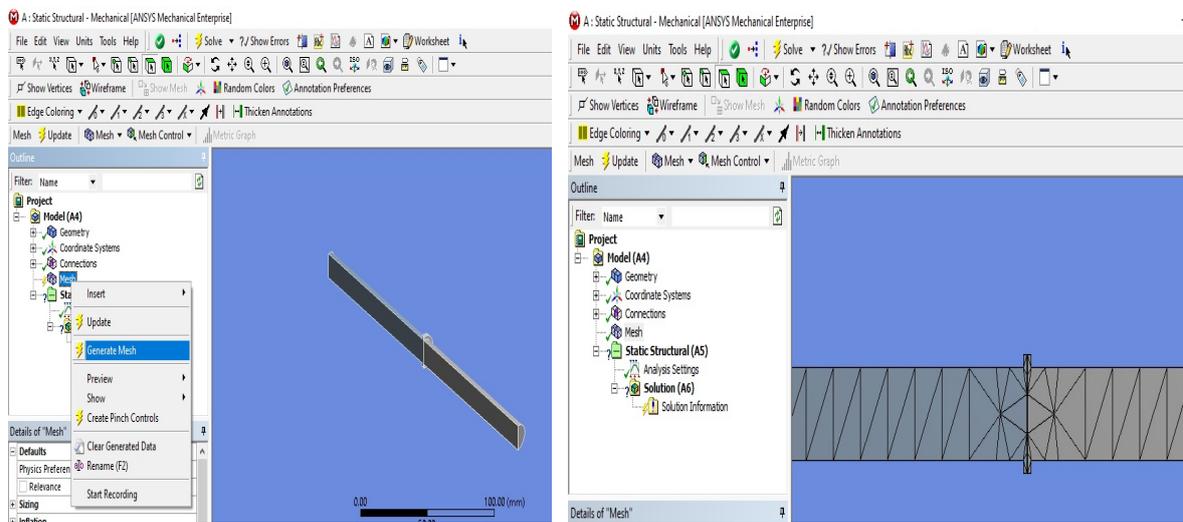


Figura 2.10. Generación del mallado. a) modelo mallado.

Debido a que los esfuerzos y deformaciones van a presentar mayores cambios y gradientes cerca de la zona de unión resulta muy útil utilizar una malla fina cerca del cordón de soldadura. Es decir, al estar empleando el método-h de resolución, en la malla van a poder coexistir diferentes tamaños de elementos, con lo que se logra exactitud y resolución con ajuste de los costes computacionales adicionales. Así, las áreas del acero AISI 316L-16 y la del cobre Cu - DHP contarán con una malla relativamente gruesa que será refinada cerca de la unión, donde los elementos de mallado serán mucho menores.

2.8. Conclusiones del capítulo

- ✚ Se establecieron las técnicas experimentales, a través de las cuales se le dará cumplimiento al desarrollo del trabajo, así como la caracterización de cada uno de los equipos y máquinas para validar los resultados a obtener.
- ✚ El modelo expuesto en la figura 2.8 permite determinar la distribución de temperaturas a diferentes distancias para la superficie de contacto durante el período de calentamiento en el proceso de soldadura por fricción radial del acero AISI 316L y el cobre Cu-DHP.
- ✚ Quedaron establecidos los parámetros del proceso de soldadura, donde se consideró que los mismos están caracterizados por la velocidad de rotación, el tiempo de fricción, la presión de fricción y de forja y el tiempo de forja, los cuales pueden ser simulados a través del método de los elementos finitos (MEF).

Capítulo 3. Análisis de los resultados

ANÁLISIS DE LOS RESULTADOS

3.1. Introducción

En la actualidad existe una variedad de procesos especiales de soldadura, algunos de estos aún son experimentales y variaciones de tecnologías existentes y otros son la evolución de anteriores. Sin embargo, se tienen algunos que, por su utilidad y versatilidad demostrada han alcanzado una relevancia en la industria y entre estos está la soldadura por fricción rotacional. Este permite la unión de metales como el aluminio, magnesio, cobre y acero, incluyendo aleaciones consideradas de difícil soldabilidad por procesos convencionales por fusión, sin olvidar las aplicaciones en los polímeros.

El objetivo del capítulo es determinar las variaciones físico - metalúrgicos que se originan en la unión disímil del acero inoxidable AISI 316L y el cobre Cu-DHP, mediante soldadura por fricción radial o de torque.

3.2. Análisis de la composición química de ambos materiales

En la tabla 3.1 se muestra la composición química del acero AISI 316L. Se realizó empleando un espectrómetro de masa cuántico, ESPECTROLAB 230, con electrodo de carbón bajo arco sumergido en atmósfera de argón, ubicado en el laboratorio del taller de fundición de la empresa Mecánica del Níquel “Comandante Gustavo Machín Hoed de Beche”, Moa.

Tabla 3.1. Composición química del acero AISI 316L, % en masa

Tipo	C	Si	Cr	Ni	Mn	Mo	Cu	Co
AISI 316 L	0,026	0,56	17,1	9,97	0,84	1,96	0,32	0,20

El acero AISI 316L, a temperatura ambiente, está constituido por una solución sólida homogénea de hierro gamma (austenita), en la que el carbono, cromo, manganeso y cobre se encuentran en disolución. Al calentar un acero que contenga más de 0,03 % de carbono a 500 °C, en las uniones de los cristales de austenita comienzan a formarse carburos de cromo según el reporte de Zareie-Rajani *et al.* (2012); (Romero, 2017).

Estos carburos, que son de composición variable y cuyo contenido en cromo suele oscilar entre 30 y 90 % y de carbono entre 1 y 2 %, se forman a costa del carbono y del cromo de los cristales de austenita cercanos. Estos cristales se empobrecen en estos elementos, se disminuye, por lo tanto, en esas zonas el porcentaje de cromo y de carbono. El acero situado

en la proximidad de los carburos, por no tener la composición inicial, ya no es inoxidable (menor al 11 % Cr) y es atacado rápidamente por los agentes químicos.

En la tabla 3.2 se muestra la composición química del cobre Cu-DHP. Se realizó empleando un espectrómetro de masa PMI MASTER PRO con electrodo de base tungsteno bajo arco sumergido en atmósfera de argón en el laboratorio de corrosión de la empresa “Comandante Pedro Sotto Alba”.

Tabla 3.2. Composición química del cobre Cu-DHP, % en masa

Tipo	Sn	Pb	Zn	S	Fe	Ni	P	Cu
UNS C10100	0,010	0,011	0,010	0,002	0,005	0,044	0,020	99,86

La composición determinada se corresponde con la del cobre Cu-DHP, desoxidado con fósforo, con alto residual de este, (*deoxidized high residual phosphorus*), conteniendo un tenor relativamente alto de este elemento para asegurar la desoxidación. En esta aleación el engrosamiento del grano depende de la temperatura y el tiempo de recocido y debe ser controlado con análisis micrográfico durante la operación para prevenir un fuerte engrosamiento que puede dar fragilidad al producto fabricado y producir roturas.

3.3. Comportamiento del procedimiento metodológico para el proceso de soldadura

Durante el proceso de soldadura por fricción de torque continuo las piezas que se van a soldar se unen y se aplica una fuerza axial. Al frotarse una superficie de empalme contra la otra (cara interna), se produce calor. Para unir el acero inoxidable AISI 316L y el cobre Cu-CDH se determinó el área de contacto por la ecuación 2.1, para un diámetro de barras de 12 mm, esta área es de 113 mm². La fuerza de contacto determinada por la ecuación 2.2 sería de 10,5 MPa.

Para el área determinada y la fuerza de contacto, la fuerza de compresión aplicada a lo largo de los ejes de las barras va a producir una expansión de las superficies de contacto, formando el recalado, obteniéndose como resultado la conformación de un flujo plástico de material. Esta fuerza axial debe vencer la resistencia que ofrece el acero inoxidable, quien presenta una temperatura de fusión de 1 437 °C, mayor que la del cobre, que es de 1 083 °C.

Con esta fuerza de calentamiento se puede lograr la obtención de la soldadura por fricción del acero austenítico y del cobre y que las juntas procesadas exhiban una resistencia comparable con el material base y que la fuerza conjunta disminuya al aumentar el tiempo de la fricción, lo que ha sido reportado por Shanjeevi *et al.* (2017). La fuerza de contacto garantiza que, al

calentarse, por efecto de la fatiga térmica, el material alcance el punto de fusión y se mezcle por medio de la turbulencia que genera la fricción, criterio que ha sido expuesto por Chen y Kovacevic (2003); Maalekian (2007).

Por la ecuación 2.3 se determinó la distribución de la temperatura en la junta soldada, con un factor de eficiencia de 0,9; velocidad de rotación de 1 200 r/min, un torque que se genera durante el proceso de 67,8 Nm y un avance de 0,2 mm/r; se tiene que, para esta velocidad la temperatura es de 183 938,88 J/mm.

La velocidad de rotación tiene influencia en la temperatura del estado estacionario alcanzado en el proceso. La tasa de generación de calor y la disipación de calor se equilibran entre sí en un valor constante que depende de la configuración del proceso, particularmente la velocidad de rotación. Este factor en la soldadura de metales diferentes, donde es posible formarse compuestos intermetálicos.

En un principio podría parecer que, al aumentar la presión debería aumentar también la temperatura de la superficie de contacto, ya que un incremento genera más calor. Pero hay otro factor que influye más en el calor generado, se trata del tiempo de calentamiento. Hay que tener en cuenta que, al acrecentar la presión, la soldadura es más rápida y por ello se alcanza una temperatura inferior. Las variaciones de las mismas se relacionan también con los esfuerzos residuales, según ha sido expuesto por Shanjeevi *et al.* (2013); Mumin (2016).

Para una velocidad de rotación de 1 200 r/min y un torque de 67,8 Nm, establecidos ambos en la ecuación 2.4 se determinó la potencia consumida, donde para la unión del AISI 316L y el cobre Cu-DHP, el torno C11-MT consume 0,85 kW. La presión calculada para esta operación, es suficiente para consolidar la unión. La potencia se vuelve notable sobre el cordón de manera que, conforme se aumente la duración, incrementará el charco con lo que se genera una zona afectada por el calor (ZAC) mayor. Los requerimientos de potencia también incrementan según lo hace la presión axial e influyen en la variación de temperaturas y se relacionaron con los esfuerzos residuales, expuesto por Duman (2011).

La distribución de temperatura durante la soldadura por fricción entre el acero inoxidable AISI 316L y el cobre Cu-DHP se determinó por la ecuación 2.5. Para una al final del período calorífico de 760 °C, ambiente de 32 °C, un tiempo de soldadura de 14 segundos, con una duración del período de calor de 2 segundos, a una distancia de 2 mm de la superficie y

teniendo en cuenta la difusividad térmica del AISI 316L de $5,3 \times 10^{-6} \text{ mm}^2\text{s}^{-1}$ y de $9,6 \times 10^{-5} \text{ mm}^2 \text{ s}^{-1}$ para el cobre, la que se distribuye durante el contacto es de $1\,248,11 \text{ }^\circ\text{C}$.

La temperatura máxima alcanzada en el proceso y la velocidad de enfriamiento es importante ya que, dependiendo que tan mayor sea el pico, mayor será el tamaño de grano, de esta manera se observa que esta es la que influye. Conforme la temperatura del material de soldadura aumenta, este se plastifica, reduciendo el par y produciendo menos calor al material por trabajo mecánico, expuesto por Schmicker *et al.* (2014).

El desplazamiento radial se calculó por la ecuación 2.6, para una presión Hertziana en la distribución hemisférica de 3,58 MPa calculada por la ecuación 2.7; con carga de 300,018 N.m; la constante de Lamé's de $5,55 \times 10^7 \text{ MPa}$, calculada por la ecuación 2.8, el coeficiente de Poisson de 0,2; con un módulo de elasticidad del material más dúctil de 127 GPa y un radio de empalme de 0,003 m; en la unión del acero inoxidable AISI 316L y el cobre Cu-DHP, este desplazamiento es de $7,17 \times 10^{-8} \text{ m}$.

El resultado obtenido del desplazamiento radial es capaz de activar desde la superficie hacia el centro, alcanzando un valor culminante cerca de la periferia la región de la capa viscosa, la cual aumenta en tamaño y disminuye en espesor por encontrarse en el interior. Al prolongarse la fricción en este sentido, cualquier contaminante o óxido atrapado en la superficie será empujado hacia el centro de la unión. Se requiere que la limpieza de cualquier óxido, antes de la unión sea realizada, teniendo en cuenta que en las siguientes etapas del proceso es más difícil. Cuando la superficie está en condición plástica, es difícil expulsar las impurezas, según lo reportado por Heteny y McDonald (1954).

