



MINISTERIO DE LA EDUCACIÓN SUPERIOR
INSTITUTO SUPERIOR MINERO METALÚRGICO DE MOA
FACULTAD: METALURGIA – ELECTROMECAÁNICA
DEPARTAMENTO METALURGIA-QUÍMICA

TRABAJO DE DIPLOMA

Determinación de una unión disímil mediante soldadura por fricción radial de las aleaciones 1045 y 316L.

Autor: Henrique Mario Sapalo Kangonjo

Moa, 2018 – 2019

DECLARACION DE AUTORIDAD

Yo Henrique Mario Sapalo Kangonjo autor de este trabajo de diploma titulado: **Determinación de una unión disímil mediante soldadura por fricción radial de las aleaciones 1045 y 316L**. Certifico su propiedad intelectual a favor del Instituto Superior Minero Metalúrgico de Moa “Dr. Antonio Núñez Jiménez”, el cual podrá hacer uso del mismo con la finalidad que estime conveniente.

Henrique Mario Sapalo Kangonjo

Ms. C. Marlo Leyva Tarafa

Ing. Yumaiby Galindo Medina

Pensamiento

Nada puede detener a un hombre que posee la actitud mental correcta para lograr su meta. Nada en la tierra puede ayudar al hombre que posea una actitud mental equivocada.

W. W. Ziege

El camino hacia el éxito no debe ser recorrido con botas de siete leguas. Paso por paso, poco a poco, pedazo por pedazo, ese es el camino a la prosperidad, ese es el camino a la sabiduría, ese es el camino a la gloria.

Charles Buxton

AGRADECIMIENTOS

Agradezco a Dios, ante todo, por darme las fuerzas necesarias para lograr que todo este trabajo cumpliera su fin.

A mi madre Maria Domingas Sapalo y mi padre Mario Cesar Kangonjo, que han puesto todo su amor para ayudarme a alcanzar lo que más deseo.

A mi familia (hermanos, primos,tios) por la dedicación y el cariño que me han dado toda la vida.

A mis tutores el Mr.C Marlo Leyva Tarafa y Ing. Yumaiby Galindo Medina por guiarme en la realización de este trabajo, gracias a su esfuerzo y dedicación este trabajo salió adelante, siempre al tanto de todo, con su revisión y sin frontera de tiempo.

A mi novia Lisset Cordoba Harmant, a quien amo incondicionalmente, agradezco su dedicación y paciencia de esperar a que me formara como profesional, a su familia por el cariño y la hospitalidad que me han brindado .

Al profesor Tomás Hernaldo Fernández Columbié, y al especialista en el laboratorio de la EMNI, Yoel Ochoa McIntosh, quienes me brindaron su apoyo de manera desinteresada y extendieron sus manos y parte de su tiempo.

A mis amistades y compañeros de aula, que han contribuido a que alcanzara esta meta. Gracias a la Revolución, al INAGBE, a colectivo de profesores de la universidad especialmente al departamento de metalurgia.

A todos muchas gracias

DEDICATORIA

A mis padres, por su amor incondicional, paciencia, por su cariño, comprensión y apoyo sin medida. Por haberme guiado sobre el camino de la verdad y que me permiten saber que todo se puede lograr por muy difícil que parezca, siempre han sido mi motor impulsor para seguir hasta el final en la batalla por mi superación profesional. Todo mi trabajo va dedicado a ustedes con mucho amor y respeto.

A mis hermanos porque su amor, optimismo, buen humor, su apoyo y sus palabras de aliento han sido vitales durante toda mi formación como profesional, que tomen esto como un ejemplo y se esfuercen cada día más y logren alcanzar las metas que se propongan en la vida.

A mis familiares y amigos que me apoyaron en los momentos de mi vida en que más lo necesitaba y que siempre creyeron en mí.

ÍNDICE

INTRODUCCIÓN	1
CAPÍTULO I. MARCO TEÓRICO. ANTECEDENTES INVESTIGATIVOS	4
1.1. INTRODUCCIÓN	4
1.2. Definición de los aceros inoxidables	4
1.3. Característica del acero inoxidable	5
1.3.1. Clasificación de los aceros inoxidable	5
1.3.2. Elementos aleantes en el acero inoxidable.....	8
1.4. Aceros al carbono	13
1.4.1. Clasificación de aceros al carbono	13
1.4.2. Soldabilidad de aceros al carbono.....	14
1.4.3. Zona afectada térmicamente en los aceros al carbono	15
1.5. Soldadura por fricción	17
1.5.2. Antecedentes	18
1.5.1.1. Tipos de soldadura por fricción.....	21
1.5.3. Representación gráfica de la soldadura por fricción.....	22
1.5.4. Característica de la soldadura por fricción radial.....	23
CAPITULO 2: MATERIALES Y MÉTODO	27
2.1. Introducción	27
2.2. Propiedades generales del acero AISI 1045	27
2.2.1. Composición química de las aleaciones	28
2.3. Propiedades generales del acero AISI 316	29
2.3.1. Composición química del acero AISI 316L.....	31
2.4. Caracterización de la unión	31
2.4.1. Variables operativas utilizadas para el proceso de unión	32
2.4.2. Relaciones entre las variables	34
2.4.3. Características entre las variables del proceso	35
2.4.4. Medición de temperatura	35
2.5. Preparación metalográfica de la probeta	36
2.5.1. Operación de desbaste y pulido	37
2.5.2. Ataque químico de las muestras	37
2.5.3. Elaboración mecánica de la probeta	38
2.5.4. Encapsulado de las muestras resina epoxi ROYAPOX – 5050	39

2.5.5. Propiedades de la resina epoxi ROYAPOX – 5050.....	39
2.5.6. Ensayo de dureza en las diferentes zonas.....	39
2.6. Microestructura patrón de las aleaciones.....	40
2.6.1. Microscopio óptico para el análisis de imágenes.....	41
2.7. Procedimiento metodológico para el proceso de soldadura.....	42
2.7.1. Cálculo de la fuerza de calentamiento	42
2.7.2. Cálculo del área de contacto o de soldadura	42
2.7.3 Cálculo de la fuerza de contacto	43
2.7.4. Cálculo de la distribución de la temperatura en la junta soldada.....	43
2.7.5. Cálculo del carbono equivalente	44
2.8. Conclusiones del capítulo 2	45
CAPÍTULO 3. ANÁLISIS DE LOS RESULTADOS.....	46
3.1. Introducción.....	46
3.2. Análisis de la composición química.....	46
3.3. Análisis de la metodología de cálculo	47
3.4. Análisis de la microestructura de la ZTMA para 1 680 rev/min	49
3.4.1 Análisis de la microestructura de la ZTA del lado del acero AISI 1045.....	50
3.4.2. Análisis de la microestructura de la ZTA del lado del acero AISI 316.....	51
3.4.3. Análisis de la microestructura de la ZTMA para 1 200 rev/min	52
3.4.4. Análisis de la microestructura de la ZTA del lado del acero AISI 1045.....	53
3.4.5. Análisis de la microestructura de la ZTA del lado del acero AISI 316L.....	54
3.5. Comportamiento de las fases presentes	56
3.5.1. Análisis de los parámetros de soldadura.....	57
3.6. Análisis de la dureza en las diferentes zonas.....	59
3.7. Valoración económica.....	60
3.8. Impacto al medio ambiente	62
3.8.1. Riesgos asociados a la soldadura por fricción radial o rotativa	63
3.9. Conclusiones del capítulo 3	64
CONCLUSIONES GENERALES.....	65
RECOMENDACIONES	66
REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS	67
Bibliografía.....	67

Resumen

El trabajo tiene como objetivo establecer el comportamiento microestructural y la dureza, así como la temperatura de fricción y de forja de una unión de tubería disímil entre el AISI 1045 – AISI 316L realizado por el proceso de soldadura por fricción rotativa o de torque. La unión se realizó en un torno C 11 MT, con número de revoluciones de 1200 y 1680 rev/min, presión de 31 y 60 MPa. Para la observación metalográfica se encapsularon las muestras con resina epoxi ROYAPOX. Para la medición de la temperatura se empleó un pirómetro digital Minolta/ Land/Ciclops. El análisis de las microestructuras en las diferentes zonas, la termomecánicamente afectada y la térmica afectada, se pudo determinar que existe la presencia de la ferrita dendrítica y la austenita, que caracteriza la unión como solidificación del tipo Ferrita - Austenita (FA). Se compara la unión por fricción con una realizada por arco eléctrico, donde la soldadura por fricción ofrece mejores propiedades metalúrgicas en las zonas de soldadura. Por última se realiza la valoración económica y las incidencias en el medio ambiente.

Abstract

This paper has as objective to establish the behaviour microstructure and the hardness, as well as the temperature of friction and of forge of an union of pipe dissimilar among the AISI 1045 - AISI 316L carried out by the welding process by revolving friction or of torque. The union was carried out in a lathe C 11 MT, with number of revolutions of 1200 and 1680rev/min and pressure of 31 and 60 MPa. For the observation metallographic the samples were encapsulated with resin epoxy ROYAPOX. For the mensuration of the temperature a digital pyrometer Minolta was used / Land/Ciclops. The analysis of the microestructuras in the different areas, the affected heater mechanically and the thermal one affected, you could determine that the presence of the ferrite dendrite and the austenita that it characterizes the union like solidification of the type Ferrite - Austenita (FA). The union is compared by friction with one carried out by electric arch, where the welding for friction offers better properties metallurgy in the welding areas. For last he is carried out the economic valuation and the incidences in the environment.

INTRODUCCIÓN

La soldadura por fricción es un proceso de unión de materiales similares y disímiles, que ha tenido un gran desarrollo y auge en la industria aeroespacial, automotriz, marina y militar entre otras.

En la actualidad existe una gran variedad de procesos especiales de soldadura, algunos de éstos aún son experimentales, y/o variaciones de procesos existentes y otros son la evolución de anteriores procesos. 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 proceso de unión por fricción es en estado sólido, el cual puede ser implementado en la unión de piezas y/o elementos metálicos o de polímeros sin llegar a su punto de fusión. Este proceso ha permitido el desarrollo de nuevas aplicaciones importantes en ingeniería, en el diseño de elementos mecánicos y en los procesos de fabricación que han causado un impacto importante en la producción de grandes volúmenes.

Este proceso permite la soldadura de metales como el aluminio, magnesio, cobre y acero entre otros, incluyendo aleaciones consideradas de difícil soldabilidad por procesos convencionales por fusión, sin olvidar las aplicaciones en los polímeros.

La soldadura por fricción se presenta en muchas formas, teniendo todo el mismo principio básico, se genera el calor por acción mecánica con el frotamiento de pieza con pieza.

En la actualidad la industria busca contemplar aplicaciones con diversos materiales, debido a la necesidad de cuidar el medio ambiente y reducir costos de producción, pero la dificultad por unirlos ha sido un limitante por las inestabilidades metalúrgicas que ocurren en la estructura metalográfica originadas por permanencias a altas temperaturas.

La soldadura por fricción a menudo puede ser la opción más adecuada para unir materiales con la misma composición molecular sin utilizar material de aporte, ya que al juntar dos piezas mediante la aplicación de presión se logra la interacción de moléculas de las mismas, entrelazándose entre sí, consiguiendo que la unión tenga casi las mismas propiedades del material original, es por ello que este tipo de soldadura es considerado como un método ideal para la unión de materiales.

Situación problémica

En la literatura no se encuentra especificado cuales son las propiedades mecánicas, que se obtienen al realizar una unión disímil mediante la soldadura por fricción radial en los materiales acero AISI 1045 y el acero 316L que se puedan comparar con la matriz del material base.

Problema

¿Es posible soldar aleaciones 1045 y 316L mediante el proceso de soldadura por fricción radial o de torque, donde se puedan mantener las propiedades mecánicas y la integralidad de la metalurgia física y compararlas con la matriz del material base?

Objeto de estudio

Unión disímil mediante soldadura por fricción radial de las aleaciones 1045 y 316L.

Objetivo

Determinar la variación microestructura, la dureza y la zona mecánicamente afectada durante el proceso de soldadura por fricción radial de la aleación 1045 y 316 con la fundamentación para la determinación de las propiedades mecánicas y los parámetros de la metalurgia física de esa unión disímil.

Objetivos específicos

1. Determinar la influencia de la velocidad de rotación, velocidad de penetración y temperatura de forja de la aleación 1045 y 316L.
2. Determinar las diferentes variaciones microestructurales en la soldadura por fricción radial en las diferentes zonas y la dureza obtenida luego del proceso.
3. Valorar económica y medioambiental del proceso de soldadura por fricción radial.

Campo de acción

Análisis microestructural, dureza y la zona de influencia térmica de la unión soldada por fricción radial de la aleación 1045 y 316L

Hipótesis

Si se analiza el comportamiento microestructural, la dureza y la zona de influencia térmica de la unión soldada de la aleación 1045 y 316L, mediante el proceso de soldadura por

fricción radial, teniendo en cuenta todos los parámetros influyentes, tales como velocidad de rotación, temperatura de fusión y presión de forja, se podrá conocer si la misma posee buena continuidad metalúrgica.

Tareas

1. Establecimiento del estado del arte relacionado con la unión soldada de la aleación 1045 y 316L mediante soldadura por fricción radial.
2. Planificación y realización de experimentos.
3. Caracterización microestructural resultante en la junta o unión soldada.
4. Análisis de los parámetros para obtener una unión aceptable en la soldadura de las aleaciones en prueba.

CAPÍTULO I

**MARCO TEÓRICO, ANTECEDENTES
INVESTIGATIVOS**

CAPÍTULO I. MARCO TEÓRICO. ANTECEDENTES INVESTIGATIVOS

1.1. INTRODUCCIÓN

Las uniones disímiles entre aceros inoxidable y acero al carbono realizado por soldadura por fricción radial o rotativa no han sido exhaustivamente estudiadas en comparación con las uniones soldadas por arco eléctrico, donde se han establecido los efectos de los ciclos térmicos del proceso de soldadura sobre las transformaciones de fase. En las uniones soldadas disímiles por fusión, el efecto del calor aportado y los ciclos térmicos del proceso de soldadura, pueden modificar las transformaciones de fase conocidas, generando cambios microestructurales característicos.

Por tal razón es 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 acero inoxidable y acero al carbono mediante soldadura por fricción radial.

1.2. Definición de los aceros inoxidables

La mayoría de los metales se oxidan, por ejemplo, la plata se pone negra, el aluminio cambia a blanco, el cobre cambia a verde y ordinariamente el acero cambia a rojo. En el caso de acero, el hierro presente se combina con el oxígeno del aire para formar óxidos de hierro o “herrumbre”.

A principios del siglo XX algunos metalurgistas descubrieron que adicionando poco más de 10% de cromo al acero, éste no presentaba herrumbre bajo condiciones normales; la razón de ello es que el cromo suele unirse primeramente con el oxígeno del aire para formar una delgada película transparente de óxido de cromo sobre la superficie del acero y excluye la oxidación adicional del acero inoxidable. Esta película se llama capa pasiva. En el caso de que ocurra daño mecánico o químico, esta película es auto reparable en presencia de oxígeno. El acero inoxidable es esencialmente un acero de bajo carbono, el cual contiene como mínimo un aproximado 10,5% de cromo en peso, lo que le hace un material resistente a la corrosión. (Laufgang, 2003)

1.3. Característica del acero inoxidable

Los aceros inoxidables se seleccionan en función de su resistencia a la corrosión. Todos los aceros inoxidables contienen un mínimo de aproximadamente 11% en cromo, lo que permite la formación de una delgada capa superficial de óxido de cromo (Cr_2O_3) cuando el acero queda expuesto al oxígeno, esta película es extremadamente delgada (2 a 5×10^{-7} mm) y se encuentra aún en los aceros inoxidables con acabado espejo. El cromo es un metal reactivo y se combina con el oxígeno del aire o en cualquier otra condición oxidante para formar una película sobre el acero inoxidable que lo aísla del medio agresivo. Se cree, aunque no por todos los investigadores, que la resistencia a la corrosión de los aceros inoxidables es el resultado de la presencia de esta fina, densa (no porosa), continua, insoluble, adherente, tenaz, autoregenerante e impermeable capa de óxido hidratado de cromo en la superficie de estos aceros que impide, una vez formada ésta, el contacto del acero con el medio oxidante. (Laufgang, 2003)

A esta situación se la denomina pasivación y la película formada es inerte frente a las condiciones oxidantes de la atmósfera terrestre. El rango de condiciones bajo las cuales un acero inoxidable desarrolla pasivación puede ser amplio o reducido, la pasividad puede ser destruida por pequeños cambios de las condiciones. En condiciones favorables a la pasivación el metal adquiere potenciales de disolución cercanos al de los metales nobles. Cuando la pasividad se destruye el potencial se acerca al del hierro.