Para determinar la energía calórica producida durante la unión se tuvo en cuenta la ecuación 2.10; se calculó primeramente el torque diferencial del ancho del círculo (dM) por la ecuación 2.11, con un valor de 1,19 Nm; con una velocidad de rotación (ω) de 1 200 r/min y con la fuerza de fricción (dF_{fric}) sobre en el ancho del círculo (dr), calculado por la ecuación 2.12, que es de 395,6 Nm.

Durante el contacto de deslizamiento, la generación de calor en las superficies que contactan, depende del coeficiente de fricción, la presión normal y la velocidad de rotación. De manera similar, en la soldadura por fricción, la generación de calor en la línea de unión depende del

coeficiente de fricción y el contacto del sustrato, la presión de fricción, la velocidad de giro y el diámetro de la barra, según lo reportado por Grong (1994).

El cálculo del calor generado en la línea de unión durante la soldadura por fricción, involucra problemas específicos como: la selección del coeficiente de fricción, la distribución de la presión en la interfase que contacta, cuando se utilizan barra durante la operación de soldadura, lo que ha sido expuesto también por Grong (1994).

Con la introducción de la ecuación 2.11, que considera el torque diferencial, la 2.12, que es la fuerza de fricción y la ecuación 2.10, la energía calorífica producida, se obtuvo que la energía total ocurrida en las superficies de fricción es de 85 680 W.

Se considera que, el cobre Cu - DHP es un excelente conductor del calor, con relación al acero inoxidable AISI 316L, la transferencia de calor por conducción desde la superficie de la soldadura, hasta el centro de la pieza, el trabajo es más pequeño. Luego las altas temperaturas se promedian sobre las partes del círculo de las barras. La transferencia de calor en la superficie es mayor que en otras partes por la diferencia de temperatura.

El calor friccional generado durante la soldadura, resulta un significativo cambio metalúrgico en el cobre, la microestructura del acero inoxidable es relativamente no afectada, según los criterios de Mumin (2016). La zona afectada térmicamente del cobre y el acero inoxidable en la soldadura por fricción radial es restringida por el cobre, porque se incrementa la masa de este por la conductividad térmica que presenta con relación al segundo (25 veces más), producido por el flujo de calor de la pieza durante la soldadura, lo que ha sido expuesto por Mumin *et al.* (2017).

El calor que ocurre en la superficie de la soldadura a partir del radio de la pieza se obtuvo considerando las ecuaciones 2.14, 2.15 y 2.16. Estas consideran parámetros relacionados con el coeficiente de fricción del cobre y del acero inoxidable, la velocidad de rotación, la presión ejercida, el radio de las piezas y la fuerza de fricción.

Según estos parámetros, las variaciones de temperatura y del calor resulta en la de granos finos en la interfase de la soldadura. Los elementos de aleación con presencia de sustratos intermetálicos pueden resultar en una pobre unión. En la junta con la soldadura por fricción, por absorber gran energía, el cobre Cu - DHP muestra más deformación, con posible presencia

de energía en la interfase de soldadura, con una clara deformación plástica, reportado por Shanjeevi *et al.* (2017).

El coeficiente de agarre para el cobre y el acero inoxidable se determinó por la ecuación 2.17, se tuvo en cuenta una presión de fricción de 30 MPa, se tiene en cuenta ambas temperaturas de fusión, el resultado de este coeficiente es de $7,52 \times 10^{14}$ Nm.

El fenómeno del agarre o unión durante la soldadura por fricción, es el resultado de una combinación de la temperatura y de la presión de contacto, junto con las asperezas presentes en la superficie de la pieza, suficiente como para causar microsoldadura en esos puntos. Un criterio basado en consideraciones térmicas fue desarrollado por Kimura *et al.* (2010). Este proceso Vill (1962) lo ha caracterizado en tres fases en el periodo de calentamiento de fricción: la fase inicial, predominada por la fricción seca, la segunda fase con el incremento de agarre de las asperezas y la tercera fase tendencia a mantenerse estable la alta temperatura, donde por la ocurrencia de una fuerza de presión externa aplicada, ocurre la soldadura.

3.4. Establecimiento de los parámetros de soldadura

En la tabla 3.3 se muestran los resultados obtenidos de los parámetros empleados en el proceso de soldadura por fricción radial entre el cobre y el acero inoxidable AISI 316L.

Tabla 3.3. Resultados de los parámetros de soldadura

No. experimentos	Parámetros				
	Número de revoluc. (r/min)	Presión de soldadura (MPa)	Tiempo de soldadura (s)	Presión de forja (MPa)	Tiempo de forja (s)
1	1 200	30	14	11,25	4
2	1 200	30	14	11,27	4
3	1 200	30	14	11,25	4

En los resultados obtenidos de los parámetros de soldadura se observa en la tabla que, en cuanto a la presión de forja, el tiempo requerido es de aproximadamente 11,26 segundos, donde el mismo está en correspondencia con la conductividad térmica y la temperatura de fusión de las dos aleaciones. La afirmación anterior se fundamenta en que, en la soldadura por fricción involucra rápidos calentamiento por una combinación de numerosos acontecimientos de adhesión/agarre/fallos en la fase 1, antes del establecimiento de un periodo de estado estable, cuando el torque, la distribución de temperatura y la tasa de acortamiento axial se

convierte esencialmente uniforme para llegar a la etapa II. El proceso de soldadura se completa con la operación de forja.

En cuanto al tiempo de forja indicado en la unión del cobre-inoxidable, que es de 4 segundos, en este espacio, el primero tiende a adherirse a la superficie del segundo, con el tiempo de contacto, el cobre declina, en la medida que este aumenta, lo que refleja que el lado más débil del metal es el que cede provocado por este tiempo, lo que coincide con Mumin *et al.* (2017).

La temperatura de forja debe caracterizarse por ser el momento en que la máxima es alcanzada sin llegar la fusión, pero si al punto de plasticidad, así como la pieza móvil retoma la posición final, deteniendo el movimiento de fricción. Esta fase del ciclo de soldadura asegura que el movimiento relativo entre las partes haya sido detenido para la completa aplicación de la unión, según el criterio de Sammaiah *et al.* (2010).

3.5. Análisis de la microestructura de la ZTMA entre el Cu-DHP y el AISI 316L

Se realizó el análisis microestructural de las muestras según los parámetros de soldadura. Las microestructuras que se muestran en las figuras 3.1(a), 3.1(b) y 3.1(c) se corresponden con la zona termomecánicamente afectada (ZTMA) para las tres muestras.

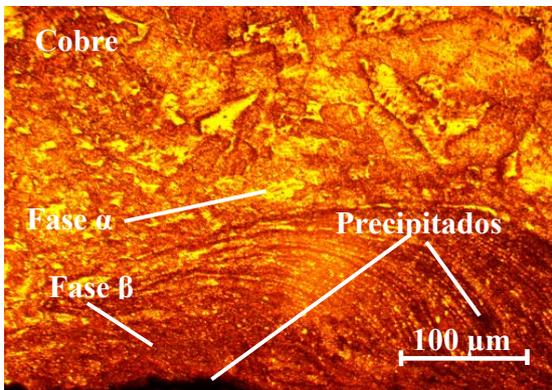


Figura 3.1(a). Muestra 1.

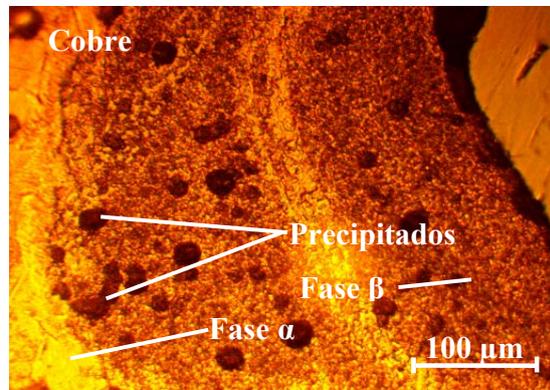


Figura 3.1(b). Muestra 2.

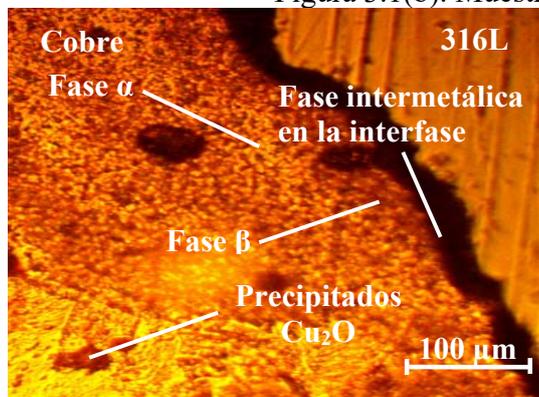


Figura 3.1(c). Muestra 3.

Durante la soldadura por fricción del Cu-DHP - AISI 316L, en el acero austenítico, los granos se observan con una distribución equiaxial, cercanos a la zona de soldadura, en el lado del cobre existe la presencia de granos α y β , pero de un tamaño refinado, en relación a la muestra patrón, también existe la formación de una fase intermetálica en la interfase de la unión. Se puede observar un mayor destello de la soldadura en el cobre, lo cual es debido a que, la temperatura de fusión es menor que la del acero AISI 316L.

En el cobre se forman partículas eutécticas, teniendo puntos oscuros (precipitados) que es una mezcla de cobre puro y óxido de cobre (Cu_2O), disperso en la superficie. El efecto del tratamiento en la interfase de ambas aleaciones, según se observa es mínimo, ya que en la zona afectada por el calor es una pequeña parte de la soldadura. También se puede apreciar en las microestructuras (3.1(a), 3.1(b) y 3.1(c), que la zona afectada del cobre, es más ancha que la del acero. La presencia de pequeñas partículas en el lado de cobre revela un mayor endurecimiento de este lado, reportado además por Mumin (2009b); Mumin *et al.* (2013).

Debido a la diferencia de temperatura de fusión, las tensiones fluctuantes del acero inoxidable, que presentan mayor resistencia, son superiores a la del cobre. Además, aquellas tensiones del AISI 316L y del cobre Cu - DHP, tienen un bajo comportamiento debido a la formación de fase intermetálica en la interfase, como se observa en las tres microestructuras, criterio que coincide con Sriram y Ramadoss (2015); Mumin *et al.* (2017).

3.5.1. Análisis de la microestructura en la ZTA del Cu-DHP

Se realizó el análisis microestructural de la zona térmica afectada (ZTA) del lado del cobre. Las microestructuras de las figuras 3.2(a), 3.2 (b) y 3.2(c) se corresponden con las mismas.

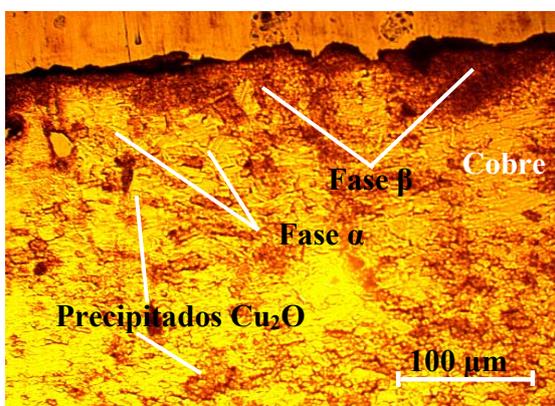


Figura 3.2(a). Muestra 1.

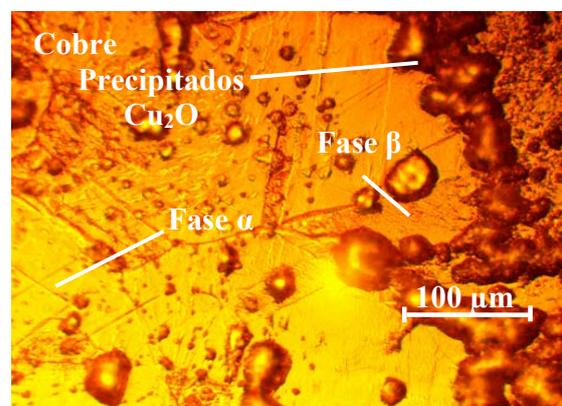


Figura 3.2(b). Muestra 2.

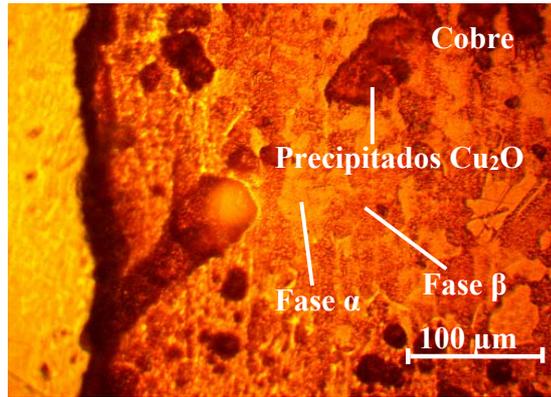


Figura 3.2(c). Muestra 3.

En las microestructuras de la zona afectada térmicamente del lado del cobre Cu - DHP, en las muestras analizadas, se observa la presencia de fase α y β , así como la formación de una mezcla de cobre puro y óxido de cobre (Cu₂O), disperso en la superficie del cobre. Cerca de la interfase, las dos fases muestran una formación de granos deformados, con un tamaño menor que el de la muestra patrón, la influencia de los parámetros números de revolución, presión de soldadura y presión de forja intervienen en la deformación plástica de la estructura.

En la ZTA es similar a la del metal base, pero con un refinamiento del grano, la temperatura en esta zona es inferior a la que se generó en la ZTMA, independientemente de esta condición, el material en esta zona no experimenta deformación plástica detectable durante el proceso, por lo tanto, cualquier evolución microestructural en esta región resulta del aumento de la temperatura. La reducción en el tamaño del grano, con una tasa decreciente de rotación es atribuida al aporte reducido de calor, también expuesto por Mumin (2016).

3.5.2. Análisis de la microestructura en la ZTA del acero AISI 316L

Se analizó el comportamiento de la zona térmica afectada (ZTA) en el acero AISI 316L. Las figuras 3.3(a), 3.3(b) y 3.3(c) se corresponden con las mismas.

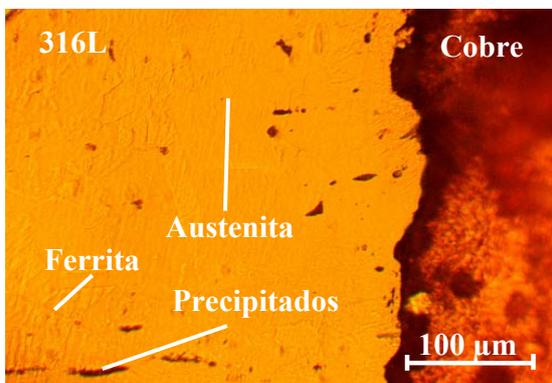


Figura 3.3 (a). Muestra 1.

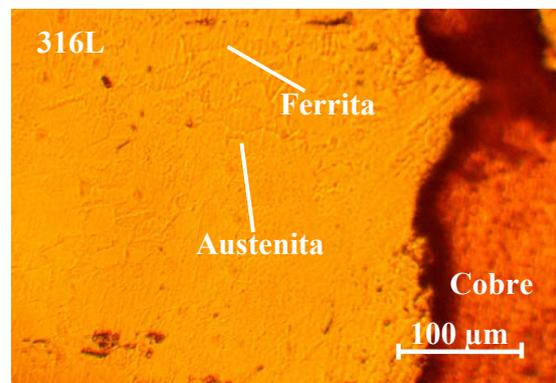


Figura 3.3 (b). Muestra 2.

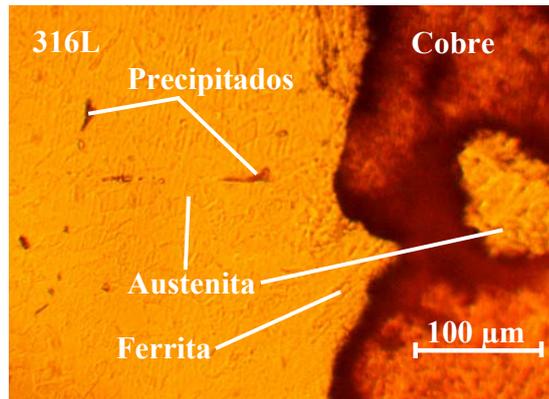


Figura 3.3 (c). Muestra 3.

Las microestructuras obtenidas en la zona afectada térmicamente del lado del acero AISI 316L, están compuestas por ferrita, en una matriz austenítica con distribución equiaxial de los granos, así como la presencia de algunos precipitados. En este lado del acero AISI 316L se presenta una solidificación del tipo austenítico (A), este tipo de estructura está determinada por la morfología de los cristales sólidos. En el acero inoxidable, en la vecindad de la línea de unión no se evidencia variación en la microestructura, ni el crecimiento de granos.

Las microestructuras obtenidas presentan una estructura austenítica con el contorno de los granos rectilíneo, igual que la estructura patrón, pero con un menor tamaño de los mismos. La obtención del tamaño está asociada al efecto de la velocidad de rotación. Este comportamiento es similar, presumiblemente asociado a la posible recrystalización, aspectos que han sido planteados por Méndez (2011); Alves y Faria (2015).

3.5.3. Comportamiento de las fases presentes en el cobre Cu-DHP

Se analizó las fases obtenidas en las estructuras del cobre Cu-DHP. Las figuras 3.4(a) y 3.4(c), se corresponden con la ZTMA y la ZTA y las figura 3.4(b) y 3.4(d), se corresponden con la distribución de los microconstituyentes.

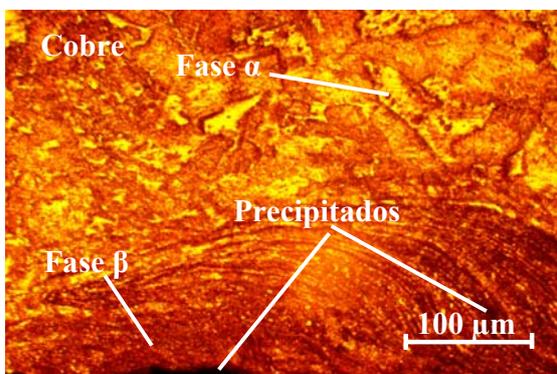


Figura 3.4(a). Muestra soldada (ZTMA).

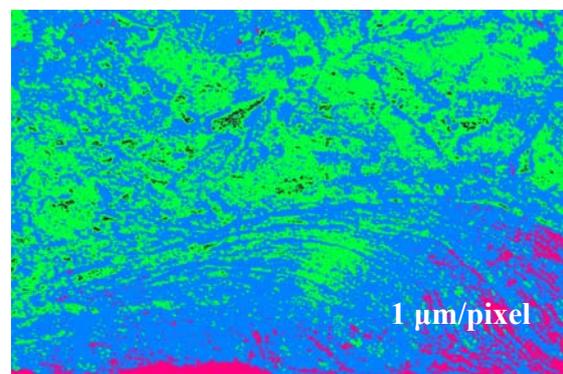


Figura 3.4(b). Microconstituyentes.

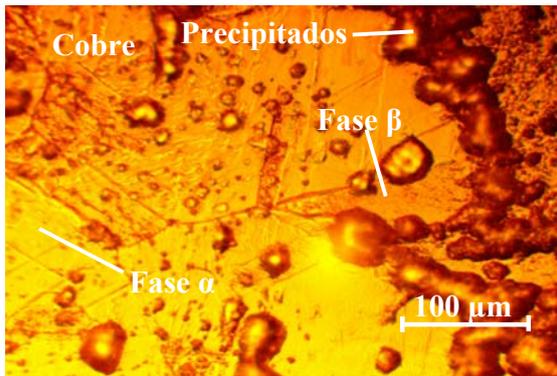


Figura 3.4(c). Muestra soldada (ZTA).

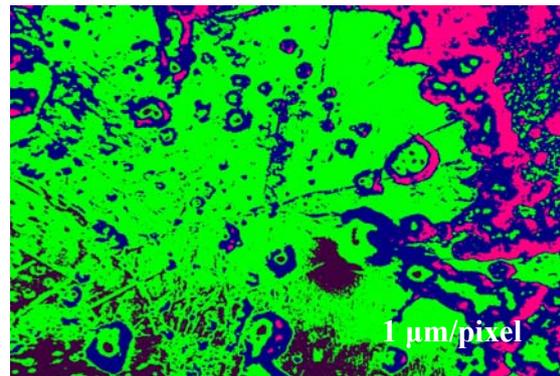


Figura 3.4(d). Microconstituyentes.

Al evaluar el comportamiento de la distribución de los microconstituyentes se consideró la distribución de las fases (figura 3.5). La figura 3.5(a) se corresponde con los microconstituyentes de la ZTMA y la 3.5(b) con la estructura de la ZTA.

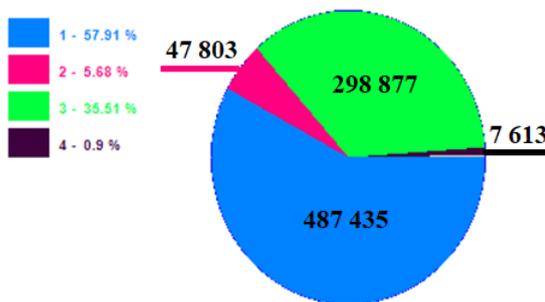


Figura 3.5(a). ZTMA.

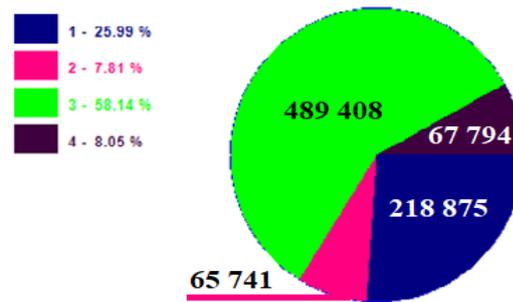


Figura 3.5(b). ZTA.

Las fases presentes en las microestructuras de las muestras soldadas, tanto en la ZTMA y la ZTA, se pudo determinar que, en la primera zona, la influencia la ejerce la fase β (57,91 %) y en la ZTA la presencia de la fase α (58,14 %). Esta distribución está asociado a los parámetros del proceso de soldadura. En la ZTMA es donde se forma la unión metalúrgica entre el Cu-DHP y el AISI 316L, la influencia de la temperatura en conjunto con la presión de forja, modifican la estructura por el efecto del estado plástico que se logra en ambos materiales.

En los diversos procedimientos empleados para la unión disímil, en las zonas analizadas, no se evidencia la presencia de grietas, poros u otros defectos en la junta, sin embargo, se pudo determinar en ambas zonas la variación del tamaño de los granos, así como la formación de una fase intermetálica por la ocurrencia del efecto de la temperatura.

Como consecuencia, las fases obtenidas en las microestructuras de la unión en el cobre Cu-DHP es un reflejo de los períodos termomecánicos que experimenta a través de la temperatura

y la velocidad de deformación, donde tiene influencia la composición del material ya que es la que determina el crecimiento de los granos conforme se ve afectada por la temperatura.

3.5.4. Comportamiento de las fases presentes en el acero inoxidable

Se analizó la distribución de los microconstituyentes en las muestras soldadas en el lado del acero inoxidable AISI 316L. Las figuras 3.6(a) y 3.6(c), son las muestras soldadas y las figura 3.6(b) y 3.6(d), se corresponden con la distribución de los microconstituyentes.

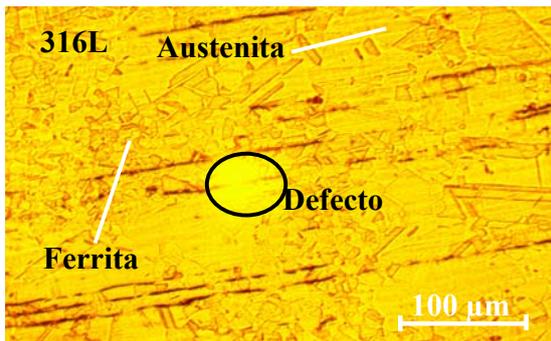


Figura 3.6(a). Muestra soldada (ZTMA).

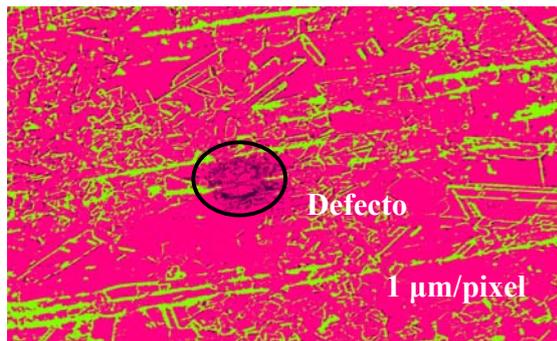


Figura 3.6(b). Microconstituyentes.