Hay un número importante de distintos aceros inoxidables. Su resistencia a la corrosión, soldabilidad, propiedades mecánicas y costo, varía en un rango muy amplio, por esa razón es importante especificar el acero inoxidable más apropiado para una dada aplicación. El costo se eleva entre 5 y 10 veces el de un acero al carbono.

Pueden estar aleados, además, con Cu, Al, Si, Ni, Mo, Nb, Ti, que también aumentan su resistencia a la corrosión, directa o indirectamente, en condiciones específicas. Algunos aceros se auto templean, otros no toman temple, resisten las altas temperaturas, se mecanizan con facilidad, tienen capacidad de deformarse plásticamente o son soldables. (Laufgang, 2003)

1.3.1. Clasificación de los aceros inoxidable

Existen varias clases de aceros inoxidables en función de la estructura cristalina y del mecanismo de endurecimiento. Puesto que la microestructura tiene una influencia decisiva

en las propiedades, los aceros inoxidable son divididos en categorías en función de su microestructura a temperatura ambiente, estos son:

- Aceros inoxidable austenítico.
- Aceros inoxidable ferríticos.
- Aceros inoxidable martensíticos.
- Aceros inoxidable dúplex.
- Aceros inoxidable endurecibles por precipitación.

1.3.1.1. Aceros inoxidable austeníticos

Los aceros inoxidable austeníticos son del tipo más ampliamente utilizados y tienen una microestructura completamente austenítica a temperatura ambiente, esto le da una excelente ductilidad, y resisten a un amplio rango a temperaturas de servicio, propiedades no magnéticas y buena soldabilidad lo que resulta una ventaja para muchas aplicaciones. La gama de aplicaciones de acero inoxidable austenítico incluye aparatos domésticos, contenedores, buques y tuberías industriales, de arquitectura, fachadas y estructuras.

Contienen de 15 a 28% de cromo y en general de 6 a 26% de níquel, dependiendo del grado específico pueden contener nitrógeno, titanio niobio y molibdeno. El contenido de carbono por lo general es menor de 0,15%. Estos son los aceros inoxidable el cromo-níquel (tipo 3XX) y al cromo-níquel-manganeso (tipo 2XX) que resultan austeníticos (Donald, 2004).

Los elementos que promueven la formación de austenita, el mayor notablemente el níquel, es agregado a esos aceros en cantidades grandes (generalmente sobre 8% en peso) otros elementos generadores de la austenita son C, N y Cu. El carbono es agregado para mejorar resistencia (resistencia a la fluencia creep). El nitrógeno es agregado en algunas aleaciones para mejorar resistencia, principalmente a temperatura ambiente y criogénica. Son más caros que los martensíticos y grados ferríticos de medio y bajo cromo, debido al más alto contenido de aleantes que tienen esos aceros. A pesar del costo del acero, ofrecen ventajas distintas de ingeniería, particularmente con respecto a la formabilidad y la soldabilidad, que frecuentemente reduce el costo total comparado a otros grupos de aceros inoxidable. Aunque hay una amplia variedad de aceros inoxidable austeníticos, las aleaciones de la serie 300 son los más antiguos y los más comúnmente utilizados. La mayoría de estas aleaciones son basadas en un sistema 18Cr-8Ni, con la adición de

elementos aleantes o modificaciones para proporcionar características únicas. El tipo 304 es el fundador de esta serie de aleaciones junto con el acero inoxidable 304 L.

Los aceros inoxidables austeníticos son usados en un amplio rango de aplicaciones, incluyendo contención y soporte estructural, usos arquitectónicos, utensilios de cocina y herramientas médicas. Son ampliamente usados no sólo por su resistencia a la corrosión, sino porque son realmente formables, producibles y durables (Andersson, 2005).

1.3.1.2. Aceros inoxidables ferríticos

Los aceros ferríticos contienen hasta un 30% en cromo y menos de 0,12% de carbono. Debido a la estructura cúbica centrada en cuerpo (BCC), los aceros inoxidables ferríticos tienen una buena resistencia y ductilidad moderada, derivadas del endurecimiento por solución sólida y del endurecimiento por deformación, no es posible tratarlos térmicamente, sino solo moderadamente mediante trabajo en frío; son magnéticos y pueden trabajarse en caliente o en frío, pero alcanzan su máxima suavidad, ductilidad y resistencia a la corrosión en la condición de recocido. En esta condición la resistencia de estos aceros es aproximadamente 50 % mayor que la de los aceros al carbono, además, son superiores en resistencia a la corrosión y maquinabilidad a los aceros inoxidables martensíticos. El recocido es el único tratamiento térmico aplicado a aceros verdaderamente ferríticos. Este tratamiento sirve sobre todo para eliminar tensiones por soldadura o trabajo en frío. Las propiedades de los aceros inoxidables ferríticos son similares a las de los aceros de bajo carbono pero con mejor resistencia a la corrosión (Donald, 2004) (Avner, 1979).

1.3.1.3. Aceros inoxidables martensíticos

Estos son principalmente aceros entre 11,5 y 18 % de cromo y difieren de los ferríticos por su mayor contenido de carbono (de 0,12 a 1,20%), son magnéticos, pueden trabajarse en frío sin dificultad especialmente con bajo contenido de carbono, pueden maquinarse satisfactoriamente, tienen buena tenacidad, gran resistencia a la corrosión atmosférica y a algunos agentes químicos, y se trabajan fácilmente en caliente, tienen pobre soldabilidad.

Alcanzan su óptima resistencia a la corrosión cuando se endurecen desde la temperatura recomendada, pero no son tan buenos como los aceros inoxidables austeníticos o ferríticos. Algunos ejemplos de este grupo son los tipos 403, 410, 416, 420, 440.

El rango de aplicaciones de este tipo de aceros incluye; láminas de turbina, accesorios quirúrgicos, accesorios para procesadores de alimentos, válvulas de admisión y emisión (Avner, 1979).

1.3.1.4. Aceros dúplex

Este tipo de aceros son ampliamente usados en la industria petroquímica, papel, pulpa e industrias de la construcción naval debido a su alta resistencia y ductilidad. Son una familia de aleaciones que tienen dos fases: ferrita y austenita, con un contenido típico de ferrita entre 40 y 60%. La relación ferrita/austenita se logra en las aleaciones forjadas por ajustes en la composición junto con trabajo en caliente y prácticas de templado en la usina. Las aleaciones podrían ser llamadas aceros inoxidable ferrítico – austeníticos, pero el término "dúplex" es más usado (Acerind, 2000).

1.3.1.5. Aceros inoxidables endurecibles por precipitación

Las aleaciones de hierro-cromo-níquel que contienen elementos tales como cobre, aluminio y titanio tienen buena soldabilidad, comparable a la de los aceros inoxidables austeníticos, pero a menudo se utilizan en componentes que no necesitan casi procesos de soldadura. Cuando ésta se requiere es mejor soldar estas aleaciones en la condición templada antes del tratamiento térmico de endurecimiento. (Acerind, 2000). Estos aceros inoxidables son endurecibles por una combinación de trabajo en frío y tratamiento térmico a baja temperatura (455°C a 595°C) (Laufgang, 2003).

1.3.2. Elementos aleantes en el acero inoxidable

Los aceros inoxidables son aleaciones base hierro con un contenido de hierro que va de 50 a 88% en peso de composición. Las adiciones de aleantes principales para los aceros inoxidables grados austeníticos, ferríticos y martensíticos son el cromo y el níquel. Esencialmente todos los aceros inoxidables contienen manganeso y silicio como adiciones intencionales. Otras adiciones de aleantes incluyen molibdeno, niobio, titanio, aluminio, cobre, tungsteno, nitrógeno y otros que mejoran la fabricación, propiedades especiales a desarrollar, elevan la resistencia a la corrosión o influyen en la microestructura referencia. Comúnmente elementos como impurezas encontradas en los aceros inoxidables incluyen nitrógeno, oxígeno, sulfuros y fosfatos. Todos estos aleantes y elementos como impurezas tienen algún efecto en la soldabilidad y funcionamiento.

La resistencia a la corrosión y otras propiedades de los aceros inoxidable se incrementan con una cantidad mayor de cromo, molibdeno, níquel y nitrógeno, que es lo que afecta los costos de los aceros inoxidable. En la Tabla 1.1 se muestran los efectos que tiene cada uno de los elementos aleantes sobre el acero inoxidable. (Rodríguez, y otros, 2007).

Tabla 1.1. Elementos aleantes en los aceros inoxidable

Elemento	Característica
Cromo	Proporciona resistencia a la corrosión.
Níquel	Formador de austenita, incrementa la resistencia contra los ácidos minerales, genera una fuerte adherencia a los óxidos a alta temperatura.
Molibdeno	Incrementa la resistencia contra los iones cloruro.
Cobre	Proporciona resistencia al ácido sulfúrico y es un endurecedor por precipitación junto con Al y Ti.
Manganeso	Formador de austenita, combinado con azufre aumenta la solubilidad de nitrógeno.
Azufre	Formador de austenita, mejora la resistencia, la soldabilidad de algunos aceros inoxidable austeníticos y el maquinado de algunos aceros austeníticos inoxidable.
Titanio	Estabiliza los carburos, y previene la formación de carburos de cromo, favorece el endurecimiento por precipitación.
Niobio	Estabilizador de carburos, favorece el endurecimiento por precipitación.
Aluminio	Desoxidante, favorece el endurecimiento por precipitación.
Carbono	Generador de resistencia y formador de carburos.

Fuente: (Rodríguez, y otros, 2007)

1.3.2.1. Cromo (Cr)

El cromo se agrega sobre todo para proporcionar protección sobre la corrosión al acero. Esto es especialmente efectivo en ambientes oxidantes tal como ácido nítrico. Con la adición de cromo, se forma un óxido de estequiometría $(Fe, Cr)_2O_3$ sobre la superficie del acero. La presencia de cromo aumenta la estabilidad del óxido ya que éste tiene una mayor afinidad para el oxígeno que para el hierro.

El cromo también es un formador de ferrita, las aleaciones Fe-Cr que contienen más de 12% en peso en cromo será completamente ferrítico. Aumentando Cr en aleaciones Fe-Cr-C y Fe-Cr-C-Ni, promoverá la retención y formación de ferrita en los grados martensíticos, austeníticos y dúplex.

El cromo es también un fuerte formador de carburos. El carburo más común rico en cromo es $M_{23}C_6$, donde la "M" es predominantemente Cr pero también puede presentar algo de fracción de Fe y Mo. Éste es normalmente el caso en la mayoría de los sistemas de acero inoxidable, y el término $M_{23}C_6$ es usado para entender que el cromo es el elemento metálico predominante. Este carburo es encontrado en virtualmente todos los aceros inoxidables. Éste también es posible para formar un carburo Cr_7C_3 , sin embargo, este tipo de carburo no es muy común. Otros carburos y carbonitruros complejos $[M_{23}(C, N_6)]$ también son posibles. El cromo también se combina con el nitrógeno para formar nitruros. El más común es Cr_2N , que ha sido observado en los grados ferríticos y dúplex.

El cromo también es un componente dominante en la formación de componentes metálicos, muchos de los cuales tienden a fragilizar a los aceros inoxidables. La fase sigma (σ) es el más común de estos componentes metálicos, en el sistema Fe-Cr se presenta por debajo de $815^\circ C$ a altos contenidos de cromo. La fase sigma se puede formar virtualmente en algunos aceros inoxidables pero tiende a ser más común en las aleaciones austeníticas con alto cromo, ferríticas y dúplex. (Rodríguez, y otros, 2007)

1.3.2.2. Níquel (Ni)

La función primaria del níquel es promover la fase de austenita, predominante en las aleaciones austeníticas o austeníticas-ferríticas producidas por la adición de níquel, el campo de la fase austenita puede expandirse tal que la austenita es estable a temperatura ambiente y por debajo de esta. El níquel no es un fuerte formador de carburos y generalmente no promueve la formación de componentes metálicos. Hay algo evidente

que la presencia de níquel en aleaciones ferríticas generalmente mejoran la resistencia a la corrosión, particularmente en ambientes reductores tal como aquellos que contienen ácido sulfúrico. Sin embargo, el níquel ha estado asociado con una disminución a la resistencia a la corrosión por esfuerzos bajo tensión (SCC). (Kotecki, 2005)

1.3.2.3. Manganeso (Mn)

El manganeso es agregado para mejorar a todos los aceros. En aceros inoxidable austeníticos, está normalmente presente en el rango 1 a 2% en peso. En aceros inoxidable ferríticos y martensíticos, está comúnmente más presente a menos de 1% en peso. Históricamente éste fue agregado para prevenir efecto por calentamiento hot shortness durante la fundición. Ésta es una forma de agrietamiento por solidificación que está asociada con la formación de los componentes eutécticos de puntos de fusión bajo hierro-sulfuro. (Kotecki, 2005)

1.3.2.4. Zona afectada térmicamente en los aceros inoxidable

La formación de la zona afectada térmicamente (ZAT) puede ser explicada en función de los ciclos térmicos a los cuales están expuestos y puede dividirse en tres regiones distintas en función de los ciclos térmicos y temperaturas a las que estén expuestos (Lippold y Kotecki, 2005). La naturaleza de la zona afectada por el calor (ZAC) en los aceros inoxidable austeníticos depende de la composición y microestructura del metal base. Las reacciones metalúrgicas que se muestran en la figura 1.1 pueden ocurrir en la ZAC de aleaciones austeníticas.

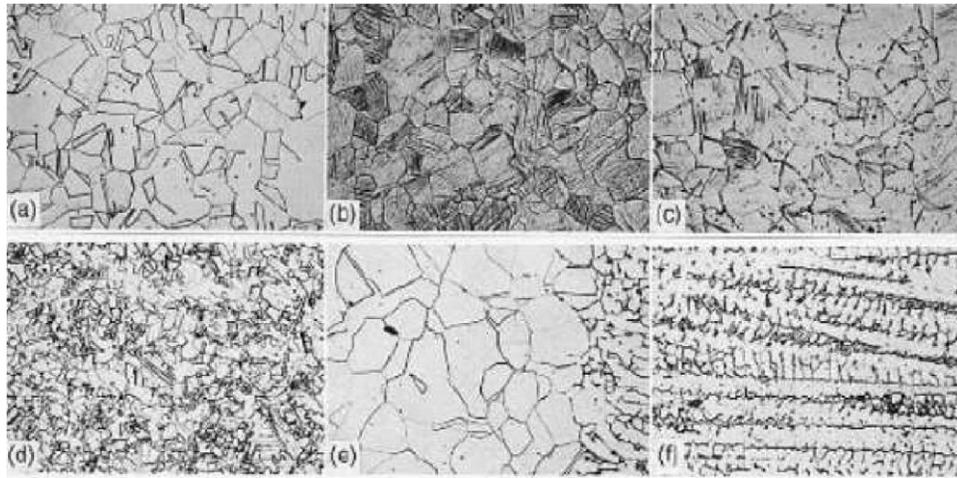


Figura 1. Microestructura transversal de la soldadura de un acero inoxidable endurecido por trabajo. (a) Antes de endurecer por trabajo, (b) metal base, (c) precipitación de carburos en el límite de grano, (d) recristalización, (e) crecimiento de grano enseguida del límite de fusión, (f) zona de fusión.

Reprinted from Metals Handbook.

Fuente: (Kotecki, 2005)

La evolución microestructural de la ZAT o ZAC de los aceros inoxidables depende de diferentes factores, tales como, la microestructura del metal base, la temperatura pico alcanzado y las velocidades de calentamiento y enfriamiento (Nelson *et al.*, 1985).