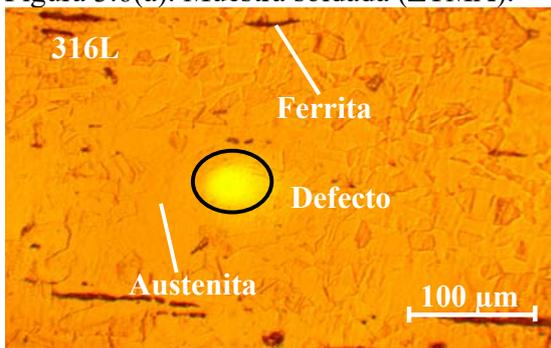


Figura 3.6(c). Muestra soldada (ZTA).



Figura 3.6(d). Microconstituyentes.

Al evaluar el comportamiento de la distribución de los microconstituyentes se consideró la distribución de las fases (figura 3.7). La figura 3.7(a) se corresponde con los microconstituyentes de la ZTMA y la 3.7(b) con la estructura de la ZTA.

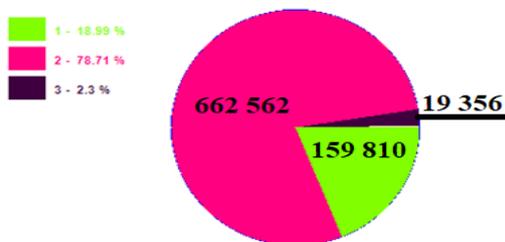


Figura 3.7(a). ZTMA.

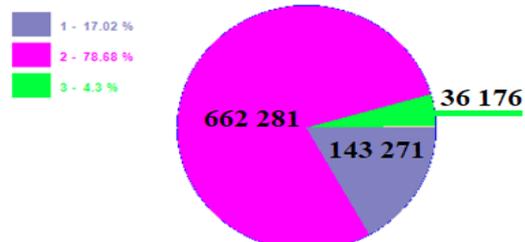


Figura 3.7(b). ZTA.

En el comportamiento de la distribución de los microconstituyentes en el acero inoxidable AISI 316L, se observa que, en este lado de la unión existe, tanto en la ZTMA, como en la

ZTA una repartición equilibrada en ambas zonas, en la primera la austenita ocupa un 78,71 % y en la segunda esta fase es de 78,68 %. La razón de que exista tal equilibrio se debe a que, durante la aplicación de los parámetros de soldadura, el Cu al plastificarse más rápido tiende a calentar la superficie de contacto, pero llega al estado sólido más rápido, sin provocar cambios significativos en la estructura el acero AISI 316L.

En las estructuras se observa un defecto, el cual sea presumiblemente de iluminación, es decir un foco de luz que se encuentre ubicado en la parte superior del ocular del microscopio y tenga incidencia sobre el conteo de la fase, no obstante, en este caso, por tratarse de un acero con una estructura austenítica con perlita dispersa, no tiene un efecto sobre los resultados.

Se puede plantear que, en el análisis realizado en el lado del acero AISI 316L no se observó la presencia de grietas, poros o discontinuidades que invalidaran la unión metalúrgica, por lo que los parámetros empleados garantizan una unión sin defectos.

3.6. Análisis de la dureza en las diferentes zonas

Para el análisis de la dureza en las diferentes zonas obtenidas en la unión metalúrgica entre el cobre Cu-DHP y el AISI 316L se procedió con el barrido desde el primero hasta el segundo. En la figura 3.8 se muestran los resultados obtenidos en las tres muestras soldadas.

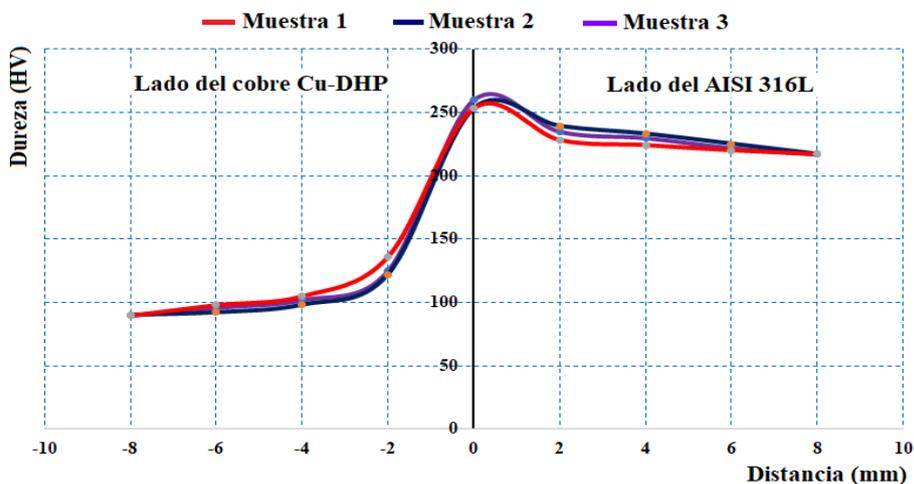


Figura 3.8. Durezas obtenidas en la unión de cobre Cu-DHP-AISI 316L.

En la figura se observa la variación de la dureza que experimentan las uniones soldadas de las diferentes muestras, donde las mismas presentan el mismo comportamiento. Para una dureza inicial de 89,7/217 HV en el cobre Cu-DHP-AISI 316L, el primero en la ZTA, se incrementa hasta un valor de 100 HV y en el acero 316L hasta 235 HV en esta misma zona. En la

termomecánicamente afectada (ZTMA) se muestra un incremento de hasta 250 HV. Lo anterior es atribuible a factores como el punto de fusión y la dureza inicial, además, al tener una presión de 30 MPa y números de revoluciones de 1 200 r/min, provoca que se incremente la dureza de las muestras debido al rápido calentamiento y enfriamiento de la zona.

En la figura 3.9(a) se muestra el barrido de dureza realizado en la superficie del cobre y en la 3.9(b) el realizado en la del acero AISI 316L.



Figura 3.9(a). Barrido de dureza (Cu).

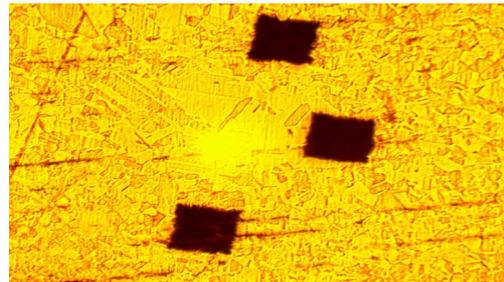


Figura 3.9(b). Barrido de dureza (316L).

En el barrido de dureza se puede observar que, no se realizó una medición en los microconstituyentes, sino de forma volumétrica, entonces es posible que, el incremento de la dureza en la ZTMA esté influenciado por la presencia de fase intermetálica en esta zona. Es decir, el aumento de la misma es producto del endurecimiento por precipitación que se produce en la aleación debido a la presencia del óxido de cobre (Cu_2O). Esta zona presenta una estructura de grano más fino debido al rápido enfriamiento del pozo de soldadura.

3.6.1. Comportamiento del tamaño de granos

Se determinó el comportamiento del tamaño de grano, tanto en el cobre (figura 3.10(a)), así como en el AISI 316L (figura 3.10(b)).

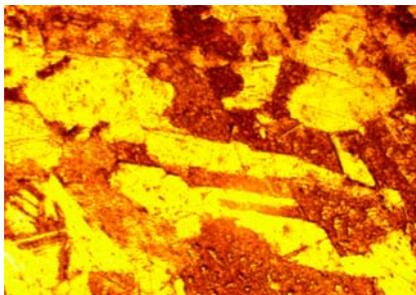


Figura 3.10(a). Muestra Cu.

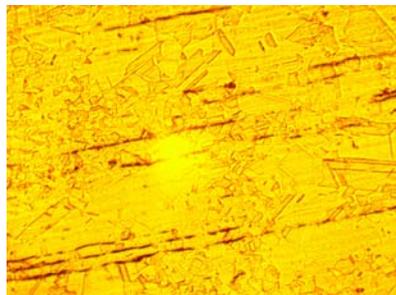


Figura 3.10(b). Muestra 316L.

Los resultados obtenidos de la medición del tamaño del grano, para el cobre Cu-DHP, el mismo es de 2,5 y para el AISI 316L es de 5,5. Ambas deducciones fueron realizadas para una calibración de 1 un $\mu\text{m}/\text{pixel}$.

Los parámetros empleados durante la soldadura por fricción, son una fuerza impulsora del proceso del crecimiento de grano, lo cual resulta de la disminución de la energía libre, como consecuencia de la reducción del área de la frontera de grano. El crecimiento de grano se produce por difusión, cuando la temperatura es elevada y el tiempo de tratamiento térmico suficientemente largo, lo que ha sido reportado por Fukui y Inamura (2004).

3.7. Procesamiento estadístico de los datos

A partir de los datos expuestos en el capítulo 2 para el diseño de experimentos, se determinó la variación de la longitud de las probetas durante el proceso de soldadura por fricción. En la tabla 3.4 se muestra el resultado obtenido.

Tabla 3.4. Resultados de las variaciones de la longitud.

Tiempo fricción t (s)	Dimensión inicial		Valores medidos después de la soldadura									
	L (mm)		L _{últ} (mm)		L ₁ (mm)		ΔL_1 (mm)		$\Delta L_{últ}$		HV	
	AI	Cu	L _{últ} AlCu	AI	Cu	AI	Cu	$\Delta L_{últ}$ AlCu	AI	Cu		
3	100	98,6	192,6	98	94	2	4,6	6,6	235	102		
4	99,3	101	195	98	97	1,3	4	5,3	234	101		
5	100	100	194	99	95	1	5	6	235	102		
6	99,6	98,7	191,3	98	93	1,6	5,7	7,3	235	102		
7	100	100	195	99	96	1	4	5	234	101		
8	99,5	99,6	194,5	98	94	1,5	5,6	7,1	235	102		
9	100	100	194	98	96	2	4	6	235	102		
10	98,5	99,5	192	97	95	1,5	4,5	6	235	102		
11	99,6	100	193	98	96	1,6	4	5,6	234	101		
12	100	100	194	98	96	2	4	6	235	102		
13	100	98,3	192,5	99	93	1	5,3	6,3	235	102		
14	99,5	99,2	191,4	98	94	1,5	4,9	6,4	235	102		

En las variaciones de las longitudes que se obtienen durante el proceso de soldadura por fricción en la unión metalúrgica entre las aleaciones Cu-DHP - AISI 316L, por efecto de la fricción de soldadura y la presión de forja, el cobre tiene la tendencia de acortarse más que el AISI 316L, esto está en correspondencia con la diferencia en la temperatura de fusión.

3.7.1. Análisis de varianza

Se modeló estadísticamente a través del análisis de regresión, la influencia del tiempo del proceso y la variación de la longitud en el comportamiento de la dureza que se obtiene en la ZTMA de las aleaciones. Se realizó el análisis de varianza, según el método de Fisher, para

evaluar el nivel de significación de las variaciones provocadas por los diferentes experimentos. En la tabla 3.5 se muestran los resultados del análisis de regresión realizado.

Tabla 3.5. Resultados del análisis de regresión.

Parámetros	Estimación	Error estándar	Estadístico T	Valor-P	
CONSTANTE	238,156	18,0904	13,1648	0,0000	
$L_{\text{últAICu}}$	-0,0325275	0,0903338	-0,360081	0,7271	
$\Delta L_{\text{últAICu}}$	0,469685	0,177981	2,63897	0,0270	
Análisis de Varianza					
Fuente	Suma de cuadrados	Gl	Cuadrado medio	Razón-F	Valor-P
Modelo	1,27749	2	0,638744	5,91	0,0229
Residuo	0,972512	9	0,108057		
Total (Corr.)	2,25	11			

R-cuadrada = 86,7772 por ciento

R-cuadrado (ajustado para g.l.) = 87,1722 por ciento

Error estándar del est. = 0,32872

Error absoluto medio = 0,249817

Estadístico Durbin-Watson = 2,72652 (P = 0,9151)

Autocorrelación de residuos en retraso 1 = -0,36539

La salida muestra los resultados de ajustar un modelo de regresión lineal múltiple para describir la relación entre HVAI y 2 variables independientes. La ecuación del modelo ajustado es:

$$Dureza = 238,156 - 0,0325 \cdot L_{\text{últAICu}} + 0,469 \cdot \Delta L_{\text{últAICu}}$$

Puesto que el valor-P en la tabla ANOVA es menor que 0,05; existe una relación estadísticamente significativa entre las variables con un nivel de confianza del 95,0 %.