Generalmente la microestructura resultante en la ZAT es diferente a la que presenta el metal base, pero muy parecidas a la del metal de soldadura en los aceros inoxidables la ZAT se presenta en una región estrecha, la cual es difícil de distinguir (Nelson, y otros, 1985).

Durante la soldadura de los aceros inoxidables la temperatura del metal adyacente alcanza puntos de calentamiento altos a los cuales ocurren transformaciones microestructurales. El grado a los cuales ocurren estos cambios y su efecto en las propiedades finales de la soldadura (en términos de resistencia a la corrosión y propiedades mecánicas) dependen del contenido de la aleación, espesor, metal de aporte, diseño de la junta, el método de soldadura y la técnica del soldador. A pesar de todos los cambios que toman lugar, el principal objetivo en la soldadura de aceros inoxidables es proporcionar una buena unión con cualidades iguales o mejores a las del metal base (Andersson, 2005).

El crecimiento de grano, severo de la ZAC, puede dar lugar a granos gruesos en la zona de fusión debido al crecimiento epitaxial (Kou, 2003). La microestructura del mismo material antes de endurecer por trabajo, se puede ver en las figuras donde, se incluyen para

comparación (figura 1.1a). La recristalización (figura 1.1d) y el crecimiento del grano (figura 1.1e) son evidentes en el ZAC.

En la soldadura de los aceros inoxidable austeníticos es práctica generalizada mantener la temperatura del material base (y la ZAC) lo más baja posible, esto se logra usando bajas intensidades de corriente (compatibles con una adecuada penetración y fusión), arco corto, cordones cortos, o simplemente esperando que la pieza se enfríe entre cordón y cordón. Es una práctica corriente limitar la temperatura a valores donde el material pueda tocarse con la mano (70 °C).

Se ha determinado que una pequeña cantidad de ferrita, alrededor de un 2 a 5 %, liberará a la soldadura de las fisuras de solidificación, porque la ferrita aumenta el tamaño de grano, aumentando el área disponible de éste, lo cual reduce la concentración de segregaciones en impurezas dañinas, que permanecen dentro de los límites y propicia la nucleación de fisuras (Andersson, 2005)

1.4. Aceros al carbono

Los aceros al carbono son los más comúnmente utilizados, contienen principalmente hierro con unas pequeñas adiciones de carbono, manganeso, fósforo, azufre y silicio. La cantidad de carbono presente tiene un gran efecto sobre las propiedades del metal. (Kotecki, 2005)

1.4.1. Clasificación de aceros al carbono

A partir de la investigación realizada por López (2000), los aceros pueden clasificarse, según se expone en la tabla 2, con base en su composición o según la forma en que han sido procesados. Los aceros al carbono contienen hasta 2 % C. Estos aceros también pueden contener otros elementos como, por ejemplo, silicio (máximo 0,6 %), cobre (hasta 0,6 %) y manganeso (hasta 1,65 %).

Los aceros de ultrabajo carbono contienen un máximo de 0,03 % C, también contienen niveles muy reducidos de otros elementos, como silicio (Si) y manganeso (Mn).

Los aceros de bajo carbono contienen de 0,04 a 0,15 % en peso. Estos aceros de bajo carbono se utilizan para fabricar carrocerías automotrices y cientos de otras aplicaciones. Los aceros dulces (suaves) contienen de 0,15 a 0,3 % de carbono. Este acero se utiliza en edificios, puentes, tuberías, etc.

Los aceros de medio carbono contienen de 0,3 a 0,6 % en peso. Estos se utilizan en la construcción de maquinaria, tractores y equipos para minas, etc. Los aceros de alto carbono contienen más de 0,6 % en peso, se utilizan en la fabricación de muelles, ruedas para carros de ferrocarril y similares. (Donald, 2004)

Tabla 1.2. Clasificación de los aceros al carbono

Nombre común	%C	Usos	Soldabilidad
Aceros de bajo carbono	0.15% máximo	Electrodos para soldadura, láminas y chapas	Excelente
Acero suave (<i>mild steel</i>)	0.15-0.30%	Perfiles y barras estructurales laminados	Buena
Acero de medio carbono	0.30-0.50%	Partes de maquinaria	Poca (precalentar y postcalentar)
Acero de alto carbono	0.50-1.00%	Resortes, troqueles, rieles de ferrocarril	Poca (difícil soldar si no se precalienta y postcalienta adecuadamente)

Fuente: (Lopez. M, 2000)

1.4.2. Soldabilidad de aceros al carbono

Comprender el fenómeno químico y físico que ocurre en la soldadura, es necesario para soldar los aceros modernos. Por lo tanto, la influencia de parámetros operacionales, ciclos térmicos y factores metalúrgicos sobre las transformaciones del metal soldado y la susceptibilidad de agrietamiento en frío y en caliente son de importancia para obtener uniones soldadas resistentes.

Los aceros de bajo carbono son principalmente usados en aplicaciones estructurales. Aceros al carbono que contienen menos de 0,30 % en peso de C y 0,05 % en peso pueden soldarse generalmente por la mayoría de los métodos con poca atención en mediciones especiales para prevenir grietas en la unión, (Velandia, 2009). El proceso de soldadura en secciones mayores a 25 mm (1plg) de espesor particularmente si el contenido de carbono del metal

base excede de 0,22% en peso, puede requerir que el acero sea precalentado hasta aproximadamente 40°C (100°F) y un relevado de esfuerzos a 525 a 675°C (1000 a 1250°F). Tradicionalmente, han sido desarrolladas ecuaciones empíricas para expresar la soldabilidad. El carbono equivalente (CE) es una de esas expresiones, ésta se desarrolló para estimar la susceptibilidad al agrietamiento durante el proceso de soldadura y determinar si el acero necesita pre y pos calentamiento y así evitarlo.

El Instituto Internacional de Soldadura (IIW) presenta esta ecuación de *CE*:

$$CE = C + Mn/6 + Ni/15 + Cr/5 + Mo/5 + V/5$$

Donde la concentración de los elementos aleantes está dada en porcentaje en peso.

Aceros con valores de CE bajos generalmente presentan buena soldabilidad. Cuando el CE de un acero es menor a 0,45 % en peso, es imposible que haya agrietamiento en la soldadura y no se requiere un tratamiento de calentamiento. Cuando el CE está entre 0,45 y 0,60 % en peso, el agrietamiento en la soldadura es posible y se recomienda un calentamiento en el intervalo de 95 a 400°C, (200 a 750°F). Cuando el CE de un acero es mayor que 0,60 % en peso. Hay una alta probabilidad de agrietamiento en la soldadura y ambos tratamientos de precalentamiento y pos calentamiento son requeridos para obtener una soldadura de calidad. (Metals Handbook, 1990)

1.4.3. Zona afectada térmicamente en los aceros al carbono

La zona afectada térmicamente (ZAT) como se muestra en la figura 1.3, es resultado de los ciclos térmicos originados por el proceso de soldadura (calentamientos y enfriamientos rápidos) (Sunghak Lee, 1992) los cuales promueven transformaciones microestructurales en estado sólido de la fase *ferrita* $\alpha \rightarrow$ *austenita* $\gamma \rightarrow$ *ferrita* α en la zona adjunta a la zona de fusión.

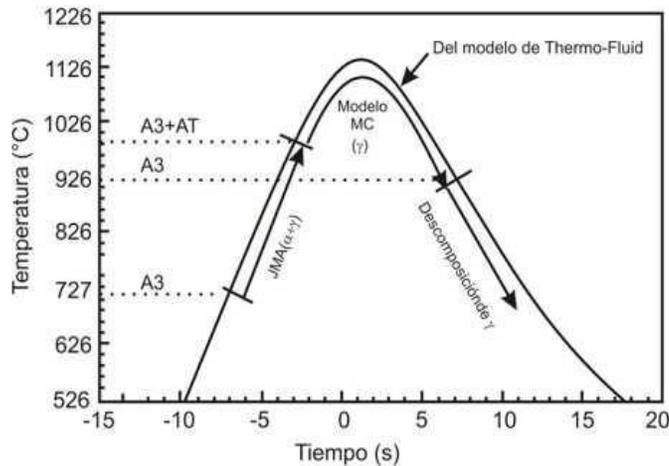


Figura 1.3. Proceso del ciclo de transformaciones en la ZAT.

Fuente: Zhang *et al.* (2005).

Las transformaciones de la ZAT anteriormente mencionadas, durante el ciclo térmico, que determinan la microestructura final. La transformación ferrita (F) austenita (A) se inicia durante el calentamiento a temperaturas superiores a la temperatura A_1 y continúa hasta la fase austenitización, para lo cual se requieren temperaturas mayores a la temperatura A_3 (911 °C). Posteriormente la temperatura continúa incrementándose hasta alcanzar la temperatura máxima (temperatura pico) antes de iniciar el enfriamiento. El crecimiento del grano de austenita se inicia después de formarse, pero también el crecimiento puede ocurrir después de que la fase de austenitización es completada (Zhang, y otros, 2005).

Durante el enfriamiento, a temperaturas menores a la temperatura A_3 la austenita inicia una descomposición a varios microconstituyentes, que depende ampliamente de la velocidad de enfriamiento y el tamaño de grano de la austenita (Zhang *et al.*, 2005). Los análisis metalográficos de la microestructura de la ZAT revelan que existen tres regiones típicas en los aceros a) región supercrítica, b) región intercrítica y c) región subcrítica.

La región supercrítica puede ser dividida en dos regiones; región de crecimiento de grano y región de grano refinado, todas las cuales están definidas por la temperatura pico y al historial térmico al que fueron sometidas, tal como lo muestra el esquema de la figura 1.3 (Zhang, y otros, 2005).

Ciertas regiones de la ZAT sufren un crecimiento de grano posterior a la fase de austenitización, ocasionando que la tenacidad sea usualmente menor que la del material

base (Sawhill, 1977). Este efecto puede vincularse a la estabilidad termodinámica de los elementos de aleación a elevadas temperaturas y los precipitados que estos forman.

(Sawhill, 1977); (Kuziak, y otros, 1995) han realizados estudios previos donde han determinado que bajos porcentajes de titanio (0,01) son efectivos para reducir el crecimiento del tamaño de grano austenítico debido a que forma nitruros de titanio (TiN) estables a temperaturas de 1 400 °C aproximadamente, pero a temperaturas mayores, las partículas de TiN empiezan a disolverse y son ineficientes para reducir el tamaño de grano cerca de la línea de fusión pero logran una considerable reducción del ancho de la zona de crecimiento de grano, lo cual es benéfico para la unión soldada. Otra solución optada para mejorar la tenacidad ha sido la adición de elementos formadores de óxidos, tales como el calcio y tierras raras, con la intención de formar partículas estables que sean refinadoras de grano efectivas a temperaturas cerca del punto de fusión.

1.5. Soldadura por fricción

Durante la primera mitad del Siglo XX, la soldadura sustituyó al atornillado y al remachado en la construcción de muchas estructuras, como puentes, edificios y barcos. Es una técnica fundamental en la industria automotriz, en la aeroespacial, en la fabricación de maquinaria y en la de cualquier producto hecho con aleaciones metálicas. El tipo de soldadura más adecuado para unir dos piezas de aleación metálica depende de las propiedades físicas de los materiales, de la utilización a la que está destinada la pieza y de las instalaciones disponibles. Los procesos de soldadura se clasifican según las fuentes de presión y calor utilizadas. (Carabali Lobo, 2006)

La soldadura como proceso de unión de aleaciones metálicas es muy antigua (Lopez. M, 2000). Su inmediata aplicación estuvo condicionada por el propio desarrollo industrial y las necesidades de realizar construcciones soldadas, con gran rigidez y calidad, para facilitar cada vez más el proceso de fabricación, garantizando la disminución del costo, la seguridad, fiabilidad y la resistencia ante las condiciones de trabajo impuestas. Es necesario, por lo tanto, tener razonable cuidado durante el proceso de soldadura para minimizar o prevenir cualquier efecto de deterioro que pueda ocurrir y preservar el mismo grado de resistencia a la corrosión y esfuerzo en la zona soldada que es una parte inherente del metal base.

Hay muchas consideraciones metalúrgicas a tener en cuenta cuando se procesa el acero. Una pequeña alteración en la composición, en la solidificación y en el tratamiento térmico o

termomecánico, pueden tener un impacto significativo sobre la microestructura final y las propiedades del acero. Por lo tanto, es necesario conocer profundamente estos efectos antes de pasar a la etapa de producción. (Capdevila Montes, 2008)

La soldadura de estado sólido se refiere a los procesos de soldadura que no utilizan calor externo, como en el tipo de soldadura de la que vamos hablar, la soldadura por fricción. La soldadura por fricción es aquella en la que dos piezas (metales) a unir giran una en relación con la otra aplicando una fuerza de alta presión de una de las piezas contra la otra. Este movimiento crea fricción (rozadura o frotamiento) entre las dos piezas calentando los materiales en las superficies de contacto hasta que se completa el ciclo de soldadura.

El proceso de soldadura por fricción obtiene el calor para la unión por medio de las dos piezas y de la resistencia causada por el movimiento de una pieza contra la otra pieza fija bajo una presión extrema. Por ejemplo, el calor de fricción creado en el acero está generalmente entre los 900 y los 1300 grados centígrados. Una vez que se alcanza la temperatura adecuada, se aplica cada vez más fuerza de presión externa hasta que las piezas forman una junta de soldadura permanente. Es un proceso de unión de metales en estado sólido capaz de unir muchos metales y combinaciones de metales. En la mayoría de los metales, las soldaduras producidas por el proceso son completamente resistentes y repetibles.

Esta tecnología fue desarrollada a principios de los años 60 por Caterpillar Tractor Company y lleva utilizándose en los Estados Unidos y Europa durante más de 50 años. La familia de procesos de soldadura por fricción abarca muchas variantes diferentes, que incluyen soldadura por fricción rotativa (inercia, transmisión directa y radial), soldadura por fricción lineal y, más recientemente, soldadura por fricción por agitación (FSW). En todos los casos, la fricción calienta el material a un estado plástico junto con una fuerza aplicada para crear la soldadura. La soldadura de estado sólido a menudo produce soldaduras con propiedades mecánicas cercanas o superiores a las de los materiales de la unión. (tecnologica, 2018)

1.5.2. Antecedentes

La soldadura por fricción tiene la finalidad de lograr uniones en materiales con perfiles cilíndricos que no pueden soldarse de forma convencional. Conocido como el proceso de unión de dos piezas en un estado sólido, la soldadura por fricción rotativa (Rotary Friction Welding, RFW), por sus siglas en inglés *Friction Stir Welding* o *Friction Rotatory Welding* es

un proceso utilizado en muchas áreas de la industria manufacturera, por ejemplo, la industria naval, marina, aeroespacial y el transporte terrestre y en menor escala; la industria de motorización eléctrica, en electrodomésticos, tanques de gas y en la industria química y agrícola (Cabot, 2003).

(Quintana, 2012), (Vucetich, 2013) y (Tufaro, y otros, 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 al roce de una de las piezas con respecto de la otra, con la producción de calor que desplaza plásticamente material de empalme y se produce la unión. Con este método no se requiere metal de aporte, fundente, ni gas protector, ofrece buenas propiedades mecánicas y se puede automatizar fácilmente con la utilización de máquinas y herramientas ya existentes; además es una técnica generosa con el medio ambiente por no producir gases tóxicos, radiación, ni chispa. Debido a que este tipo de soldadura es un proceso nuevo, se presenta la necesidad de conocer los valores de las variables involucradas que permitan uniones de calidad, siendo el tiempo en la etapa de calentamiento un factor determinante en la calidad de la unión.

Consideran otros autores en los que se encuentran (Burgos, 2010); (Longhurst, 2010) y (Weglowski, 2011) que la soldadura por fricción es un novedoso proceso de estado sólido que supera los procesos convencionales de soldadura por arco eléctrico debido a que permite obtener soldaduras sanas sin producir la fusión del material base, a temperaturas mucho menores que las producidas en los procesos convencionales. Se espera que las propiedades mecánicas de la junta mejoren con respecto a los procesos convencionales, ya que al soportar un ciclo térmico menos severo se reduce el deterioro de las propiedades mecánicas en la zona afectada por el calor de dichas aleaciones.