El estadístico R-Cuadrada indica que el modelo así ajustado explica 86,77 % de la variabilidad en HVAI. El estadístico R-Cuadrado ajustado, que es más apropiada para comparar modelos con diferente número de variables independientes; es 87,1722 %. El error estándar del estimado muestra que la desviación de los residuos es 0,32872. Este valor puede usarse para construir límites para nuevas observaciones durante la soldadura por fricción entre el Cu-AISI 316L. El error absoluto medio (MAE) de 0,249817 es el valor promedio de los residuos. El estadístico de Durbin-Watson (DW) examina los residuos para determinar si hay alguna correlación significativa basada en el orden en el que se presentan en el archivo de datos.

3.8. Resultados de la simulación por el método de los elementos finitos

Durante la unión del acero inoxidable AISI 316L y del cobre Cu-DHP se determinó la influencia de los parámetros del proceso, de esta manera se satisfacen los requerimientos para formar la unión en el eje X y el Y. Para el cálculo de las deformaciones se estableció como temperatura de referencia la de soldadura y la ambiente, se asumió un estado libre de tensiones. En la figura 3.11 se muestra el comportamiento de las deformaciones en el eje X.

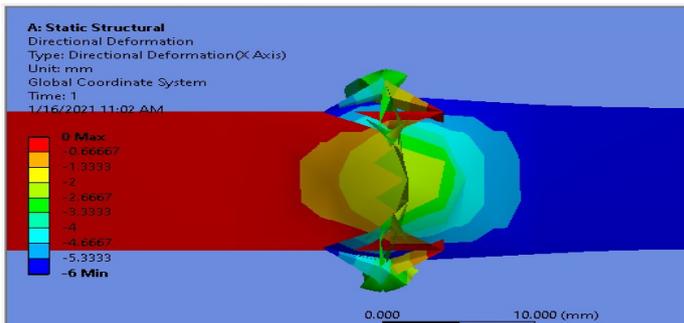
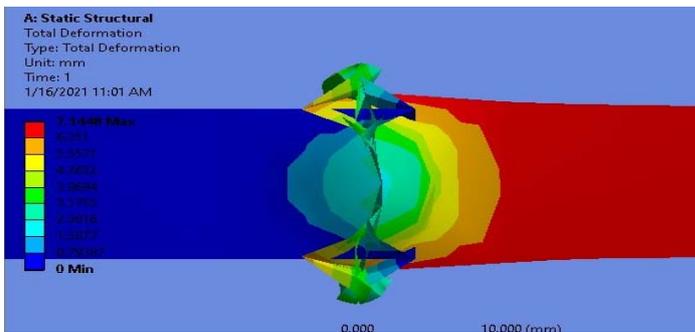


Figura 3.11. Comportamiento de las deformaciones en el eje X.

La deformación direccional a lo largo del eje X tiene un comportamiento simétrico en la longitud vertical. La máxima deformación ocurre en la unión soldada para una velocidad de rotación de 1 200 r/min con un valor de $-0,66667$ mm, asociado a los incrementos en la presión de contacto y en el tiempo consumido para alcanzar la temperatura. Se observa que, el calentamiento localizado en este eje, ha provocado en los materiales deformaciones térmicas de carácter elástico y plástico, y es la contracción plástica las que permanecen en la zona próxima a la soldadura cuando la pieza se enfría. El fenómeno físico termodéformacional de la soldadura va estar condicionado fundamentalmente por el ancho de la zona de deformaciones plásticas de la unión, según lo reportan Ratković *et al.* (2014); Alavala (2016).

Se analizó la deformación total obtenida en el proceso de soldadura por fricción radial entre el acero AISI 316L y el cobre Cu-DHP. En la figura 3.12 se muestra el comportamiento.



Con un valor máximo de 7,1448 mm se logra la deformación, donde se observa la introducción de un material sobre otro para lograr la unión disímil. La penetración del cobre se debe a las propiedades físicas-mecánicas que presenta con relación al acero inoxidable. Al ser calentado, existe un proceso de recocido que lo convierte en un material más dúctil con mayor plasticidad con deformaciones irreversibles.

Con el incremento de la presión de forja, la deformación disminuye debido al efecto de compresión, las capas son comprimidas inicialmente debido a la tensión mecánicamente inducida y la fuerza correspondiente en posición axial, como la máxima fuerza. Cuando el estado termomecánico es logrado en la pieza, el destello de la junta se forma en las interfases, seguido por los incrementos en la periferia de la barra de cobre, descendiendo rápidamente de la misma, desplazando más material en la zona termomecánicamente afectada.

3.8.1. Análisis de la temperatura

Se empleó un modelo simplificado en la simulación termomecánica. La geometría difiere del modelo completo, concierne a la longitud de las barras, pero no del espesor y el radio de las mismas. En la figura 3.13 se muestra la distribución de temperaturas en el proceso.

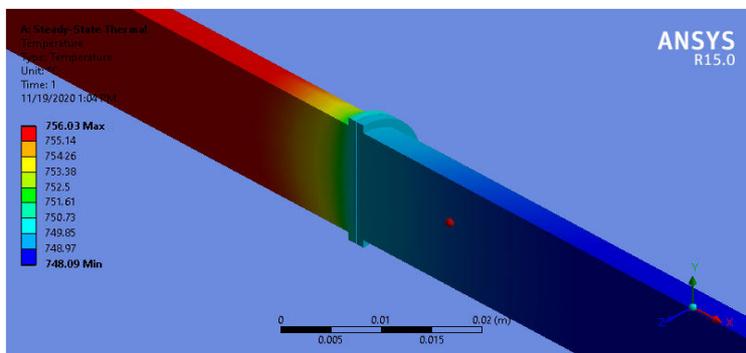


Figura 3.13. Distribución de temperaturas.

La fricción causa el incremento de la temperatura en la interfase. La más alta es obtenida en la línea divisoria central de la soldadura y las disminuciones con distancia fuera de esta línea. Desde que el flujo de calor es generado en las interfases de las superficies de las barras, el mismo fluye a través de la capa intermedia de la aleación AISI 316L y del cobre Cu-DHP, con la creación de un perfil térmico. El comportamiento ocurre, cuando la máxima temperatura del cobre alcanzó valor por debajo de su punto de fusión a 756 °C, para lograrse la unión metalúrgica entre ambas barras.

Se observa que, existe un incremento rápido en la carga axial del flujo de calor, deformando el cobre, particularmente en la región adyacente de la periferia de las barras. Como la fricción persiste, la máxima temperatura desciende hasta 748 °C durante la temperatura de forjado. El calor trae consigo el refinamiento del grano, con el incremento de la dureza, pero además puede conducir a la disminución en el coeficiente de fricción en las temperaturas cerca del punto de fusión en las interfaces, según reporte de Koteswara *et al.* (2017).

Las temperaturas obtenidas por el modelo y el experimento para la aleación AISI 316L y del cobre Cu-DHP se muestran en la tabla 3.6. El punto de análisis se encuentra ubicado a 0,02 m de la línea de fusión.

Tabla 3.6. Porcentaje de error para la temperatura

Temperatura (°C)		% error
Modelo	Experimento	
760	756	0,5

Las tasas de temperaturas calculadas por el modelo desarrollado para las aleaciones se ajustan más a las medidas experimentales, ocurre por la difusividad térmica reducida que tiene el AISI 316L frente al cobre producto de su estructura cristalina y propiedades físicas, que no representa un cambio significativo sobre el cálculo de las tasas de temperatura.

3.9. Valoración económica

Uno de los elementos fundamentales del costo de producción y que ha sido precisado por Rincón (2012) es la mano de obra, la cual la define como el esfuerzo físico o mental gastado en la fabricación de un producto o servicio. Su costo se puede dividir en mano de obra directa y mano de obra indirecta. En la tabla 3.7 se muestran los resultados obtenidos del costo de fabricación por soldadura.

Tabla 3.7. Costo de fabricación de la soldadura

No	Operación	Equipos y materiales	Tiempo en horas	Tarifa horaria CUP	Importe CUP
1	Torneado	C 11 MT	2,8	17,76	49,72
2	Corte	Segueta	0,50	16,1	8,05
3	Encapsulado	Resina epoxi	1,00	17,76	17,76
4	Pulido	Lijas	1,5	16,1	24,15
5	Observación	Microscopio	3	17,76	53,28
Sub-total					152,96

Los costos operacionales u operativos serán la repercusión que tenga la inversión sobre los costos totales de la empresa, es decir, incremento de materias primas, de gastos de mano de obra o de gastos generales. Estos costos figuran en la cuenta de resultados del período y tienen un tratamiento financiero diferente al costo de adquisición de la inversión. En la tabla 3.8 se muestran los costos de mano de obra directa.

Tabla 3.8. Costos totales de la mano de obra directa

Mano de obra directa	CUP
Salario mano obra	152,96
Vacaciones (9,09 %)	13,90
Salario complementario	166,86
Aporte a la seguridad social 12 %	20,02
Impuesto sobre la fuerza 5 %	8,34
Sub-total	362,08

Los costos estimados se relacionan con los costos directos, que incluyen la cantidad pagada por diseños, materiales, equipos, salarios directos, se identificó las alternativas técnicas, en función de las circunstancias materiales y de las tecnologías disponibles.

La mano de obra directa fue definida como aquella que está directamente involucrada en la producción de la unión terminada, la cual pudo ser rastreada en el producto y representó un costo de mano en su producción. La indirecta fue la que no se vinculó directamente en el proceso productivo. Su valoración proporcionó la suma del sueldo ganado en el rol de pagos más el cálculo total del de prestaciones.

Para obtener el costo total de la soldadura se incluyeron otros renglones. Estos materiales incrementaron los mismos y se consideraron dentro del total, considerados además como adicionales. La tabla 3.9 muestra el costo por concepto de materiales directos.

Tabla 3.9. Costos de los materiales directos

No	Materiales	Cantidad (kg)	Precio material (CUP)	Importe material (CUP)
1	Barra cobre	0,10	10,54	11,04
2	Barra AISI 316L	0,08	9,65	20,77
3	Lija de 200	0,02	1,44	24,00
4	Lija de 400	0,02	1,55	24,00
5	Lija de 600	0,02	1,57	24,00
6	Segueta	1	2,73	2,73
Sub-total				106,54

Para determinar el costo de la energía eléctrica se tuvo en cuenta la tarifa de pago del MINEN a la UNE. La tarifa es A1, con una demanda contratada de 1 500 kW para obtener este servicio de pago de 3,00 CUP. Para los diferentes horarios (pico, normal y madrugada) se establece una tarifa de pago, siendo el precio de \$ 0,04 la tarifa eléctrica establecida en horario normal. En la tabla 3.10 se muestran los costos por consumo de energía eléctrica.

Tabla 3.10. Costos del consumo de la energía eléctrica

Nro	Equipo	Horas por consumo eléctrico	Precio kW.h (CUP)	Importe kW.h (CUP)
1	Torno	2,8	7,62	59,74
2	Microscopio	2	1,65	13,30
3	Computadora	2	2,62	15,24
Sub-total				88,28

El costo total de la fabricación de la soldadura se muestra en la tabla 3.11, ello incluye todos los costos que intervienen en el proceso.

Tabla 3.11. Costos totales

Costos totales	CUP
Mano de obra directa	362,08
Materiales directos	106,54
Energía eléctrica	88,28
Total	536,90

Para realizar el proceso de soldadura por fricción radial y la simulación por el método de los elementos finitos (MEF) entre el cobre Cu-DHP y el acero austenítico AISI 316L, donde se consideró el costo de la mano de obra directa, de los materiales directos y el consumo de la energía eléctrica, el total es de 536,90 CUP.

3.10. Valoración del impacto medio ambiental

Si se hace este análisis tomando como centro al soldador, se puede decir que a pesar de que se ha avanzado mucho en su calificación, lo que aumenta su cultura y profesionalismo, aún no se puede ser tan optimista en lo que a su salud y seguridad se refiere. Esto se debe a que, por causas económicas o de desconocimiento, en muchas ocasiones no se tienen en cuenta los riesgos que impone la realización de los procesos de soldadura, ni se toman las medidas de seguridad para la protección de los soldadores y demás operarios.

En la soldadura por fricción, no se requiere de equipo para la protección de los ojos por el calor que se genera, pero si se hace necesario el empleo de técnicas que garanticen la unión soldada, libre de grietas y defectos, lo cual constituiría un aspecto que alimentaría el patio de desechos. En este proceso se corre el riesgo, que el tiempo de fricción y con ello el aporte de energía se vea afectado por las tolerancias de longitud de las piezas, si la energía aportada durante la etapa de fricción, es diferente de una soldadura a otra, en la siguiente fase, en la del recalcado, no se va a poder acortar lo mismo, por lo que se perdería el objetivo inicial de que todas las piezas de un lote midan lo mismo después de la unión.