Falla *et al.* (2012) plantea que con este método no se requiere metal de aporte, fundente ni gas protector. Los pasos básicos de la soldadura por fricción se muestran en la figura 1.2; 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 de trabajo se juntan y se aplica una fuerza axial, como se observa en la figura 1(B). La frotación en la cara interna calienta la pieza de trabajo localmente y comienza el vuelco (figura 1 (C) y, por último, se detiene la rotación de una de las piezas y se completa eliminando la rebaba producida, tal como se observa en la figura 1 (D).

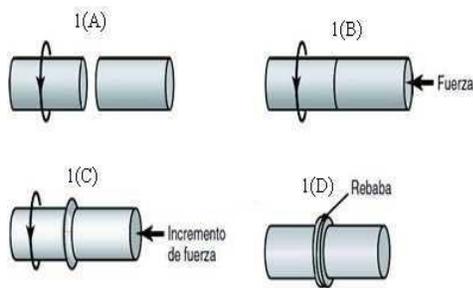


Figura 1.2. Principios de la soldadura por fricción

Fuente: (Mishra, y otros, 2007).

La velocidad de rotación y la presión axial que se aplica, determinan la forma de la unión soldada como se observa en la figura 1.2 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 interfaz ayuda a eliminar los óxidos y otros contaminantes fuera de ésta. La soldadura por fricción se puede utilizar para unir una amplia variedad de materiales, siempre y cuando uno de los componentes tenga alguna simetría rotacional. Mediante este método es posible unir las partes sólidas o tubulares con una buena resistencia en la unión. Así 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 (Velandia, 2009).

Según (Schneider, y otros, 2004) y (Cabibbo, y otros, 2007) la velocidad del miembro rotatorio puede ser hasta de unos 15 m/s. Debido al calor y la presión combinados, la interfaz en la FRW desarrolla una rebaba mediante deformación plástica de la zona calentada. Esta rebaba, de ser necesario, se puede retirar con facilidad por medio de maquinado o rectificado. Las máquinas para soldadura por fricción son totalmente automáticas y la habilidad requerida del operador es mínima, una vez que se han ajustado en forma apropiada los ciclos individuales de tiempo para la operación completa.

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 soldadura (material de vuelco) y la ausencia de una zona de fusión. El ciclo de soldadura puede dividirse en dos etapas: la etapa de fricción o frotamiento y la etapa de vuelco o forjado.

La etapa de fricción es cuando las piezas hacen contacto, hay frotamiento entre las superficies de empalme y hay una fuerte adhesión en diversos puntos de contacto, hay 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 interfaz. El tamaño de los

fragmentos transferidos crece hasta que éstos se convierten en una capa continua de metal plastificado. Se puede formar una película líquida en ese punto (Seshagirirao, y otros, 2015). La etapa de forjado 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 (Ren, y otros, 2007).

La temperatura de fricción se obtiene rotando un componente axialmente simétrico contra otro estático y bien sujeto con la aplicación de una fuerza. Después de unos instantes (segundos), el punto de unión alcanza la temperatura óptima y cesa la rotación y con la aplicación de una fuerza que 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, y otros, 2014).

Según (Zimmer, y otros, 2010). La soldadura por fricción rotativa es más eficiente en términos de energía en comparación a los procesos de soldadura 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. La soldadura por fricción rotativa se divide en dos variantes: Direct Drive (Control Directo) e inercia.

1.5.1.1. Tipos de soldadura por fricción

1.5.1.1.1. Soldadura por fricción lineal

Este proceso es similar a la soldadura por fricción por inercia, sin embargo, el mandril en movimiento no gira, oscila en un movimiento lateral. Las dos piezas se mantienen bajo presión durante todo el proceso. Este proceso requiere que las piezas de trabajo presenten una alta resistencia al corte e involucra una maquinaria más complicada que la soldadura por inercia. Una de las ventajas de este método es que ofrece la capacidad de unir partes de cualquier forma (en lugar de solo uniones circulares).

1.5.1.1.2. Soldadura de fricción de orbital rotacional (FWR)

La soldadura de fricción orbital es similar a la soldadura de fricción giratoria, pero ambas partes soldadas giran en la misma dirección y a la misma velocidad, pero sus ejes se desplazan uno respecto al otro. A medida que se completa el ciclo de soldadura y se

ralentiza la rotación, las piezas vuelven al mismo eje y la presión de forjado se mantiene mientras los materiales se resolidifican.

1.5.1.1.3. Soldadura por fricción-agitación (FSW)

Se realiza con una herramienta cilíndrica compuesta de dos cuerpos, el hombro y la espiga, la cual gira a un determinado número de revoluciones. Esta herramienta es introducida lentamente por una fuerza axial, entre la línea de unión de las dos chapas o placas a unir, las cuales se encuentran dispuestas a tope una con otra (juntas o superpuestas). El calor para la soldadura es generado por el contacto entre el hombro de la herramienta con la superficie de las chapas a soldar y la deformación del material promovida por el pin de la herramienta, que provoca un ablandamiento del material, sin llegar a la fusión, favoreciendo la deformación del mismo. El movimiento de rotación y avance de la herramienta promueve un flujo y mezclado del material desde un borde hacia el otro de la soldadura, lo cual conduce a la unión, en estado sólido, entre las dos piezas. El diseño de la herramienta juega un importante rol en la calidad final de la soldadura, como así también, en la velocidad de soldadura. (Cabot, 2003)

1.5.3. Representación gráfica de la soldadura por fricción

En este proceso la energía para el calentamiento de la interfase se toma de un motor eléctrico, que acciona la pieza en rotación durante toda la etapa de calentamiento (Moreno, 2008). En la figura 3 se expone la forma en que ocurre el proceso.

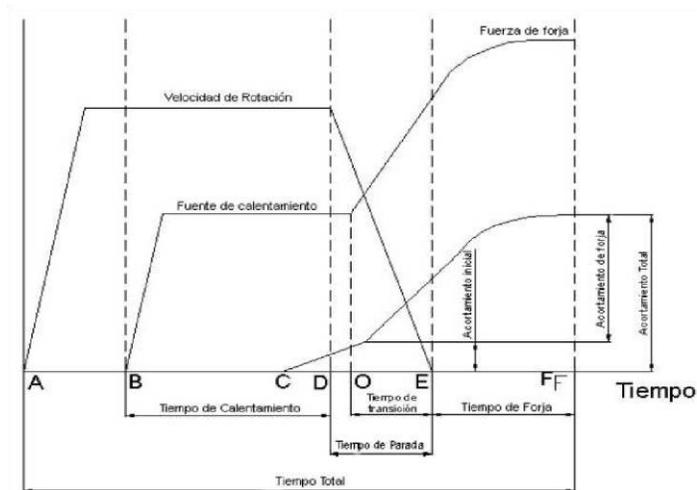


Figura 1.3. Curvas características de la soldadura por fricción

Fuente: (Moreno, 2008)

El proceso se inicia en el punto A, del eje del tiempo. Hasta el punto B la velocidad de la pieza móvil se incrementa hasta la velocidad de soldadura, en el punto B comienza la etapa de calentamiento, se comienza a incrementar la fuerza axial hasta que alcance el valor de la fuerza de calentamiento, la velocidad permanece constante a cuenta del incremento de la potencia que el motor entrega a medida que se incrementa la fuerza axial. En el punto C de la etapa de calentamiento ya la interfase se encuentra en estado plástico y las piezas comienzan a acortarse (Moreno, 2008).

En el punto D, comienza la etapa de transición, se desconecta el motor y se aplica el mecanismo de freno, la velocidad desciende bruscamente a la vez que la fuerza axial se incrementa hasta el valor de forja, el acortamiento de las piezas se incrementa igualmente. La etapa de forja comienza en el punto E cuando la pieza móvil se detiene y la fuerza axial alcanza el valor de forja, el acortamiento de las piezas se incrementa expulsando el material en estado plástico de la zona de interfase. Una vez que termina el acortamiento se produce la unión soldada.

De la figura 1.3 puede concluirse que los parámetros principales del proceso de soldadura por fricción continua son: velocidad de rotación o periférica, precisión de calentamiento, tiempo de calentamiento, tiempo de transición, fuerza de forja, tiempo de forja y el acortamiento total.

1.5.4. Característica de la soldadura por fricción radial

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).

La fusión convencional para soldar diferentes combinaciones de metal disímil 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, y otros, 2006).

Dentro de los antecedentes se tienen a (Kawai, y otros, 1997) quienes soldaron por fricción dos materiales con propiedades físicas y térmicas diferentes y definieron la influencia que tiene la condición de la soldadura en el mecanismo de formación de la fuerza interior y exterior de las rebabas y articulaciones, así como también en la resistencia a la tracción de la

tubería. Los resultados indican que la zona unida y deformada crece al transcurrir el tiempo de soldadura y la resistencia a la tracción de la tubería unida aumenta en proporción a la presión de soldadura.

(Ananthapadmanaban, 2009) informó en sus estudios experimentales el efecto de soldadura de fricción, los parámetros en las propiedades del acero. (Dobrovidov, 1975) ha investigado la selección de las condiciones óptimas de alta velocidad para la soldadura por fricción del acero de alto contenido de carbono. (Mumim, 2007) investigó las variaciones de dureza y las microestructuras en la interfase de junta de acero soldadas.

(Sathiya, y otros, 2005) investigó con el empleo del acero austenítico, los cambios metalúrgicos 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 como estos cambios se eliminan durante la soldadura por fricción. El efecto del tiempo de fricción en la región totalmente deformada plásticamente en la vecindad de la soldadura, el efecto de la presión de fricción en las propiedades del hierro fundido base súper aleación fue investigada por (Hakan, 2007) .

De la revisión de la literatura (Murti, y otros, 1986) y (Ananthapadmanaban, 2009), entienden 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 micro dureza, formación de escalones y la evaluación de las propiedades de las tensiones. Todos lo expuesto en estas investigaciones se llevó a cabo en base a ensayos para lograr las condiciones de soldadura óptimas. En estudio sistemático se ha informado para perfeccionar hasta ahora la soldadura por fricción que los parámetros para lograr la unión disímil entre el aluminio y el acero inoxidable es la máxima fuerza de tensión.

En otra investigación, se ha realizado un esfuerzo para perfeccionar los parámetros del proceso en la soldadura por fricción y lograr la máxima fuerza de tensión en la unión disímil de la aleación de aluminio AA 6082 y el acero austenítico AISI 304 mediante la metodología de superficie de respuestas.

(Kiran Kumar, y otros, 2010) expuso 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 adecuadamente para soldar diferentes materiales ferrosos y no ferrosos. (Fuji, y otros, 1997) investigó que el proceso de soldadura por fricción era muy

eficaz en la soldadura 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.

(Jessop, y otros, 1976) expuso que, en comparación con otra técnica de la soldadura, el proceso de soldadura por fricción es favorable para el ahorro de materiales, bajo tiempo de producción, alta calidad, alta eficacia y alta característica de fiabilidad.

(Preuss, y otros, 2003) evaluaron el efecto de las velocidades de avance y de rotación en los esfuerzos residuales de juntas disímiles AA 5083 y AA 6082, mediante las técnicas de difracción de rayos X y difracción de neutrones. Los mayores esfuerzos residuales reportados en este trabajo se presentaron en sentido longitudinal, mientras que el ancho de la zona de esfuerzos a tracción fue proporcional a la velocidad de rotación empleada, es decir, zonas más amplias de esfuerzos a tracción se presentaron al emplear mayores velocidades de rotación; por lo anterior se consideró ésta como la variable dominante del proceso y la que se recomienda modificar para alterar el estado de esfuerzos en una junta unida mediante soldadura por fricción.

1.6. Conclusiones del capítulo I

1. En la búsqueda bibliográfica pudimos constatar que es posible la soldadura por fricción en las aleaciones 1045 y 316 sabiendo que el carbono y el cromo limitan la calidad de la unión soldada y la microestructura.
2. Se pudo establecer que la soldadura por fricción radial es un método de soldadura en estado sólido donde se logran uniones con bajo costo y alta calidad sin necesidad del material de aporte con buena característica metalúrgica, tanto en materiales similares como disimiles.

CAPÍTULO II

MATERIALES Y MÉTODO

CAPITULO 2: MATERIALES Y MÉTODO

2.1. Introducción

La soldabilidad de aceros es inversamente proporcional a una propiedad conocida como la templabilidad del acero, que mide la probabilidad de formar la martensita durante el tratamiento de soldadura o calor. La templabilidad del acero depende de su composición química, con mayores cantidades de carbono y de otros elementos de aleación resultando en una soldabilidad menor. Debido a su alto contenido de cromo, los aceros inoxidable tienden a comportarse de una manera diferente a otros aceros con respecto a la soldabilidad. Los grados austeníticos de los aceros inoxidable tienden a ser más soldables, pero son especialmente susceptibles a la distorsión debido a su alto coeficiente de expansión térmica.

El objetivo del capítulo es establecer los métodos y procedimientos para la realización de la unión disímil del acero AISI 1045 y del acero AISI 316 L mediante el proceso de soldadura por fricción radial.

2.2. Propiedades generales del acero AISI 1045

En general la resistencia de los materiales disminuye con el aumento de la temperatura debido a que la movilidad de los átomos se incrementa con la temperatura, los procesos de deformación son controlados por la difusión de la materia, lo que tiene un efecto significativo sobre las propiedades mecánicas a altas temperaturas. En la tabla 2.1 se muestran las propiedades generales del acero AISI 1045.

Tabla 2.1. Propiedades generales del acero AISI 1045

Propiedades mecánicas	Unidad	Observaciones
Densidad (kg/dm ³)	7,850	-
Dureza Brinell (HB)	170,000	-
Tensión última (MPa)	565,000	-
Tensión de fluencia (MPa)	310,000	-
Elongación (%)	16,000	En 50 mm
Reducción del área (%)	40,000	-
Módulo de elasticidad (GPa)	200,000	Típico para aceros
Coefficiente de Poisson	0,290	Típico para aceros
Maquinabilidad (%)	57,000	-
Propiedades eléctricas		
Resistencia eléctrica (Ohm - cm)	1,660 e-0,050	a 20 °C
Propiedades térmicas		
Punto de fusión (°C)	1 539,000	
CTE, línea 20 °C (µm/m- °C)	11,700	
Capacidad térmica (J/g- °C)	0,486	
Conductividad térmica (W/m °C)	52,000	

Independientemente de las propiedades expuestas en la tabla 2.1 relacionada con el acero AISI 1045, hay que exponer que todos los metales son soldables siempre que se aplique el procedimiento y la técnica adecuados, en ocasiones fracasa el intento de soldar metales porque se ha pasado por alto uno de estos dos factores. Si se comprenden la composición, la estructura y las propiedades de un metal, se estará en la posibilidad de diseñar y hacer mejores soldaduras. Esto pone de relieve la estrecha relación que existe entre la metalurgia de un metal y su soldabilidad o habilidad para dejarse soldar.

2.2.1. Composición química de las aleaciones

El análisis químico del acero AISI 1045, como se observa en la tabla 2.2, se realiza en 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 2.2. Composición química del acero AISI 1045, en %

Tipo	C	Mn	P	S	Si	Cr
AISI 1045	0,46	0,65	0,01	0,019	0,25	0,40
	Ni	Mo	Cu	Co	Fe	-
	0,40	0,10	0,16	0,01	97,75	-

Como se observa en la tabla 2.2 y según la composición química, se trata de un acero de medio contenido de carbono que presenta una microestructura ferrita/perlita.

Aunque el contenido del carbono no es el único factor que afecta la soldabilidad de los aceros, cuando se incrementa el por ciento de este elemento, aumentan los problemas de agrietamiento de los mismos. Cuando los niveles de carbono alcanzan el rango de 0,30 a 0,35 %, normalmente se requiere tomar precauciones especiales, como son el precalentamiento, el control de la entrada de calor y el tratamiento térmico post soldadura. Se recomienda el uso de materiales y procesos que introduzcan bajos niveles de hidrógeno para lograr una soldadura exitosa, aspecto éste de gran importancia, lo que ha sido expuesto por (Hart, y otros, 2000).