El proceso exige máquinas de rigidez elevada, especialmente en el eje axial de la herramienta, con sistemas avanzados de control de la posición, que provean medidas veraces real, con independencia de las deformaciones en la máquina y en los utillajes que se producen como consecuencia de las elevadas fuerzas del proceso.

Encontramos a la tecnología como concepto amplio que abarca un conjunto de técnicas, conocimientos y procesos que sirven para el diseño, transformación y construcción de objetos para satisfacer necesidades humanas. Todo conocimiento conlleva el riesgo del error y de la ilusión. La educación del futuro debe contar siempre con esa posibilidad. El conocimiento humano es frágil y está expuesto a alucinaciones, a errores de percepción o de juicio, a perturbaciones y ruidos, a la influencia distorsionadora de los afectos, al *imprinting* de la propia cultura, al conformismo, a la selección meramente sociológica de nuestras ideas.

Aunque el desarrollo de la tecnología permite el ahorro de recursos materiales, tiene sus impactos negativos, estos están asociados a afectaciones directas hacia el hombre, tal es el caso de la soldadura que a pesar de que existe un elevado nivel de conocimiento y experiencias dentro de todas las ramas de la técnica que intervienen en el proceso, tales como el equipamiento, los materiales para soldar y los procedimientos a seguir; aún no se puede ser tan optimista en lo que a su salud y seguridad se refiere.

3.11. Conclusiones del capítulo

- ✚ Con los parámetros de soldadura establecidos como: el tiempo de soldadura, la presión y el tiempo de forja y el número de revoluciones, se pudo lograr la unión disímil entre el Cu-DHP y el acero inoxidable AISI 316L.
- ✚ Las microestructuras obtenidas permiten establecer las transformaciones metalúrgicas que se originan en la unión metalúrgica del Cu-DHP y el acero inoxidable AISI 316L, donde se determinó la no existencia de defectos que invaliden las mismas.
- ✚ Se pudo determinar que durante el proceso de soldadura por fricción entre el Cu-DHP y el acero inoxidable, el primero tiende a tener disminución en su longitud, teniendo en cuenta que el primero presenta un punto de fusión menor que el segundo.

CONCLUSIONES GENERALES

- ✚ El análisis de las microestructuras en las diferentes zonas, la termomecánicamente afectada y la térmica afectada se determinó que, existe la presencia de fase α (58,14 %), y β (57,91 %) y óxido de cobre (Cu_2O) en el lado del Cu-DHP, mientras en el acero AISI 316L, la fase austenítica equiaxial (78,68 %), con ferrita en la matriz (18,99 %).
- ✚ Existe por efecto de la fricción entre las dos aleaciones un incremento de la dureza desde 89,7 HV en el cobre Cu-DHP y 217 HV en el AISI 316L hasta 250 HV en la ZTMA, así como una disminución de 5 mm aproximadamente en la longitud del cobre con respecto a la del acero inoxidable que fue de 1,5 mm.
- ✚ En la distribución de temperaturas por el MEF se determinó que, para lograr la unión metalúrgica entre el AISI 316L y el cobre Cu-DHP, durante el tiempo de fricción este alcanzó valor por debajo de su punto de fusión a 756 °C, con un descenso hasta 748 °C durante la temperatura de forjado.
- ✚ Al estimar las incidencias económicas del proceso de soldadura de torque continuo entre el cobre Cu-DHP y el AISI 316L, donde se tuvo en cuenta el costo de fabricación, de mano de obra directa y de materiales directo, este es de 536,90 CUP.

RECOMENDACIONES

- ✚ Determinar el modelo de transferencia de calor que se produce durante el proceso de soldadura del Cu-DHP y el acero inoxidable AISI 316L, teniendo en cuenta la conductividad térmica de los mismos.
- ✚ Establecer a través del método de los elementos finitos (MEF) a partir de las tres etapas, la formación del proceso de forjado que se consideran durante la soldadura.
- ✚ Emplear técnicas de ensayos no destructivos (END) como el de ultrasonido para determinar posibles imperfecciones que puedan afectar la integralidad metalúrgica de la unión disímil entre el Cu-DHP y el acero AISI 316L.

Referencias bibliográficas

REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. Alavala, C. Weldability of friction welding process for AA2024 alloy and SS304 stainless steel using Finite Element Analysis. *Int. Journal of Engineering Research and Application*. 6 (3): 53-57, 2016.
2. Alves do Carmo, D.; Rocha de Faria. 2D finite element with through the thickness parabolic temperature distribution for heat transfer simulations including welding, *Finite elements in analysis and design*, 2015.
3. Ananthapadmanaban, D. A study of mechanical properties of friction welded mild steel to stainless steel joints [J]. *Materials and Design*. 30 (5): 2642-2646, 2009.
4. Aritoshi, M.; Okita, K. Friction welding of dissimilar metals. *Welding International*. 17 (4): 271-275, 2003.
5. Badeshia, H.; Honeycombe, R. *Steels*, Third Edit. Butterworth-Heinemann, Oxford. 2006.
6. Bhamji, I.; Moat, R.; Preuss, M.; Threadgill, P.; Addison, A.; Peel, M. Linear friction welding of aluminium to copper. *Science and Technology of Welding and Joining*. 17 (4): 314-320, 2012.
7. Biljana, S.; Svetislav, M.; Radovan, Ć. Physical model of the friction welded joint of different types of steel. *FME Transactions*. 36 (6): 93-97, 2008.
8. Boonseng, K.; Meengam, C.; Chainarong, S.; Muangjunburee, P. Microstructure and hardness of friction welded SSM 356 aluminum alloy. *Advanced Materials Research*. 887 (888): 1273-1279, 2014.
9. Cabibbo, M.; McQueen, H.; Evangelista, E.; Spigarelli, S.; Di Paola M.; Falchero A. Microstructure and mechanical property studies of AA6056 friction stir welded plate. *Materials Science and Engineering A*. 460 (461): 86 - 94, 2007.
10. Cabot, P. Soldadura por fricción agitación (FSW) De AA 6061 T6. Comisión Nacional de Energía Atómica, Av. Libertador 8250, Buenos Aires-Argentina. *Matéria*. 8 (2): 187-195, 2003. Disponible en la World Wide Web en <http://www.materia.coppe.ufrj.br/sarra/artigos/artigo10147>.
11. Can, A.; Sahin, M.; Kucuk, M. Modelling of friction welding. In *Proceedings of the International Scientific Conference, Gabrovo, Bulgaria, 19–20 Nov. 2010*; pp. 135-142.
12. Chen, C.; Kovacevic, R. Finite element modeling of friction stir welding-thermal and thermomechanical analysis. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*. 43 (3): 1319-1326, 2003.
13. Cheng, C. *Welding Journal*: 233s-240s, 1963.

14. Cisilino, A.; Chapetti, M.; Otegui, J. Minimum thickness for circumferential sleeve repair fillet welds in corroded gas pipelines. *International Journal of Pressure Vessel and Piping*, 79 (7): 67-76, 2002.
15. Colligan, K.; Mishra, R. A conceptual model for the process variables related to heat generation in FSW of aluminum. *Scripta Materialia*. 58 (5): 327-331, 2008.
16. Curiel, F.; García, R.; López, V.; González-Sánchez, J. Effect of magnetic field applied during gas metal arc welding on the resistance to localized corrosion of the heat affected zone in AISI 304 stainless steel. *Corrosion Science*. 53 (7): 2393-2399, 2011.
17. De Tiedra, P.; Martín, Ó. Effect of welding on the stress corrosion cracking behaviour of prior cold worked AISI 316L stainless steel studied by using the slow strain rate test. *Materials & Design*, 49 (0): 103-109, 2013.
18. Deng, D.; Kiyoshima, S. Numerical simulation of welding temperature field, residual stress and deformation induced by electro slag welding. *Computational Materials Science*. 62, p. 2334, 2012.
19. Duffin, F.; Crossland, B. Friction welding with sudden release of the fixed component, *Advances in welding processes, Solid phase joining processes, proceeding of the conference, The welding Institute, Abington Hall, Cambridge*. 25-33, 1971.
20. Duman, Y. The effect of welding parameters on the mechanical and microstructural properties of friction stir welded dissimilar AA 3003-H24 and 2124/SiC/25p-T4 alloy joint. *Scientific Research and Essays*. VI (2): 17-25, 2011.
21. Edington, J.; Melton K.; Cutler, C. *Prog. Mater. Sci.*, 21, p.61, 1976.
22. Elmer, J.; Palmer, T.; Spercht, E. Direct observations of sigma phase formation in duplex stainless steels using in-situ synchrotron x-ray diffraction. *Metallurgical and Materials Transactions*. 38A (3): 464-475, 2007.
23. Falla, R.; Quintana, K.; Franco, F.; de Sánchez, N. Propiedades mecánicas de soldadura por FSW de punto en aleación de aluminio AA6063-T5. *Prospect*. 10 (1): 79 - 84, 2012.
24. Fu, L.; Duan, L. The coupled deformation and heat flow analysis by finite element method during friction welding. *Welding Journal* 77 (5): 202-s to 207-s, 1988.
25. Fuji, A.; Kimura, M.; North, T.; Ameyama, K.; Aki, M. Mechanical properties of titanium 5083 aluminum alloy friction joints. *Material Science Technology*. 13(3):673-678, 1997.
26. Fukui, Y.; Inamura, T., Mechanical properties of a Ti-Nb-Al shape memory alloys. *Material Transaction*. 45 (4): 1077-1085, 2004.
27. Fukumoto, S. Evaluation of friction weld interface of aluminum to austenitic stainless steel joint. *Materials Science and Technology*. 13 (8): 686-696, 1997.

28. Ganesh, K.; Balasubramanian, K.; Vasudevan, M. Effect of multipass TIG and activated TIG welding process on the thermo-mechanical behavior of 316LN stainless steel weld joints. *Metallurgical and Materials Transactions B*. 2016.
29. García, Y.; Bejar, A. Obtención de los campos térmicos mediante el Método de los Elementos Finitos en las reparaciones por soldadura en equipo o estructuras metálicas de gran importancia. 25 Congreso Internacional de Metalurgia y Materiales. Instituto Tecnológico de Saltillo, México. Noviembre 2003.
30. García-Castillo, F.; García-Vázquez, F.; Reyes-Valdés, F.; Zambrano-Robledo, P.; Hernández-Muñoz, Rodríguez-Ramos, G. Evolución microestructural en uniones de la aleación Ti-6Al-4V mediante el proceso de soldadura de punto por fricción-agitación. *Soldagem & Inspeção*. 21 (2): 185-196, 2016.
31. Gene, M. *The welding of aluminium and its alloys*, Woodhead Publishing Ltd, Cambridge England. 2002.
32. Gulenc, B. Investigation of interface properties and weldability of aluminium and copper plates by explosive welding method, *Mater. Des.* 29 (1): 275-278, 2008.
33. Guzmán-Romero, E.; Fernández-Columbié, T.; Alcántara-Borges, D.; Rodríguez-González, I. Efecto de la velocidad angular y la presión en el proceso de soldadura por fricción radial en una aleación de aluminio AA 5754. *Minería y Geología*. 33 (3): 312-325, 2017.
34. Grong, O. *Metallurgical modeling of welding*. London. The Institute of Materials, 1994.
35. Ha, H.; Lee, T.; Kim, S. Effect of C fraction on corrosion properties of high interstitial alloyed stainless steels. *Metallurg. and Mater. Transactions A*. 43 (9): 2999-3005, 2012.
36. Hakan, A.; Mehmet, T.; Adem, K. Effect of friction pressure on the properties of friction welded MA956 iron based super alloy [J]. *Materials and Design*. 28 (4): 948-953, 2007.
37. Heteny, M.; McDonald, P. *Trans. ASME. Journal Applied Mechan* 25(3): 396-401, 1954.
38. Hibbitt, H.; Marcal, P. A numerical thermo-mechanical model of the welding and subsequent loading of a fabricated structure. *Comput Struct*. 3 (11): 45-74, 1974.
39. Higgins, R. *Engineering metallurgy part I*, 6th edition, Hodder Headline Group, London, UK. 1993.
40. Huang, H.; Usmani, A. *Finite element analysis for heat transfer*, Springer-Verlag. 98 (44): 35-38, 1994.
41. Ilić, G.; Radojković, N.; Stojanović I. *Thermodynamics II - Basics of the Heat Transport (in Serbian)*, Vranje, Yugoslavia, 1996.
42. Jafarzadegan, M.; Abdollah-zadeh, A.; Feng, A.; Saeid, T.; Shen, J. Assadi, H. *Microstructure and mechanical properties of a dissimilar friction stir weld between*