2.3. Propiedades generales del acero AISI 316

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 316.

Tabla 2.3. Propiedades del acero AISI 316L

Propiedades mecánicas	Unidad	Observaciones
Densidad (kg/dm ³)	7,96	
Dureza Brinell (HB)	160 – 190	
Tensión última (MPa)	727	
Tensión de fluencia (MPa)	460 – 860	
Elongación (%)	40	En 2 o 51 mm
Reducción del área (%)	50	
Módulo de elasticidad (GPa)	190 – 210	Típico para aceros
Coefficiente de Poisson	0,2	Típico para aceros
Maquinabilidad (%)	45	
Propiedades eléctricas		
Resistencia eléctrica (Ohm - cm)	70 – 78	
Propiedades térmicas		
Punto de fusión (°C)	1 400	
CTE, línea 20 °C (µm/m - °C)	16 – 18	
Capacidad térmica (J/g - °C)	0,50	
Conductividad térmica (W/m °C)	16,3	A 23 °C

La principal diferencia entre el acero inoxidable y el acero al carbono es la forma del diagrama tensión-deformación. Mientras que el acero al carbono tiene un comportamiento elástico lineal hasta el límite elástico y luego presenta, en la mayoría de los casos, un claro escalón de cedencia. Como consecuencia de este comportamiento no lineal del material, el acero inoxidable pierde rigidez a partir de bajos niveles de tensión.

Las propiedades físicas de los aceros al carbono y los inoxidables austeníticos son diferentes y esto requiere una revisión de los procesos de soldadura. En las tablas 2.1 y 2.3 se incluyen algunas propiedades del acero AISI 1045 y del AISI 316, algunas que no cambian significativamente con el tratamiento térmico o mecánico.

El punto de fusión de los grados austeníticos es menor, así que se requiere menos calor para lograr la fusión. Su resistencia eléctrica es mayor que la de los aceros comunes, así que se requiere menos corriente eléctrica para la soldadura. Estos aceros inoxidables tienen un coeficiente de conductividad térmica menor, lo cual causa que el calor se concentre en una zona pequeña adyacente a la soldadura. Los aceros inoxidables austeníticos también tienen coeficientes de expansión térmica aproximadamente

50 % más grandes que los aceros al carbono, lo cual requiere más atención en el control de la distorsión y deformación.

2.3.1. Composición química del acero AISI 316L

Para el análisis químico del acero AISI 316 L como se observa en la tabla 2.4 se realizó con el empleo de 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 2.4. Composición química del acero AISI 316 L, en %

Tipo	C	Si	Cr	Ni	Cu	Mn	Mo
AISI 316 L	0,03	0,34	16,22	10,27	0,29	1,60	2,12

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 muy bajo, en el rango de 0,03 a 0,08 %. El cromo proporciona una resistencia a la oxidación y a la corrosión hasta temperaturas aproximadas de 650 °C en una 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.

2.4. Caracterización de 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, otras fuerzas radiales y axiales. En la figura 2.3 se muestra el modelo considerado para la fusión, las probetas son tubos de la aleación AISI 1045 y AISI 316L.

La máquina herramienta empleada fue el torno C 11 MT, ubicado en el taller de máquinas herramienta del ISMMM; se tuvo en cuenta la rigidez de la máquina, que fuera capaz de resistir momentos de gran magnitud; eliminar las vibraciones y fugas, especialmente, aquellas durante el proceso de soldadura.

Se utilizó por ser una máquina usada en el proceso de fabricación de piezas de revolución, que permite pequeñas tolerancias y acabados superficiales, el mismo está estructurado por

una combinación de cajas angulares y componentes internos, que da como resultado una amplia gama de aplicaciones. Equipado con husillos de movimiento de avance, retroceso y control de frenado hidráulico. El frenado manual es un elemento de uso conveniente para el operador, pues el freno es sensible, seguro y confiable. Se caracteriza por su rigidez, en términos tanto de estructura como de potencia de transmisión. En la figura 2.1 se muestra el proceso de instalación de los tubos para ser soldados.

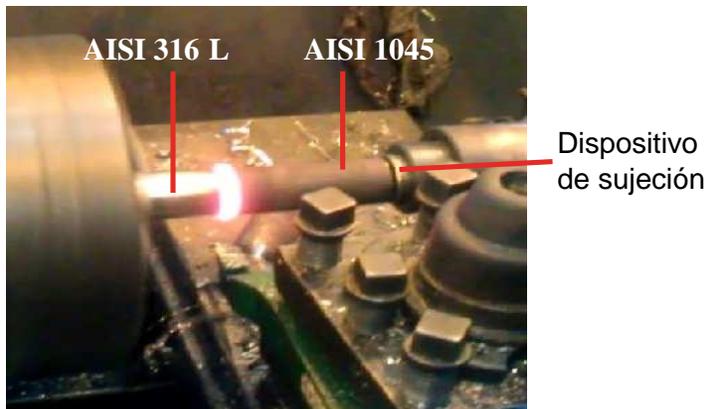


Figura 2.1. Instalación del proceso de soldadura por fricción.

Para la ejecución del proceso de soldadura por fricción radial o de torque, la pieza fija se instaló en un dispositivo ubicado en el carro móvil y la pieza que rota en un plato autocentrante de tres muelas. Se seleccionó esta máquina porque posee precisión estable y se encuentra en la capacidad de realizar cortes difíciles de piezas a altas revoluciones. Debido a que cumple con las características necesarias para usarse como máquina de soldadura por fricción rotativa, así como a los altos precios de las máquinas específicas hechas para esta soldadura, es que se adapta para la aplicación de este tipo de soldadura, particularmente para fines de investigación.

2.4.1. Variables operativas utilizadas para el proceso de unión

Varios parámetros se pueden controlar en la soldadura por fricción rotativa. Estos incluyen el diámetro de la pieza a soldar, la velocidad de rotación, tiempo de fricción, tiempo de forja, presión de fricción y presión de forja, así como otros tales como la geometría de las piezas y las propiedades del material. La velocidad de rotación, tiempo de fricción, presión de fricción, presión de forja y el tiempo de forja son los necesarios para tener en cuenta al optimizar el proceso de soldadura. Un proceso de soldadura exitoso se puede producir si dichos

parámetros se optimizan. En las tablas 2.5 y 2.6 se muestran los parámetros del proceso de soldadura para las aleaciones soldadas por fricción.

Tabla 2.5. Parámetros de soldadura empleados en función de la temperatura de fricción

Niveles	Variables		Salida
	Número rev (rev/min)	Presión (MPa)	Temperatura de fricción (°C)
(-1)	1 200	31	
(+1)	1 680	60	
Ensayo			
1	1 200	31	Tf ₁
2	1 680	31	Tf ₂
3	1 200	60	Tf ₃
4	1 680	60	Tf ₄

Se tuvo en cuenta los parámetros considerados en función de la temperatura de forja. En la tabla 2.6 se muestran los mismos.

Tabla 2.6. Parámetros de soldadura empleados en función de la temperatura de forja

Niveles	Variables		Salida
	Número rev (rev/min)	Presión (MPa)	Temperatura de forja (°C)
(-1)	1 200	31	
(+1)	1 680	60	
Ensayo			
1	1 200	31	TW ₁
2	1 680	31	TW ₂
3	1 200	60	TW ₃
4	1 680	60	TW ₄

Las probetas se someten a la acción de soldadura por fricción en diferentes condiciones, para evaluar la influencia de la temperatura de fricción y la temperatura de forja. A partir de estos parámetros, se realizará el tratamiento matemático de las variables involucradas en la soldadura por fricción, que está relacionado con el fenómeno de la fricción para producir la unión metalúrgica a la deformación y el flujo plástico, además está condicionado por los cambios metalúrgicos internos que ocurren en la aleación.

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: $n = 2^2 = 4$ experimentos.

Se instaló una muestra en el torno para que la superficie de contacto recibiera la operación de refrentado (se obtuvo una superficie plana), lo cual se logró con ayuda de 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 rev/min seleccionadas y se comenzó la soldadura donde se tuvo en cuenta los parámetros establecidos en la matriz de planificación de experimentos.

2.4.2. Relaciones entre las variables

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 velocidad tangencial que se debe utilizar está en un rango desde 1,27 hasta 1,78 m/s (O' Brien, 1996). En nuestro trabajo fueron empleadas como velocidades de soldadura 1 200 y 1 680 rev/min.

Presión de soldadura: la presión controla el gradiente de temperatura en la zona de la soldadura, la potencia de impulso requerida y el acortamiento axial. La presión específica depende de los metales que se van a unir y de la geometría de la unión. La presión de calentamiento debe ser 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 31 y 60 MPa para el acero y la presión de forja que se requiere es desde 76 hasta 152 MPa (O' Brien, 1996). En nuestro trabajo se emplearán presión de 31 y 60 MPa.

Tiempo de calentamiento: para una aplicación en particular, el calentamiento se determina durante la preparación o con base en la experiencia previa. Un tiempo de calentamiento excesivo limita la productividad y desperdicia material; un tiempo de calentamiento insuficiente puede producir calentamiento disparado, así como el atrapamiento de óxidos en áreas no adheridas en la interfaz. 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).

2.4.3. Características entre las variables del proceso

En la figura 2.5 se muestra las relaciones entre las características de las variables del proceso de la soldadura por fricción de torque continuo.

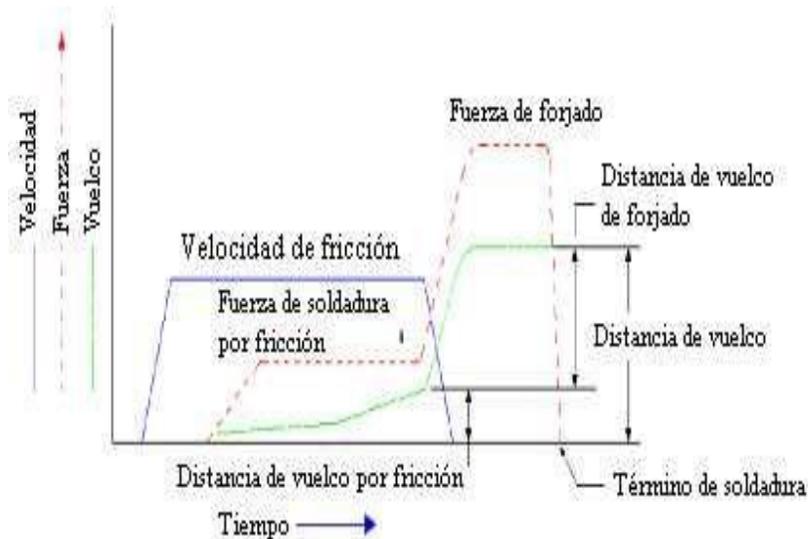


Figura 2.2 Características de los parámetros de la soldadura por fricción rotativa.

En la figura 2.3 se observa que, para la soldadura por fricción, las curvas describen el procedimiento para la ejecución del proceso, la velocidad de la pieza móvil se incrementa hasta la velocidad de soldadura, da inicio la etapa de calentamiento, se comienza a incrementar la fuerza axial hasta que alcance el valor de la fuerza de calentamiento, la velocidad permanece constante a cuenta del incremento de la potencia que el motor entrega a medida que se incrementa la fuerza axial. En la etapa de calentamiento ya la interfase se encuentra en estado plástico y las piezas comienzan a acortarse.

Inicia la etapa de transición, se desconecta el motor y se aplica el mecanismo de freno, la velocidad desciende bruscamente a la vez que la fuerza axial se incrementa hasta el valor de forja, el acortamiento de las piezas se incrementa igualmente. La etapa de forja comienza al detener la pieza móvil y la fuerza axial alcanza el valor de forja, el acortamiento de las piezas se incrementa expulsando el material en estado plástico de la zona de interfase. Una vez que termina el acortamiento se produce la unión soldada.

2.4.4. Medición de temperatura

El instrumento de medición utilizado fue un pirómetro digital Minolta/ Land/Ciclops, para obtener los valores de temperatura en los procesos de fricción y forja, en cada una de las probetas, sin rebasar o llegar al punto de fusión del aluminio. El pirómetro para altas

temperaturas ha sido desarrollado para realizar mediciones en el sector del metal / acero, (especialmente para fundición) aunque también realiza mediciones en múltiples sectores que emplean altas temperaturas. El equipo puede determinar de manera rápida y precisa una temperatura de hasta + 1 800 °C, además posee un rango de 0,001 mm de precisión.

El pirómetro 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 a seguir para la unión de la aleación de aluminio es la siguiente:

1. Medición de la temperatura ambiente del lugar donde se realizó el proceso de soldadura por fricción.
2. Toma de la temperatura inicial de la probeta antes de ser sometida al proceso de soldadura por fricción.
3. Toma de temperatura en el punto de contacto con valores de presión y rev/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 temperatura de fusión de las aleaciones AISI 1045 y del AISI 316, sin exceder ese valor.

2.5. Preparación metalográfica de la probeta

La muestra debe seleccionarse de la zona de la pieza que necesita examinarse y en la orientación apropiada. Es decir, si el flujo de grano o la distorsión es importante, puede ser que una sección transversal de la parte no muestre granos alargados; únicamente una tajada paralela a la dirección de laminado revelaría adecuadamente los granos alargados debido al laminado. Algunas veces se requiere más de una muestra. Usualmente, una soldadura se examina por medio de una sección transversal.

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). En la figura 2.3 se muestra la unión luego de haber realizado la soldadura y de donde se obtendrán las muestras para la preparación metalográfica.



Figura 2.3. Probetas obtenidas luego del proceso de soldadura

Se realizaron cuatro corridas de soldadura según el diseño de experimentos considerado, como se observa, la figura 1 no se obtuvo una concentricidad entre ambas probetas, defecto que se corrigió luego en la soldadura de las probetas 2 y 3. Este defecto pudo estar asociado presumiblemente por el montaje entre la pieza y el dispositivo empleado.

2.5.1. 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 180, 400 y 600 (ASTM E 3 - 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 permite obtener una superficie lisa y pulida, libre de impurezas o ralladuras, por último, las muestras se pulieron en una pulidora metalográfica marca MONTASUPAL.

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 (Cl_4C) para evitar cualquier vestigio de grasa y pasta de pulir.

2.5.2. Ataque químico de las muestras

Antes de atacar, la probeta se le realizó un desengrasado. En este caso, para atacar ambos materiales con contenido en cromo - níquel y carbono se ha elegido para el primero; el reactivo agua regia y para el segundo metal.

En la tabla 2.7 se muestra el modo de preparación de los reactivos químicos empleados.

Tabla 2.7. Reactivos químicos empleados

Reactivo	Composición/uso
AISI 316 L	Mezcla de 10mL de ácido nítrico (HNO ₃) y 30mL de ácido clorhídrico a temperatura ambiente y durante 5 minutos.
Agua regia al 10%	
AISI 1045	Mezcla de 5 mL de ácido nítrico (HNO ₃) y 100 mL de alcohol etanol de 3 a 5 seg.
Nital al 4 %	

Preparado el reactivo, se vierte un poco en una cápsula en la que se introduce la probeta unos instantes, mojando la superficie pulida. Se detiene el ataque con agua y se observa la superficie. La operación se repite hasta que la superficie a examinar esté bien atacada. El tiempo de ataque es muy variable y sólo la práctica o la observación repetida de la probeta al microscopio dirán cuándo debe darse por terminado. En este caso se realizó el ataque por separado ya que la unión soldada es de acero disímil.

Después del ataque se lavó la probeta de nuevo con abundante agua corriente, se secó con alcohol (absoluto) y secada al aire.

2.5.3. Elaboración mecánica de la probeta

La operación de corte como se observa en la figura 2.6, se realizó según norma ASTM E 3 – 95. Se tronzó en el torno, ambos tubos, a una longitud total de 15 milímetros, como se observa en la figura 2.6, luego se empleó una segueta manual con constante régimen de enfriamiento y evitar que el calentamiento producido por la fricción durante el proceso pudiera provocar transformaciones en la estructura por cambios de fase.



Figura 2.4. Superficie de la muestra con corte transversal de ambas aleaciones

Las muestras fueron colocadas en un tornillo de banco, se realizó un corte transversal a las mismas, se tuvo en cuenta durante esta operación el manejo de la segueta de forma tal que no generara microfisuras internas en el material base. Las muestras cortadas son de 25 milímetros de diámetro y 3 milímetros de espesor.

2.5.4. 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 las operaciones de desbaste y pulido, los bordes se distorsionan redondeándose, obteniéndose una falsa observación de la imagen. El encapsulado se realizó con resina epoxi ROYAPOX – 5050.

2.5.5. Propiedades de la resina epoxi ROYAPOX – 5050

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 buenas cualidades de resistencia a la humedad, y buenas 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.

2.5.6. Ensayo de dureza en las diferentes zonas

El ensayo de la microdureza se realiza mediante la norma ASTM E384 (*Standard test method for microindentation hardness of materials*), cuyos parámetros son: microindentación con una carga de 0,49 N, con un tiempo de 15 segundos, con una tolerancia de más o menos 2 segundos, dependiendo del material y la dificultad que presente la visualización de la huella dejada en la superficie de estudio. La figura 2.6 muestra las zonas donde se realizó el análisis de dureza



Figura 2.5. 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 termo mecánicamente afectada (ZTMA). Se realizó el mismo procedimiento en las zonas de ambas aleaciones.

2.6. Microestructura patrón de las aleaciones

Se empleó un microscopio óptico binocular, ubicado en el Laboratorio de ensayo mecánico de la empresa EMNi de Moa, que está dotado de una cámara instalada, que refleja la micrografía en el computador. Las muestras de las figuras 2.6 (a) y 2.6 (b), se corresponden con la estructura metalográfica de la muestra patrón de las aleaciones AISI 1045 y AISI 316L.

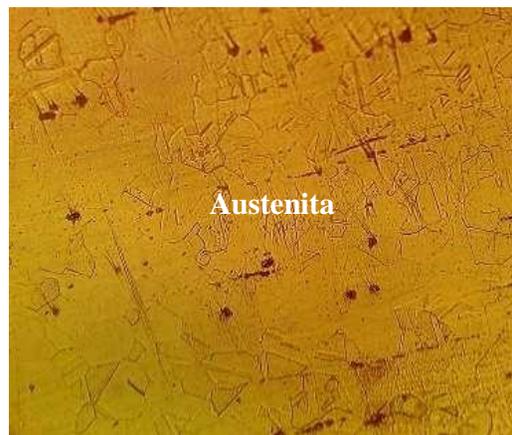


Figura 2.6(a). Microestructura del AISI 1045 Figura 2.6 (b). Microestructura del AISI 316L

La muestra de la figura 2.6 (a) se corresponde con la del acero AISI 1045, en estado de entrega laminado, con enfriamiento al aire. Se trata de un acero hipoeutectoide, que por tratarse de un acero con un contenido menor de 0,80 % C, tiene como constituyente matriz la ferrita y como constituyente disperso la perlita.

La microestructura de la figura 2.6 (b), se corresponde con la aleación AISI 316, está compuesta por una estructura austenítica, que es una 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 Ac1. Está formada por cristales cúbicos centrados en las caras (FCC). Su resistencia varía de 590 a 885 MPa.

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

2.6.1. Microscopio óptico para el análisis de imágenes

Para la observación de las probetas se empleó un microscopio óptico binocular reflexivo marca echoLAB como se muestra en la figura 2.7. El microscopio óptico está ubicado en el laboratorio de Materiales de la empresa “Comandante Gustavo Machín Hoed de Beche”, de Moa, está dotado de una cámara instalada mediante el hardware que refleja la fotografía en el computador.



Figura 2.7. Microscopio óptico reflexivo

Realiza la reflexión de la luz de una probeta ya pulida con el objetivo de evaluar los microconstuyentes con una cámara digital acoplada, la cual va desde el microscopio hacia una laptop marca LENOVO en la cual se encuentra un programa analizador de imágenes tomadas desde la cámara donde se evalúan las fases, tamaño del grano, inclusiones, afectaciones en los granos, en la misma se elabora un reporte técnico con estas características.

En este microscopio se determinó el comportamiento microestructural de las muestras de aluminio y de cobre, así como el conteo del porcentaje de los microconstituyentes presentes. Para colocar las probetas en el microscopio y evitar una observación distorsionada de las imágenes, se montaron en un dispositivo con plastilina que permitió la nivelación adecuada de las muestras.

2.7. Procedimiento metodológico 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. La composición del metal soldado depende de la composición de los metales base, del metal de aporte y la dilución relativa de estos materiales. 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.

2.7.1. Cálculo de la fuerza de calentamiento

En la soldadura por fricción, el movimiento asociado con la fuerza aplicada debe ser capaz para generar un calor suficientemente alto para reblandecer el metal, que la interfaz se encuentra bajo un estado de deformación plástica y, en consecuencia, la superficie inicial del material se expulsa formando un “*flash*” plástico. Por la ecuación 2.1 se determinó la fuerza de calentamiento.

$$F = P \cdot A \quad (2.1)$$

Donde:

F - fuerza axial necesaria; N

P - presión de calentamiento; MPa

A- área de contacto de la probeta; mm²

2.7.2. 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 2.2 se determinó el área de contacto o de soldadura, para el cálculo del área se consideró como una corona circular.

$$A = 0,7854 \cdot (D^2 - d^2) \quad (2.2)$$

Donde:

D - diámetro exterior del tubo; mm

d - diámetro interior del tubo; mm

2.7.3 Cálculo de la fuerza de contacto

El movimiento durante el proceso se produce normalmente utilizando pequeñas distancias de recorrido del orden de 1 - 3 mm y a alta frecuencia (25 - 100Hz). Ello genera un calor por fricción en el plano de contacto y por consiguiente se reblandece un cierto volumen de material. Durante el proceso, una parte del material viscoelástico que se formó se desplaza hasta la periferia de la interfaz de contacto. Esta fuerza de contacto se calculó por la ecuación 2.3.

$$F_c = \mu \cdot F \quad (2.3)$$

Donde:

F_c - fuerza de contacto; N

μ- coeficiente de rozamiento dinámico.

Para el caso del rozamiento acero - acero, μ= 0,15.

2.7.4. 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, autores como (Lombard, y otros, 2009) citando a (Peel, M.; Steuwer, A; Withers, P., 2006), estimaron la entrada de calor a la junta a partir de la ecuación 2.4.

$$Q = \eta^{2\pi\omega T} \quad (2.4)$$

Donde:

Q- calor por unidad de longitud; J/mm

η- factor de eficiencia, (0,9)

ω- velocidad de rotación; rev/min

T - torque; N.m

s - avance; mm/rev

2.7.5. Cálculo del carbono equivalente

En los aceros al carbono y de baja aleación la propiedad de templabilidad determina, en muchos casos, la propiedad de soldabilidad, (Fernández y Rodríguez, 2007). El contenido de carbono es el que más afecta esta propiedad, de ahí que la influencia de los elementos químicos que componen el acero sobre la templabilidad se acostumbra a cuantificar a partir de un parámetro conocido como carbono equivalente (Ceq).

Según (Seferian, 1957) la expresión para determinar el carbono equivalente de un acero es la siguiente:

$$Ceq = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr+V+Mo}{5} + \frac{Ni+Cu}{15} \quad (2.5)$$

Donde:

Ceq- carbono equivalente; %

Mn- manganeso; %

Cr - cromo; %

V - vanadio; %

Mo- molibdeno; %

Ni - níquel; %

Cu - cobre, %

2.8. Conclusiones del capítulo 2

1. 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.
2. Los parámetros seleccionados para la soldadura por fricción radial o de torque de la unión disímil entre el acero AISI 1045 y el acero AISI 316 L permiten establecer las temperaturas de fricción, así como la de forja necesaria para lograr las zonas metalúrgicas que se originan en este proceso.
3. Se estableció la metodología de cálculo en función de la fuerza de calentamiento, del área de contacto o de soldadura, de la distribución de la temperatura en la junta soldada y del carbono equivalente, parámetros establecidos para el proceso de soldadura por fricción rotativa.

CAPÍTULO III

ANÁLISIS DE RESULTADOS

CAPÍTULO 3. ANÁLISIS DE LOS RESULTADOS

3.1. Introducción

El análisis de los posibles cambios en las características y propiedades de los aceros: de bajo contenido de carbono e inoxidables luego de realizada la soldadura permitirá conocer los parámetros del proceso, las transformaciones que ocurren en la zona fundida (ZF) y en la zona afectada por el calor (ZAC). Esta información contribuirá a mejorar significativamente la soldadura de estos materiales y consecuentemente disminuiría pérdidas por uniones deficientes que incumplan características y especificaciones necesarias para determinadas aplicaciones.

El objetivo del capítulo es determinar los posibles cambios en la zona térmica afectada (ZTA), en la zona termomecánicamente afectada (ZTMA) y en el material base (MB) de la unión disímil del acero AISI 1045 y del AISI 316 realizada mediante soldadura por fricción radial o de torque.

3.2. Análisis de la composición química

El acero AISI 316 (18 – 8), a temperatura ambiente, está constituido por una solución sólida homogénea de hierro gamma (austenita), en la que el carbono, cromo y otros elementos 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.

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.

La soldabilidad en los aceros al carbono está definida por la cantidad de este elemento. El efecto sobre la soldabilidad de elementos como el cromo y el vanadio, mientras que no es tan grande como la del carbono, es por ejemplo más significativa que la del cobre y el níquel. A medida que se eleva el contenido equivalente de carbono, la soldabilidad de la aleación decrece. La desventaja de usar acero de bajo contenido de carbono y los aceros de baja

aleación es su menor resistencia, existe una compensación entre la resistencia del material y la soldabilidad.

3.3. Análisis de la metodología de cálculo

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 de soldadura. Al frotarse una superficie de empalme contra la otra (cara interna de soldadura), se produce calor. Para unir el acero AISI 1045 y el AISI 316 L se aplicó una fuerza axial, calculada por la ecuación 2.1. Se consideró las dos variantes de presión, 31 y 60 MPa. El área calculada por la ecuación 2.2 que es de 110,74 mm² se mantiene constante para ambos valores de presión.

En correspondencia con este resultado se establece que, para una presión de 31 MPa la fuerza axial de calentamiento sea de 3432,94 N y para la presión de 60 MPa, la fuerza de calentamiento sea de 6644,4 N.

Se observa que, para la unión metalúrgica entre los dos aceros con propiedades diferentes, la presión de calentamiento debe ser suficiente para mantener las superficies de empalme en contacto íntimo y evitar la oxidación. Para una velocidad de rotación de 1200 rev/min, una baja presión limita el calentamiento con poco acortamiento axial. Una presión elevada causa calentamiento local hasta una temperatura muy alta y un acortamiento axial rápido.

En el caso del acero medio carbono (AISI 1045), la tasa de acortamiento axial es aproximadamente proporcional a la presión de calentamiento, donde para una presión dada durante la fase de calentamiento, el acortamiento axial es mayor a baja velocidad que a alta velocidad. En muchos metales, incluidos los aceros, la calidad de la unión mejora cuando se aplica una mayor fuerza de forjado al final del período de calentamiento, aspectos estos que han sido planteados por (Woo, y otros, 2011).

En el caso del acero inoxidable (AISI 316 L), que es una aleación de alta resistencia mecánica en caliente requieren de presiones de forjado elevadas. Se puede con estas fuerzas de calentamiento lograr la obtención de una soldadura por fricción del acero austenítico y que las juntas de fricción procesadas exhiban una fuerza comparable con el material base y la fuerza conjunta disminuya al aumentar el tiempo de la fricción, además del aumento de la microdureza *Vickers* con el tiempo de fricción creciente, lo que ha sido expuesto por (Sathiya, y otros, 2005).

En el proceso de soldadura por fricción de torque continuo la fuente de calor es el rozamiento desarrollado entre las superficies de contacto, este calor es dependiente de la geometría de las superficies de las piezas. Para establecer este parámetro se tuvo en cuenta la ecuación 2.3, donde para un coeficiente de rozamiento dinámico acero - acero ($\mu = 0,15$) y fuerza axial necesaria de 3 432,94 N y de 6 644,4 N, la fuerza de contacto sea de 514,935 N y 996,66 N respectivamente.

Como el proceso de soldadura es un proceso termomecánico de ambos materiales base, que incluye el calentamiento adicional producido por las deformaciones viscoplásticas en la zona de soldadura y el funcionamiento físico del proceso consiste en calentar el material por medio de una fricción generada entre ambas superficies, 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 otros, 2003) y (Maalekian, 2007).

La distribución de la temperatura en la junta soldada se determinó por la ecuación 2.4, para un factor de eficiencia de 0,9; velocidades de rotación de 1 200 y 1 680 rev/min, un torque que se genera durante el proceso de 211 MPa y un avance de 0,2 mm/rev se tiene que para la primera velocidad de rotación la temperatura sea de 79 484,92 J/mm y para la segunda la temperatura sea de 89 442,9 J/mm.

El incremento en la velocidad de rotación de la máquina genera una disminución en el torque debido al incremento de la tasa de generación de calor en la junta y al incremento en la temperatura de ésta, lo que permite que las piezas se deformen con mayor facilidad a alta temperatura y a alta tasa de deformación, las variaciones de temperaturas se relacionaron también con los esfuerzos residuales.

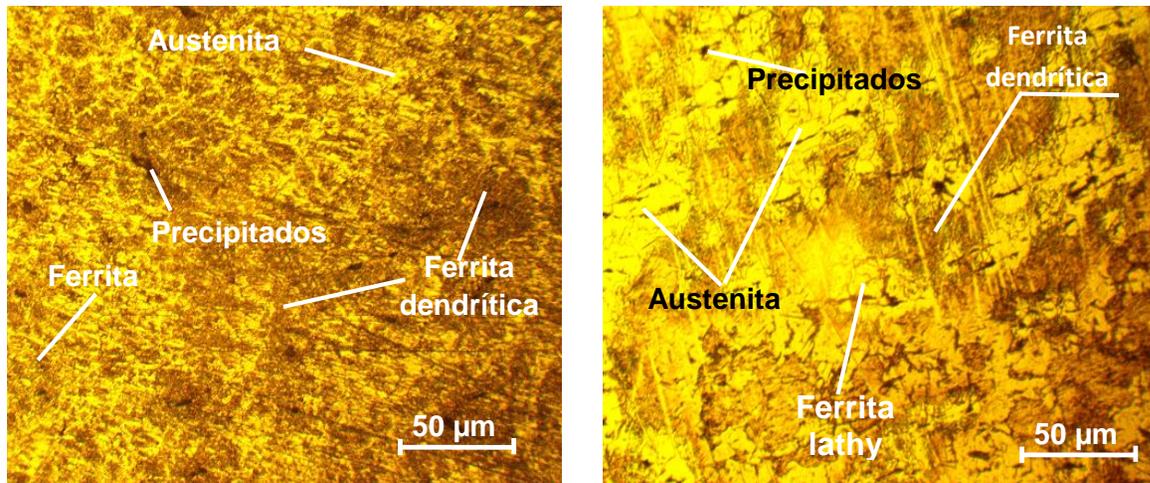
Se obtiene mayor entrada de calor cuando se emplean menores avances y bajo estas mismas condiciones los esfuerzos residuales tienden a disminuir. Para un mismo paso, variaciones en el avance causan mayores cambios en los valores de entrada de calor y esfuerzos residuales en comparación con la velocidad de rotación, lo que ha sido reportado por (Singh-Sidhu, y otros, 2012).

El carbono equivalente del acero AISI 1045 se calculó por la ecuación 2.5, donde a partir de los elementos químicos considerados en la tabla 2.2 del capítulo 2 se tiene un $C_{eq} = 0,69$ lo

cual implica que en la zona afectada térmicamente y en la termomecánicamente afectada, pudiera existir la formación de fases duras.