- austenitic stainless steel and low carbon steel. *Journal of Materials Science & Technology*, 29 (4): 367-372, 2013.
43. Jayabharath, K.; Ashfaq, M.; Venugopal, P.; Achar, D. Investigations on the continuous drive friction welding of sintered powder metallurgical (P/M) steel and wrought copper parts. *Materials Science and Engineering A*, 454-455: 114-123, 2007.
 44. Jin, H.; Ayer, R.; Mueller, R.; Ling, S.; Ford, S. Interface structure in a Fe-Ni friction stir welded joint [J]. *Scripta Materialia*. 53 (12): 1383-1387, 2005.
 45. Jian, H.; Huijun, L.; Zhixiong, Z.; Frank, B.; Laizhu, J.; Haigang, X.; Li, M. Microstructure and mechanical properties of friction stir welded 18Cr-2Mo ferritic stainless steel thick plate. *Materials & Design*. 63 (11): 238-246, 2014.
 46. Kim, S.; Kim, SY.; Lee, I.; Park, Y.; Shin, M.; Kim, Y. Effects of shielding gases on the microstructure and localized corrosion of tube-to-tube sheet welds of super austenitic stainless steel for seawater cooled condenser. *Corros. Science*. 53 (8): 2611-2618, 2011.
 47. Kimura, M.; Kusaka, M.; Seo, K.; Fuji, A. Observation of joining phenomena in friction stage and improving friction welding method, *JSME International Journal (Series A)* 46 (3): 384-390, 2003.
 48. Kimura, M.; Inoue, H.; Kusaka, M.; Kaizu, K.; Fuji, A. Analysis method of friction torque and weld interface temperature during friction process of steel friction welding. *Journal of Solid Mechanics and Materials Engineering*. 43 (3): 401-413, 2010.
 49. Kimura, M.; Fuji, A.; Shibata, S. Joint properties of friction welded joint between pure magnesium and pure aluminium with post-weld heat treatment. *Materials and Design*. 85 (10): 169-179, 2015.
 50. Kiran-Kumar, G.; Kishore, K.; Gopal-Krishna, P. Investigating the capabilities of medium duty lathe for friction welding. Department of Mechanical Engineering, Vasavi College of Engineering. Hyderabad, India, *Journal of Emerging Trends in Engineering and Applied Sciences (JETEAS)* 1 (1): 36-39, 2010.
 51. Koteswara, P.; Mohan, V.; Surya, N.; Krishna, G. Effect of speed on hardness in rotary friction welding process. *Internat. Journal of Materials Science*. 12 (4): 635-641, 2017.
 52. Kovacevic, R.; Chen, C. Finite element modeling of friction stir welding - thermal and thermomechanical analysis [J]. *International Journal of Machine Tools & Manufacture*. 43 (13): 1319-1326, 2003.
 53. Kumar, R.; Balasubramanian, M. Application of response surface methodology to optimize process parameters in friction welding of Ti-6Al-4V and SS 304L rods. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. 25 (5): 3625-3633, 2013.

54. Kumar, T.; Reddy, A. Finite Element Analysis of Friction Welding Process for 2024Al Alloy and AISI 1021 Steel. *International Journal of Science and Research (IJSR)*. 4 (5): 1679-1684, 2015.
55. Laufgang, S. *Aceros inoxidable, TERMO SOLDEX S.A tratamiento térmico de soldadura-prueba hidráulica de gasoductos*. 2003.
56. Legrá, R. *Caracterización de las microestructuras de una unión bimetálica aluminio - cobre mediante proceso de soldadura por fricción*. Tesis de Ingeniero Mecánico. Universidad de Moa, 2018.
57. León-Thomas, Y. *Microestructura y propiedades en la interfase de aceros inoxidable austeníticos formada por explosión*. Tesis de Ingeniero Mecánico. ISMMM, 2018.
58. Li, W.; Shi, S.; Wang, F.; Zhang, Z.; Ma, T.; Li, J. Numerical simulation of friction welding processes based on ABAQUS environment. *Journal of Engineering Science and Technology Review*. 5 (3): 10-19, 2012.
59. Liang, Z. Qin, G. Wang, L. Meng, X. and Li, F. Microstructural characterization and mechanical properties of dissimilar friction welding of 1060 aluminum to AZ31B magnesium alloy. *Materials Science and Engineering A*. 645 (214): 170-180, 2015.
60. Lindemann, H. Thermo-mechanical phenomena in the process of friction welding of corundum ceramics and aluminum, *Bulletin of the Polish Academy of Sciences Technical Sciences, Institute of Mechanics and Design-Warsaw University of Technology, Poland*. 54 (1), 2006.
61. Lindgren, L. Finite element modeling and simulation of welding. Part II: improved material modeling. *J. Therm Stress* 2001.
62. Lombard, H.; Hattingh, D.; Steuwer, A.; James, M. Effect of process parameters on the residual stresses in AA5083-H321 friction stir welds. *Materials Science and Engineering: A*. 501 (1-2): 119-124, 2009.
63. Lu, X.; Hassan, T. Residual Stresses in Butt and Socket Welded Joints. 8, 2001.
64. Maalekian, G. Friction welding - critical assessment of literature. *Science and Technology of Welding and Joining*. 12 (2): 738-759, 2007.
65. Maalekian, M.; Kozeschnik, E.; Brantner, H.; Ceriak, H. Comparative analysis of heat generation in friction welding of steelbars. *Acta Materialia*. 56 (12): 2843-2855, 2008a.
66. Maalekian, M. Thermal modeling of friction welding [J]. *Isij International*. 48 (10): 1429-1433, 2008b.

67. Madhusudan, G.; Srinivasa, R. Microstructure and mechanical properties of similar and dissimilar stainless steel electron beam and friction welds, *International Journal of advance manufacturing technology*. 45 (5): 875-888, 2009.
68. Martínez, A. *El Método de los Elementos Finitos en el Análisis Estructural*. Publicaciones de la E.T.S.I.A. Escuela Superior de Ingenieros Aeronáuticos, 1998.
69. Mathieu, A.; Mattei S.; Deschamps, A. Temperature control in laser brazing of a steel/aluminium assembly using thermographic measurements. *NDT & E International* 39 (4): 272-276, 2006.
70. Masoudi, N.; Farhangdoost, K.; Shariati, M. Numerical study on fatigue crack growth in railway wheel under the influence of residual stresses. *Engineering Failure Analysis*. 52 (3): 75-89, 2015.
71. Maxwell, J. *Theory of Heat*, Dover Publications, Inc., GB, 1871.
72. Melton, K.; Edington, J.; Kallend, J.; Cutler, C. *Acta Metall.*, 22, p.165, 1974.
73. Méndez, M. Efecto de la velocidad de rotación en la cantidad de la unión de la soldadura por fricción en una aleación de Aluminio AA 6063. Trabajo de Ingeniería Metalúrgica. Barquisimeto, Venezuela. 2011.
74. Mercan, S.; Aydin, S.; Ozdemir, N. Effect of welding parameters on the fatigue properties of dissimilar AISI 2205-AISI 1020 joined by friction welding. *International Journal of Fatigue*. 81 (12): 78-90, 2015.
75. Midling, O.; Grong, O. *Acta Metallurgica Materialia*, 42 (5): 1611-1622, 1994.
76. Mishra, A.; Richard, V.; Gregori, F.; Asaro, R. J.; Meyers, M. Microstructural evolution in copper processed by severe plastic deformation. *Materials: Properties, Microstructure and Processing*, A410-A411 290-298, 2005a.
77. Mishra, R.; Ma, Z. Friction stir welding and processing. A Review journal, *Materials Science and Engineering R*. 50 (5): 1-78, 2005.
78. Mishra, R.; De, P.; Kumar, N. Friction stir processing. In *Friction Stir Welding and Processing* (pp. 259-296). Springer International Publishing. 2014.
79. Mohammed, A.; Kulkarni, A.; Sathiya, P.; Sunkulp, G. The impact of heat input on the strength, toughness, microhardness, microstructure and corrosion aspects of friction welded duplex stainless steel joints. *Journal of Manufactur Processes*. 18 (3): 92-106, 2015.
80. Montgomery, D. *Design and analysis of experiments*. Fifth edition, John Wiley & Sons, New York, 2013.
81. Moseley, S. The role of FE simulation in the optimization of hard metal rotary percussive drill bits and cold forming tools. *Int J Refract Met Hard Mater*, 2014.

82. Moon, J.; Ha, H.; Lee, T. Corrosion behavior in high heat input welded heat-affected zone of Ni-free high-nitrogen Fe-18Cr-10Mn-N austenitic stainless steel. *Materials Characterization*. 82 (0): 113-119, 2013.
83. Mumin, S. Joining of stainless steel and copper materials with friction welding. *Industrial Lubrication and Tribology*. 61 (6): 319-324, 2009a.
84. Mumin, S. *Industrial Lubrication and Tribology*, 61 (6): 319-324, 2009b.
85. Mumin, S.; Cil, E.; Misirli, C. *Journal of Materials Engineering & Performance*. 22 (3): 840-847, 2013.
86. Mumin, S. Optimizing the parameters for friction welding stainless steel to copper Parts. *Materiali in tehnologije / Materials and technology*. 50 (1): 109-115, 2016.
87. Mumin, S.; Cenk, M.; Selcuk, S. Friction weld of AISI 304 stainless steel and pure copper materials. *International Scientific Conference*. 17-18 November, GABROVO. 2017.
88. Murti, K.; Sunderesan, S. Structure and properties of friction welds between high-speed steel and medium carbon steel for bimetal tools. *Mater Sci Technol*. 2 (1): 865-870, 1986.
89. Nandan, R.; Roy, G.; Lienert, T.; Debroy, T. Three-dimensional heat and material flow during friction stir welding of mild steel [J]. *Acta Materialia*. 55 (3): 883-895, 2007.
90. Ned, W. Corrosion of copper and copper alloys. *ASM, Metals Handbook*. "Corrosion". 13 (noventa edición): 1507, 1512-1515, 1992.
91. Nicholas, E. Friction processing technologies. *Welding in the World*. 47(11-12): 2-9, 2003.
92. O' Brien, R. *Manual de Soldadura*. Tomo III. American Welding Society/. 8ª Edición. Naucalpan de Juárez: México. 1996.
93. Oosterkamp, A.; Oosterkamp, L.; Nordeide, A. Kissing bond phenomena in solid-state welds of aluminum alloys. *Welding Journal (Miami Fda)*. 83 (8): 225-S, 2004.
94. Ostle, B. *Estadística Aplicada*. Limusa - Wiley, México, 1975, Cap. 10.
95. Ozdemir, N. Investigation of mechanical properties of friction welded joints between AISI 304 L and AISI 4340 steel as a function of rotational speed [J]. *Materials Letters*. 59 (3): 2504-2509, 2005.
96. Paventhan, P. R.; Lakshminarayanan, V. Balasubramanian, Prediction and optimization of friction welding parameters for joining aluminium alloy and stainless steel. *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, 21, 1480-1485, 2011.
97. Peel, M.; Steuwer, A.; Preuss, M.; Withers, P. Microstructure, mechanical properties and residual stresses as a function of welding speed in aluminum AA5083 friction stir welds. *Acta Materialia*. 51 (16): 4791-4801, 2003.