3.4. Análisis de la microestructura de la ZTMA para 1 680 rev/min

Para realizar el análisis microestructural de las muestras, se tuvo en cuenta las diferentes condiciones de soldadura a las que fueron sometidas. Las microestructuras analizadas en las figuras 3.1 (a) y 3.1 (b) se muestra la zona termomecánicamente afectada para 1 680 r/min.



3.1(a). ZTMA (lado del acero AISI 1045)

3.1 (b). ZTMA (lado del acero AISI 316)

La figura 3.1 (a), zona termomecánicamente afectada del lado del acero AISI 1045, muestra una distribución en los granos de su estructura del tipo ferrita, ferrita dendrítica y austenita, la figura 3.1 (b) que se corresponde con el lado del acero AISI 316 muestra transformaciones de ferrita dendrítica, ferrita lathy y austenita, lo cual permite establecer que durante el proceso de soldadura de torque continuo de estas dos aleaciones a 1 680 rev/min, el tipo de solidificación que se obtiene es ferrita austenita (FA).

Cuando la solidificación ocurre como ferrita primaria, también hay dos posibilidades. Si algo de austenita se forma al final de la solidificación, ésta se conoce como tipo FA. Esta austenita se forma vía una reacción peritética-eutética y existe en los límites de la solidificación de la ferrita, al final de dicha solidificación.

La zona termomecánicamente afectada (ZTMA), formada únicamente por el material solidificado a partir del estado líquido, sufre durante la fusión, un cierto número de transformaciones que son de tipo químico, físico o estructural diferenciándose del material

base por su composición química, su estructura y sus propiedades donde se observan diferentes orientaciones cristalinas del grano, las que contribuyen a la activación de un conjunto de sistemas de deslizamiento que determina los niveles de deformación y tensiones locales del mismo.

Cuando las velocidades de enfriamiento son altas y cuando la relación C_{req}/Ni_{eq} aumenta dentro del intervalo FA, resulta en una morfología de ferrita conocida como listón (lathy). La morfología listón se forma en lugar de la morfología esqueleto, debido a la difusión durante la transformación de ferrita a austenita. Cuando se reducen las distancias, la difusión es más eficiente y la transformación resulta en listones firmemente espaciados, con ferrita residual que corta a través de la dendrita original o en dirección del crecimiento celular. Éste proceso se muestra en las micrografías 3.1 (a) y 3.1 (b), lo que ha sido expuesto por Shankar y Gill (2003) y Mumim (2007).

3.4.1 Análisis de la microestructura de la ZTA del lado del acero AISI 1045

Se realizó el análisis microestructural de la ZTA del lado del acero AISI 1045. La microestructura de las figuras 3.2 se corresponde con la misma.

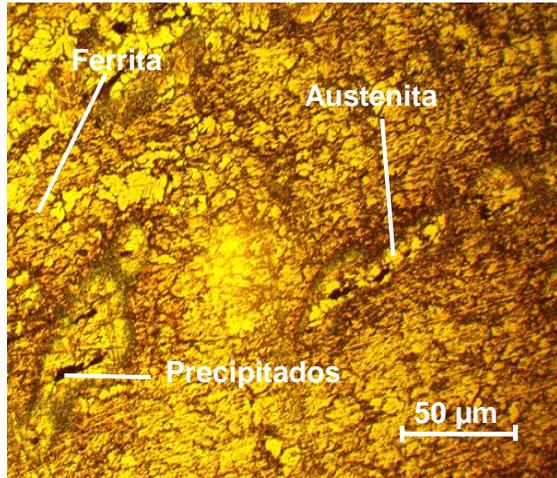


Figura 3.2. ZTA (lado del acero AISI 1045)

En la microestructura de la zona afectada térmicamente del lado del acero AISI 1045, se han obtenidos estructuras de ferrita con austenita en los límites de granos, así como la presencia de algunos precipitados, se puede plantear que el tipo de solidificación que ocurre durante la soldadura disímil es del tipo ferrita.

La ferrita que se forma en el límite de grano, es relativamente estable y resiste la transformación de la austenita durante el enfriamiento de la soldadura, puesto que se enriquecen de los elementos formadores de ferrita. Se aprecia que debido a ésta existe solidificación de austenita primaria, aunque la subestructura de solidificación es realmente aparente. Una relación elevada de Cr y Ni_{equiv} formará más fácilmente ferrita, de igual manera la presencia del carbono tiende a la formación de ferrita. En la ZAT la formación de ferrita a lo largo de la frontera del grano restringirá el crecimiento y minimizará la susceptibilidad a las fisuras.

3.4.2. Análisis de la microestructura de la ZTA del lado del acero AISI 316

En la figura 3.3. se muestra el comportamiento microestructural de la ZTA del lado del acero AISI 316L

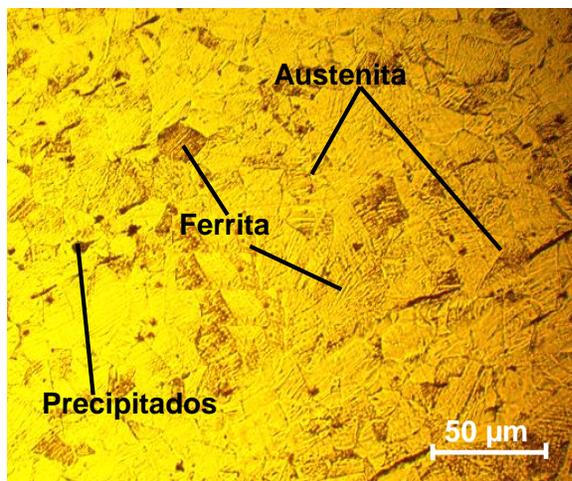


Figura 3.3. ZTA (lado del acero AISI 316L)

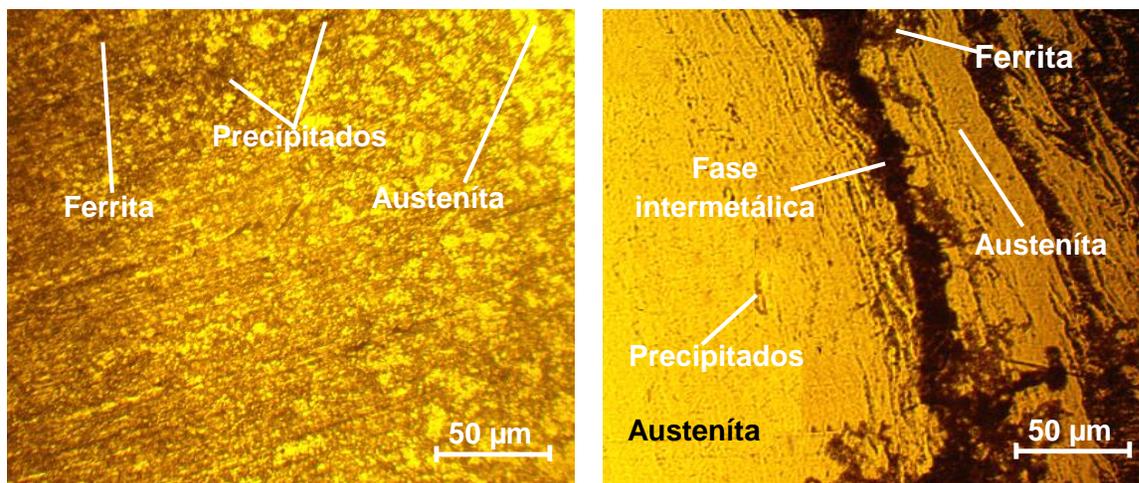
La microestructura obtenida en la zona afectada térmicamente del lado del acero AISI 316L está compuesta por granos de ferrita en una matriz austenítica, así como la presencia de algunos precipitados. En este lado del acero AISI 316L se presenta una solidificación del tipo austenítico (A). La estructura de solidificación está determinada por la morfología de los cristales sólidos, la cual es resultado de la estabilidad de la interfase sólido-líquido, que depende de la velocidad en esta zona y del gradiente de temperatura, reportado por (Rai, y otros, 2011).

Como se observa en la región de grano grueso, la ferrita proeutectoide ha nucleado en las juntas del grano austenítico y forma también agujas dirigidas hacia el interior de los granos grandes existentes. Por lo tanto, las propiedades mecánicas en la ZAT, va a variar con respecto al acero base y se notará un cambio en la dureza y resistencia a la tensión, según (Shankar, y otros, 2003).

Los aceros inoxidable austeníticos, usualmente formarán ferrita δ , cuando son calentados a temperaturas debajo de la temperatura de sólidos. El grado de formación de ferrita δ es normalmente bajo ya que la transformación de austenita a ferrita es relativamente lenta, asociado a que el ciclo térmico en la ZAT es normalmente bastante rápido según consideraciones de Lippold y Kotecki (2005). La presencia de una mayor cantidad de ferrita δ puede deberse a que esta fase crece por un proceso de difusión del cromo, este tipo de difusión ha sido reportada por (Briones, y otros, 2014).

3.4.3. Análisis de la microestructura de la ZTMA para 1 200 rev/min

Se analizan los efectos de los parámetros de soldadura empleados en la unión de los aceros AISI 1045 y AISI 316L mediante la soldadura por fricción radial continua. En las figuras 3.4(a) y 3.4 (b) se muestra el comportamiento microestructural.



3.4 (a). ZTMA (lado del acero AISI 1045)

3.4 (b). ZTMA (lado del acero AISI 316L)

En las figuras 3.4 (a) y 3.4 (b), zona termomecánicamente afectada, que es una línea que divide a ambas aleaciones, en el lado del acero AISI 1045 se observa la presencia de ferrita con la formación de austenita en los límites de grano de la ferrita, así como la formación de

precipitados, del lado del acero AISI 316, se observa la fase austenítica, con una franja de ferrita cercana a la ZTMA. La solidificación, según las estructuras obtenidas se puede clasificar como ferrita austenita (FA), referido por (Kirik, y otros, 2012).

Cuando los modos ferríticos austeníticos (FA) y ferrita (F) toman lugar, el núcleo dendrítico está significativamente enriquecido en cromo y carente de níquel. Los núcleos de ferrita en las zonas ricas en cromo y carentes de níquel se presentan como una fase en no-equilibrio. Debido a la diferencia de temperatura de fusión, las tensiones fluctuantes del acero inoxidable, presenta mayor resistencia antes estas temperaturas, además estas tensiones entre ambas aleaciones presentan un bajo comportamiento y provocan la formación de la fase intermetálica que se observa en la interfase.

3.4.4. Análisis de la microestructura de la ZTA del lado del acero AISI 1045

Para el análisis microestructural de la ZTA del lado del acero AISI 1045 a 1 200 r/min, se siguió el mismo procedimiento que para la unión por soldadura a 1 680 r/min. La microestructura de la figura 3.5 se corresponden con esta zona.

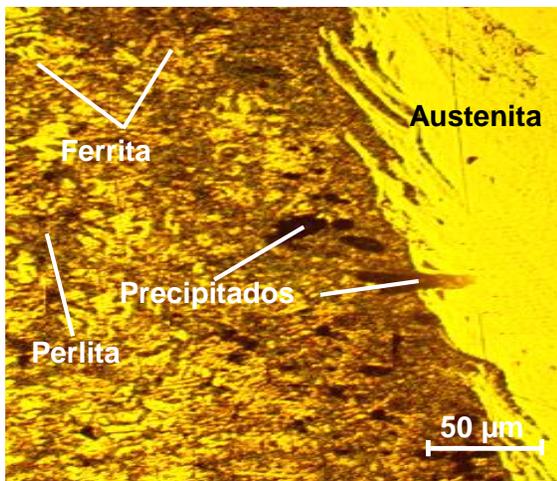


Figura 3.5. ZTA (lado del acero AISI 1045)

Para la zona térmica afectada del acero AISI 1045 con número de revoluciones de 1 200 r/min, se observa que se ha obtenido una mezcla de microconstituyentes, donde existe la presencia de la ferrita y la perlita, estructura del acero AISI 1045, pero también se aprecia que existe una formación de austenita, la que presumiblemente se formó producto del rápido calentamiento y enfriamiento en esta zona. En esta zona, en comparación con la misma zona

analizada para 1 680 r/min, se puede observar un crecimiento en el tamaño del grano, donde el mismo presenta una distribución equiaxial.

Las características en la soldabilidad en la zona termomecánicamente afectada (ZTMA), tanto para 1 680 y 1 200 r/min, depende principalmente de los parámetros o variables que tienen mayor influencia sobre el proceso, tales como: la velocidad de rotación, la temperatura y la presión de forja y la presión axial que se ejerce durante la unión, lográndose una relación ancho/profundidad elevada por su carácter puntual, obteniéndose soldaduras de alta calidad, es decir soldaduras con ZTMA con la menor cantidad de precipitados.

3.4.5. Análisis de la microestructura de la ZTA del lado del acero AISI 316L

El comportamiento microestructural de la ZTA del lado del acero AISI 316L realizada a 1 200 r/min, se muestra en la figura 3.6.

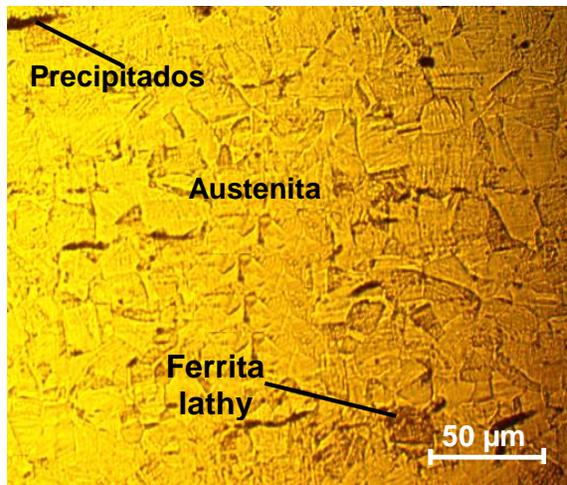


Figura 3.6. ZTA (lado del acero AISI 316L)

La microestructura obtenida en la zona afectada térmicamente del lado del acero AISI 316L está compuestas por granos de ferrita y ferrita lathy en una matriz austenítica, así como la presencia de algunos precipitados. En este lado del acero AISI 316L se presenta una solidificación del tipo austenítico (A). Presentan una estructura austenítica con el contorno de los granos rectilíneo, igual que la estructura patrón, granos de mayor tamaño que los obtenidos en la condición de 1 680 r/min.

La obtención del tamaño de granos está asociada al efecto de la velocidad de rotación, para 1 680 rev/min, se ha obtenido mayor número de granos de pequeño tamaño en la zona de la

unión debido a la posible recristalización, mientras que para 1 200 rev/min la zona termomecánicamente afectada (ZATM), presentó una ligera tendencia a aumentar el tamaño y la cantidad de precipitados en comparación a las demás uniones realizadas a velocidades de 1 680 rev/min, también se observó que para esta última condición, las uniones presentaron mayor material deformado, aspectos que son coincidentes con (Paventhán, y otros, 2011) y (2015) (Alves do Carmo, y otros, 2015).

El efecto de la variación del contenido de ferrita en los aceros austeníticos fue estudiado por Hull (1967), encontró que, mientras la susceptibilidad al *cracking* era alta para composiciones completamente austeníticas, aleaciones con 5 - 30 % de ferrita eran resistentes al agrietamiento. Además, determinó que cuando el contenido de ferrita aumentaba, la sensibilidad al agrietamiento se acrecentaba.

En la soldadura de los aceros austeníticos, se requiere de un pequeño porcentaje de ferrita delta, en el metal de aporte, para evitar la fisuración en caliente. Sin embargo, esta ferrita en calentamientos prolongados tiende a transformarse a fase sigma. Debido a la microsegregación propia de la soldadura, la ferrita delta en la matriz austenítica contendrá usualmente suficiente Cromo para convertirse en fase sigma con una mínima difusión, reportado por (Kotecki, 2005).

En las uniones soldadas por fricción rotativa para 1 200 y 1 680 r/min, presentan una transición desde el material base, a través de una zona afectada termomecánicamente, en la que se aprecia una deformación de los granos, sin observarse crecimiento considerable de los mismos, hasta una zona de forja, en el centro de la soldadura, con granos más pequeños, con configuración equiaxial, ocasionado probablemente por la recristalización del material deformado. Se observa que, en todas las microestructuras obtenidas, luego del proceso de soldadura, se ha obtenido la presencia de ferrita, lo cual favorece la resistencia de la unión soldada en los aceros austeníticos.