98. Peel, M.; Steuwer, A.; Withers, P. Dissimilar friction stir welds in AA5083-AA6082. Part I: process parameter effects on thermal history and weld properties. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 37 (7): 2183-2193, 2006.
99. Pozo, J.; García, J.; Ramos, F.; García, Y.; Cruz, A.; Días, E.; Duffus, A. Metodología de modelación mediante ANSYS de la historia térmica, tensiones y deformaciones de soldadura. *Rev. Fa. Ing. Univ. C. Venezuela*. 24 (2), 2009.
100. Quintana, K. Evaluación de la soldadura por fricción-agitación de punto de la aleación de aluminio AA 6063 - T5. *El hombre y la máquina* No. 39, mayo - agosto de 2012. Disponible en la World Wide Web en: [http://ingenieria.uao.edu.co/hombreymaquina/revistas/39%252020122/Evaluacion soldadura.pdf](http://ingenieria.uao.edu.co/hombreymaquina/revistas/39%252020122/Evaluacion%20soldadura.pdf).
101. Radosław, W.; Mieczysław, K. Friction welding of ductile iron with stainless steel. *Journal of Materials Processing Technology*. 213 (3): 453-462, 2013.
102. Rai, R. De A, Bhadeshia, H.; DebRoy, T. Review: friction stir welding tools. *Science and Technology of Welding Joining*. 16 (4): 325-342, 2011.
103. Rao, A.; Kumar, R.; Mohandas, T.; Reddy, G. Some critical issues in the finite element analysis of friction welding. *Metals Materials and Processes*. 19 (1-4): 127-136, 2007.
104. Ratković, N.; Nikolić, R.; Samardžić, I. Structural, chemical and deformation changes in friction welded joint of dissimilar steels, *Metalurgija*. 53 (4): 513-516, 2014.
105. Ren, S.; Ma, Z.; Chen, L. Effect of welding parameters on tensile properties and fracture behavior of friction stir welded Al-Mg-Si alloy. *Scripta Materialia* 56: 69-72, 2007.
106. Ridley, N.; Wang, Z.; Lorimer, G. Proc. Int. Conf. on Super plasticity of Advanced Materials, Ed. by Materials Science Forum, Bangalore, India. 243-245: 669, 1997.
107. Rich, T.; Roberts, R., Thermal analysis for basic friction welding. *Metal Construction and British Welding Journal*, March, pp. 93- 98, 1971.
108. Rincón, J. Diseño de una estructura de costos por procesos para la empresa metalmecánica Preformados de Línea C.A. Memorias de evento, VIII CIAEC. Pontificia Universidad Católica del Perú. 2012.
109. Roa, M.; Garzón, D. Introducción al modelamiento por elementos finitos con ANSYS. Facultad Ingeniería, Universidad Nacional de Colombia. 2002.
110. Roberge, P. Corrosion engineering principles and practice, Seawater. New York, NY: McGraw-Hill; 2008: p 276-277.
111. Romero, A. Comportamiento microestructural de una unión disímil realizada por proceso de soldadura de rotación continua. Tesis de Ingeniero Mecánico. ISMMM, 2017.

- 112.Sahin, A.; Yibas, B.; Ahmed, M.; Nickel, J. Analysis of the friction welding process in relation to the welding of copper and steel bars. *Journal of Materials Processing Technology*. 82 (1/3): 127-136, 1998.
- 113.Sammaiah, P.; Arjula Suresh, G.; Tagore, R. Mechanical properties of friction welded 6063 aluminum alloy and austenitic stainless steel, *J Mater Sci*. 45 (5): 5512-552, 2010.
- 114.Sánchez, D.; Pérez J.; Martín. A. Análisis de tensiones en piezas mecánicas de geometría cilíndrica utilizando el método de los elementos finitos. 136-174, 2011.
- 115.Sathiya, P.; Aravindan, S.; Noorul Hag, A. Mechanical and metallurgical properties of friction welded AISI 304 austenitic stainless steel [J]. *Int J Advance Manufacture Technology*, 26 (11): 505-511, 2005.
- 116.Sathiya, P.; Aravindan, S.; Nooral Haq, A. Optimization for friction welding parameters with multiple performance characteristics, *Int. J. Mech Mater Des*. 3(1): 309-318, 2006.
- 117.Sarache, L., Diseño de experimentos y análisis multifactorial aplicado a la industria. Facultad de Ingeniería, *Revista Ingeniería Industrial*. 4 (5): 585-590. 2004.
- 118.Schmicker, D.; Persson, P.; Strackeljan, J. Implicit geometry meshing for the simulation of rotary friction welding, *journal of computational physics* 270, pp. 478 -489, 2014.
- 119.Schmicker, D.; Naumenko, K.; Strackeljan, J. A holistic approach on the simulation of rotary-friction-welding, 2017.
- 120.Schneider, J.; Nunes, A. Jr. Characterization of plastic flow and resulting microtextures in a friction stir weld, *Metall. Mater. Trans B*. 35(14): 777-783, 2004.
- 121.Schneider, J.; Beshears, R.; Nunes, A. Interfacial sticking and slipping in the friction stir welding process FSW. *Materials Science and Engineering A*. 435 (234): 297-304, 2006.
- 122.Sejc, P.; Bielak, R.; Svec, P. Computer simulation of heat affected zone during MIG brazing of zinc - coated steel sheets. *Kovove Materialy-Metallic Materials* 44 (4): 225-234, 2006.
- 123.Seok, J. Characterization of bainitic microstructures in low carbon HSLA steels, *International Journal of Modern Physics B*. 22 (31): 5965-5970, 2008.
- 124.Seshagirirao, B.; Sivaramakrishna, V.; Saikrishnaprasad, G. Experimental investigation of rotary friction welding parameters of aluminum (H-30) and mild steel (AISI-1040). *International Journal of Innovative Research in Science, Engineering and Technology*. 4 (5): 2920 - 2925, 2015.
- 125.Seong-yeon, K.; Seung-boo, J.; Chang-chaе, S.; Yun-mo, Y.; Dae-up, K. Mechanical properties of copper to titanium joined by friction welding. *Journal of Materials Science*, 38 (3): 1281-1287, 2003.

126. Shafer, J. Soldadura por fricción (*Friction Stir Welding*). 2014. 24 p. Disponible en la World Wide Web en: http://biblio3.url.edu.gt/Libros/2013/pro_ma/19.pdf
127. Shanjeevi, C.; Satish-Kumar. S.; Sathiya. P. Evaluation of mechanical and metallurgical properties of dissimilar materials by friction welding. *Procedia Engineering*. 64 (12): 1514-1523, 2013.
128. Shanjeevi, C.; Jeswin. J.; Arputhabalan, R.; Dutta, D.; Pradeep, S. Investigation on the effect of friction welding parameters on impact strength in dissimilar joints. *Materials Science and Engineering*, 197 (100): 3-7, 2017.
129. Siddique, M. Experimental and finite element investigation of residual stresses and distortions in welded pipe-flange joints. Ghulam Ishaq Khan Institute of Engineering Science and Technology. 2005.
130. Sluzalec, A. Thermal effects in friction welding. *International Journal of Mechanical Science* 32 (6): 467-478, 1988.
131. Sluzalec, A.; Sluzalec, A. *International Journal of Heat and Mass Transfer*. 36 (6): 1583-1587, 1993.
132. Song, M.; Guan, K. Failure analysis of a weld-decayed austenitic stainless steel. *Engineering Failure Analysis*, 18 (6): 1613-1618, 2011.
133. Sriram, R.; Ramadoss. R. A study on mechanical and metallurgical properties of friction welded dissimilar materials. *International Journal for Research in Applied Science & Engineering Technology (IJRASET)*. 3 (11): 32-38, 2015.
134. Sturla, A.; Castellano, E., *Metalografía microscópica: guía práctica de metalografía microscópica y macrografía*. Buenos Aires: Alsina. 1951. 278 pp.
135. Suárez-Torres, L.; Correa, O.; Machado, Y.; Fernández-Columbié, T.; Sánchez, E. Efecto de la torsión en muestras de acero AISI 1045 deformado por rodadura. *Ciencia & Futuro*. 8 (3): 59-72, 2018.
136. Subhash-Chander, G.; Madhusudhan-Reddy, G.; Venugopal-Rao, A. Influence of rotational speed on microstructure and mechanical properties of dissimilar metal AISI 304 - AISI 4140 continuous drive friction welds. *Journal of Iron and Steel Research, International*, 19 (10): 64-73, 2012.
137. Suga, Y.; Ozawa, J.; Miyakawa, S.; Ogawa, K. Estimation of temperature distribution in friction weld of carbon steel by finite element method, *Journal of the Japan Friction Welding Association*. 5 (2): 43-50, 1995.

138. Suppachai, C.; Chaiyoot, M.; Muhamad, T. Rotary friction welding of dissimilar joints between SSM356 and SSM6061 Aluminum Alloys Produced by GISS. *Engineering Journal*. 21 (1): 181-191, 2017.
139. Tomoyuki, U.; Shigeharu, U.; Tatsuyoshi, N.; Masayuki, F. Properties of friction welds between 9Cr-ODS martensitic and ferritic-martensitic steels. *Journal of Nuclear Materials*, 367-370, 1213-1217, 2007.
140. Tufaro, L.; Svoboda, H. Efecto del procedimiento de soldadura por fricción-agitación sobre las propiedades mecánicas en uniones de aleación de aluminio termoenvajecible. San Martín, Buenos Aires, Argentina. 2014. Disponible e la World Wide Web en: <http://www.inti.gob.ar/tecnointi/CD/info/pdf/530.pdf>.
141. Tra, T.; Seino, M.; Sakaguchi, M.; Okazaki, M. Fatigue crack propagation behavior relevant to inhomogeneous microstructure of friction stir welding AA6063-T5. *Journal of Solid Mechanics and Materials Engineering*. 4 (6): 840-848, 2010.
142. Uday, M.; Ahmad-Fauzi, M.; Zuhailawati, H.; Ismail, A. Evaluation of interfacial bonding in dissimilar materials of YSZ-alumina composites to 6061 aluminium alloy using friction welding. *Materials Science and Engineering A*. 528 (124): 1348-1359, 2011.
143. Uday, M.; Ahmad-Fauzi, M. Joint properties of friction welded 6061 aluminum alloy/YSZ-alumina composite at low rotational speed. *Materials and Design*. 59 (13): 76-84, 2014.
144. Uzkut, M.; Ünlü.; B.; Yilmaz, S.; Akdağ, M. Friction welding and its applications in today's world. In: 2nd International Symposium on Sustainable Development, June 8-9 (2010), Sarajevo.
145. Velandia, J. Determinación del efecto de la fuerza axial en la resistencia mecánica de soldaduras por fricción agitación (SFA); Tesis de Grado; Universidad del Valle; 2009.
146. Vill, V. Friction welding of metals. Translated from Russian by AWS. February 1962.
147. Vinas, G.; Dauda, T.; Moyes, N. Finite element analysis of residual stresses in a setter box excavation repair weld for Chapel cross Power Station. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*. 82 (11): 270-278, 2005.
148. Vucetich, D. Soldadura por fricción y agitación de placas de aluminio 5086. Laboratorio de Investigaciones de Metalurgias Físicas (LIMF). Universidad Nacional de La Plata. Segundas Jornadas de Investigación y Transferencia. 2013. Disponible en la World Wide Web en: <http://sedici.unlp.edu.ar/handle/10915/38232>.
149. Wang, X.; Lu, F.; Wang, H.; Cui, H.; Tang, X.; Wu, Y. Mechanical constraint intensity effects on solidification cracking during laser welding of aluminum alloys. *Journal of Materials Processing Technology*. 218 (26): 62-70, 2015.

150. Workman, G.; Nicholas, E. Friction welding aluminium and its alloys to various materials, *Met. Mater.* 2 (3): 138-140, 1986.
151. Yokoyama, T. Ogawa, K. Impact tensile properties of 6061 aluminum alloy to SUS 304 SS friction-welded butt joints. *Welding International.* 17 (7): 514-523, 2003.
152. Yoon, H.; Kong, Y.; Kim, S.; Kohyama, A. Mechanical properties of friction welds of RAFs (JLF-1) to SUS 304 steels as measured by the acoustic emission technique [J]. *Fusion Engineering and Design.* 81 (11): 945-950, 2006.
153. Xiong, J. Li, J.; Wei, Y.; Zhang, F.; Huang, W. An analytical model of steady-state continuous drive friction welding. *Acta Mater.* 61 (7): 1662-1675, 2013.
154. Zhang, W., Elmer, J.; DebRoy T. Integrated modelling of thermal cycles, austenite formation, grain growth and decomposition in the heat affected zone of carbon steel, *Science and Technology of Welding and Joining.* 10 (5): 574-582, 2005.
155. Zareie-Rajani, H.; Torkamani, H.; Sharbati, M.; Raygan, S. Corrosion resistance improvement in Gas Tungsten Arc Welded 316L stainless steel joints through controlled preheat treatment. *Materials & Design,* 34 (0): 51 -57, 2012.
156. Zimmer, S.; Langlois, L.; Laye, J.; Bigot, R. Experimental investigation of the influence of the FSW plunge processing parameters on the maximum generated force and torque. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology.* 47 (1-4): 201-215, 2010.
157. Zhou, L.; Liu, H.; Liu, Q. Effect of process parameters on stir zone microstructure in Ti-6Al-4V friction stir welds. *Journal of Materials Science.* 45 (1): 39-45, 2010.
158. Zhu, X., Chao, Y. Effects of temperature dependent material properties on welding simulation. *Computers and Structures.* 80 (10): 967-976, 2002.