En ambas uniones analizadas, se observa que, en la medida que se acerca a la zona afectada térmicamente los granos son más finos (debido al aporte de calor y subenfriamiento), además puede haber recristalización y crecimiento de grano en esta zona, se evidencia flujo de material debido al proceso de fricción.

3.5. Comportamiento de las fases presentes

Se analizó la distribución de los microconstituyentes en las muestras de acero AISI 316 y del AISI 1045, luego de ser sometidas al proceso de soldadura por fricción. Las figuras 3.7 (a) y 3.7 (c), son las muestras soldadas, la primera se corresponden con la zona termomecánicamente afectada del acero AISI 316L y la segunda con la del acero AISI 1045, las figura 3.7 (b) y 3.7 (d), se corresponden con la distribución de los microconstituyentes.

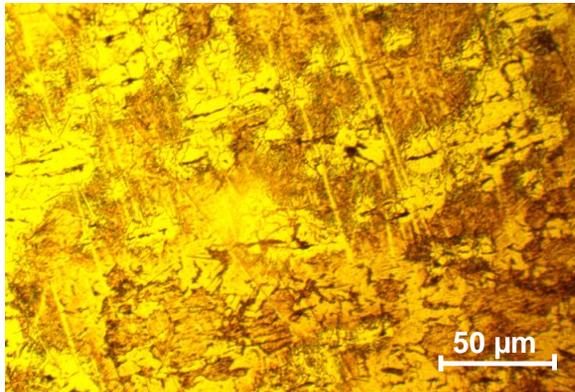


Figura 3.7 (a). ZTMA AISI 316L 1680 r/min

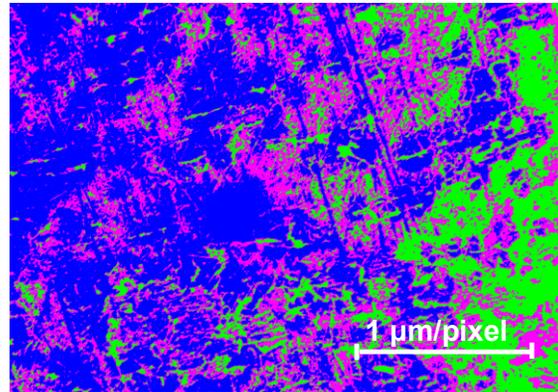


Figura 3.7 (b). Microconstituyentes

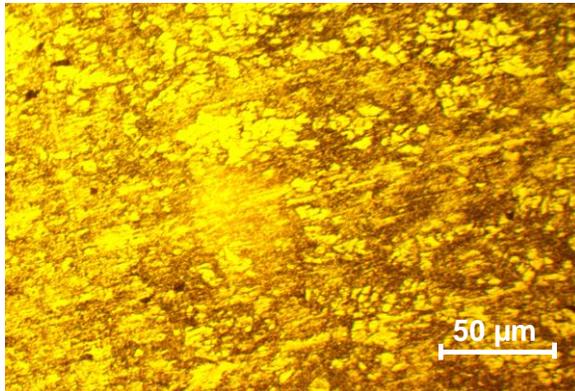


Figura 3.7 (c). ZTMA 1045 1 200 r/min

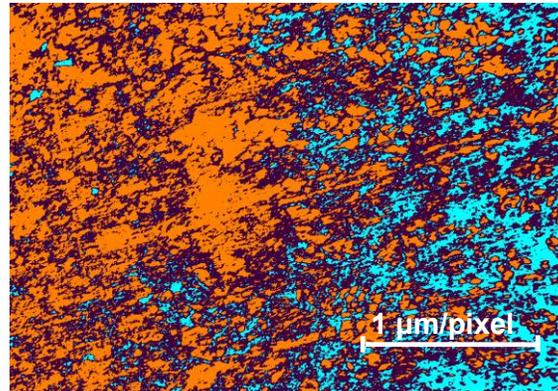


Figura 3.7 (d). Microconstituyentes

El procesamiento de las imágenes constó de dos fases, primero, se realizó el filtrado y posteriormente la detección de los bordes de los objetos de interés. Al determinar los microconstituyentes en las diferentes zonas, los mismos fueron representados con diferentes colores (posibilidades que ofrece el software), a través del cual se determinó que en estas zonas el tamaño de los granos son No 5, según patrón de la ASTM.

En la figura 3.8 se muestran las fases presentes. La 3.8 (a) se corresponde con la ZTMA del acero AISI 316L y la 3.8 (b) la del AISI 1045.

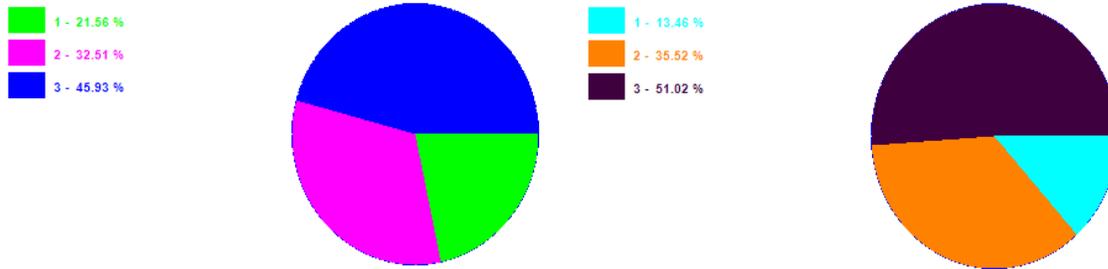


Figura 3.8 (a). Fases del 316L

Figura 3.8 (b). Fases del 1045

En la tabla 3.1 se muestra el porcentaje que ocupa cada uno de los microconstituyentes en la estructura en las zonas analizadas.

Tabla 3.1. Porcentaje de microconstituyentes

AISI 316L			AISI 1045		
Elemento	Área	Área %	Elemento	Área	Área %
Ferrita dendrítica	181 501	21,56	Austenita	113 307	13,46
Ferrita	273 656	32,51	Ferrita	298 942	35,52
Austenita	386 571	45,93	Perlita	429 479	51,02

En el porcentaje de los microconstituyentes, para el acero AISI 316L se observa que existen tres fases, la predominante la austenítica con el color azul que ocupa un 45,93 % sobre la estructura, precedida por la ferrita (rosado) con un 32,51 % y un 21,56 % de ferrita dendrítica (verde). En el AISI 1045, la mayor área lo ocupa la perlita (negro) con un 51,02 %, luego la ferrita (mandarina) con un 35,52 % y un 13,46 % de austenita.

3.5.1. Análisis de los parámetros de soldadura

Los resultados obtenidos de las temperaturas según los parámetros empleados en el proceso de soldadura por fricción radial o rotativa se muestran en la tabla 3.2.

Tabla 3.2. Resultados de los parámetros de soldadura

Niveles	Variables		Salida
	Número rev (rev/min)	Presión (MPa)	Temperatura de fricción (°C)
(-1)	1200	31	
(+1)	1680	60	
Ensayo			
1	1200	31	770
2	1680	31	757
3	1200	60	750
4	1680	60	738

Los resultados obtenidos en las temperaturas en dependencia de cada variación de los parámetros de soldadura, representa un 50 % aproximado de la temperatura de fusión de las aleaciones, la máxima temperatura se obtiene al disminuir la velocidad de rotación, así mismo, la menor fuerza axial sobre la junta también ejerce un ligero efecto en el pico de temperatura.

Cuando la temperatura aumenta, debido a la fricción y sobrepasa la temperatura de la precipitación, ocurre un sobre envejecimiento causando una coalescencia de los precipitados finos en la estructura de la aleación reduciendo la dureza en esta zona. La resistencia aumenta con el aumento de velocidad lo cual está correspondencia con un menor calor aportado y un ciclo térmico menos prolongado. Esto puede coincidir con una mayor dureza de la zona térmicamente afectada y posiblemente con una menor alteración metalúrgica.

Una vez concluidas las soldaduras se determinó que el proceso es bastante sensible a las imperfecciones geométricas en las tuberías. A 1 200 rev/min la temperatura de fricción presenta un comportamiento más elevado que para 1 680 rev/min, es atribuible al bajo calentamiento producto de la operación a bajas velocidades, en ambos casos se formó un refuerzo por encima de la superficie exterior de las tuberías (pepita). En la tabla 3.3 se muestra el análisis de los parámetros de soldadura empleados en función de la temperatura de forja.

Tabla 3.3. Parámetros de soldadura empleados en función de la temperatura de forja

Niveles	Variables		Salida
	Número rev (rev/min)	Presión (MPa)	
(-1)	1200	31	Temperatura de forja (°C)
(+1)	1680	60	
Ensayo			
1	1200	31	743
2	1680	31	730
3	1200	60	738
4	1680	60	731

En correspondencia con la temperatura de fusión de ambas aleaciones AISI 1045 - AISI 316L, se ha obtenido una temperatura de forja donde la calidad del forjado producida por la soldadura por fricción, garantizó una unión del 100 % en el área de contacto, lo cual quedó demostrado en el análisis del comportamiento microestructural realizado.

La temperatura de forja debe caracterizarse por ser el momento en el que la temperatura 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.

Con esta temperatura, se logra la completa aplicación de la presión de forja después que el movimiento relativo haya cesado. Esta fase del ciclo de soldadura proporciona trabajo mecánico adicional de la unión sin calor de entrada que promueve el refinamiento de la microestructura.

3.6. Análisis de la dureza en las diferentes zonas

En la tabla 3.4 se muestran los resultados de los ensayos de dureza realizado en las diferentes zonas obtenidas del proceso de soldadura por fricción rotativa de las aleaciones AISI 1045 y AISI 316L. Los perfiles de dureza fueron realizados en las diferentes zonas obtenidas para las diferentes condiciones de soldadura.

Tabla 3.4 Dureza de la unión AISI 1045 - AISI 316L

Probeta	Número rev (r/min)	Dureza MB (HV)	Dureza ZAT (HV) 1045	Dureza ZAT (HV) 316L	Dureza ZTMA (HV)
1	1 200	180/217	198	237	250
2	1 680	180/217	190	225	247

En la tabla se observa la variación de la dureza que experimentan las uniones soldadas de las probetas con las diferentes velocidades de rotación. Partiendo desde el metal base, la dureza se reduce más en la ZAT con respecto a la ZTMA, donde presenta un ligero incremento cerca de la periferia. Para la 2da condición de soldadura, se observa una ligera tendencia a la disminución de la microdureza por el incremento en la velocidad de rotación.

3.7. Valoración económica

Los procesos tecnológicos desarrollados en los últimos 30 años, han demostrado ser una importante alternativa económica y ambiental, toda vez que los altos costos de producir partes y piezas, así como los altos costos que generan los grandes inventarios de repuestos se han reducido substancialmente. En la tabla 3.5 se muestran los resultados obtenidos del costo de fabricación por soldadura.

Tabla 3.5. Costo de fabricación de la soldadura

No	Operación	Equipo y materiales	Tiempo en horas	Tarifa horaria CUP	Importe CUP
1	Torneado	C 11 MT	1,500	2,700	4,050
2	Corte	Segueta	0,250	2,700	0,675
3	Encapsulado	Resina epoxi	0,500	2,700	1,350
4	Pulido	Lijas	1,000	1,670	1,670
5	Observación	Microscopio	1,000	1,670	1,670
Total					9,410

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 3.6 se muestran los costos de mano de obra directa.

Tabla 3.6. Costos totales de la mano de obra directa

Mano de obra directa	CUP
Salario mano obra	9,41
Vacaciones (9,09 %)	0,85
Salario Complementario	10,26
Aporte a la seguridad social 12 %	1,23
Impuesto sobre la fuerza 5 %	0,51
Total	12,00

Los costos estimados en la tabla 3.6 se relacionan con los costos directos, que incluyen la cantidad pagada por diseños, materiales, equipos, salarios directos, es preciso identificar todas las alternativas técnicas posibles, en función de las circunstancias materiales y de las tecnologías disponibles. Para obtener un costo total de una soldadura en particular se deben incluir otros renglones. Estos materiales van a incrementar los costos de soldadura y serán considerados dentro del costo total de soldadura y se consideran como costos adicionales. La tabla 3.7 muestra el costo por concepto de materiales directos.

Tabla 3.7. Costos de los materiales directos

No	Materiales	Cantidad	Precio material (CUP)	Importe material (CUP)
1	Tubo AISI 1045	0,03000	0,05400	0,00162
2	Tubo AISI 316 L	0,03000	0,05300	0,00159
3	Lija de 180	0,50000	0,4400	0,22000
4	Lija de 400	0,50000	0,45700	0,23700
5	Lija de 600	0,5000	0,27000	0,13500
6	Segueta	1,00000	0,73000	0,73000
Total				1,32000

Para determinar el costo de la energía eléctrica se tuvo en cuenta la tarifa de pago del MINBÁS a la UNE. La tarifa del MINBÁS es tarifa A1, que es el pago en CUC, con una demanda contratada de 1 500 kW para obtener este servicio de pago de \$ 3,00. 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 3.8 se muestran los costos por consumo de energía eléctrica.

Tabla 3.8. Costos del consumo de la energía eléctrica

Nro	Equipo	Horas por consumo eléctrico	Precio kW·h (CUP)	Importe kW·h (CUP)
1	Torno	0,0918	1,3200	0,1200
2	Microscopio	1,0000	0,6500	0,6600
Total				0,7800

El costo total de la fabricación de la soldadura se muestra en la tabla 3.7, ello incluye todos los costos que intervienen en el proceso.

Tabla 3.9. Costos totales

Costos totales	CUP
Mano de obra directa	12,00
Materiales directos	1,32
Energía eléctrica	0,78
Total	13,65

El costo total del proceso es de 13,65 CUP.

3.8. Impacto al medio ambiente

Más factible a las industrias de nuestros países parece ser la consideración de los tipos de procesos y materiales que para cada caso puedan ser utilizados, es decir, que en la elaboración de la tecnología se tengan en cuenta los riesgos y las formas para que estos sean los mínimos posibles. Un aspecto que debe ser considerado es la cultura de los trabajadores en este sentido, el conocimiento por parte de los soldadores y otros

trabajadores relacionados con el proceso de las medidas de seguridad, lo cual es un elemento que debe asegurarse al máximo y puede contribuir a que la exposición a los riesgos sea la mínima inevitable.

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.

3.8.1. Riesgos asociados a la soldadura por fricción radial o rotativa

En este tipo de soldadura 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.

Durante la soldadura 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. Y si la energía aportada durante la etapa de fricción, es muy distinta de una soldadura a otra, en la siguiente fase, en la del recalado, 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 soldadura.

La falla de la película lubricante dificulta el movimiento relativo entre cuerpos sólidos y causa daño severo a las superficies en contacto. El desgaste adhesivo es el resultado de la adhesión de los cuerpos en contacto. El desgaste por fatiga es aquel en que la película es parcialmente efectiva y el proceso de fatiga se da por esfuerzos repetitivos bajo deslizamiento o rodamiento. El desgaste abrasivo se provoca cuando la película contiene partículas duras que desgastan las superficies en contacto.

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

3.9. Conclusiones del capítulo 3

1. Las microestructuras obtenidas han permitido establecer los cambios producidos en la unión disímil AISI 1045 y AISI 316L, al ser sometidos al proceso de soldadura por fricción de torque continuo.
2. Durante el análisis de las diferentes zonas que se forman en la unión soldada, se estableció la zona afectada térmicamente y la zona termomecánicamente afectada de la unión disímil AISI 1045 - AISI 316L las cuales fueron obtenidas sin llegar a la temperatura de fusión de ambos materiales a soldar.
3. Se pudo determinar que variaciones en el número de revoluciones durante el proceso de soldadura de torque continuo, provoca cambios en la dureza de las diferentes zonas que se obtienen en la unión soldada, pero que de forma general esta dureza no afecta la continuidad metalúrgica en la unión.

CONCLUSIONES GENERALES

1. En las microestructuras de la ZTMA de la soldadura disímil AISI 1045 – AISI 316L, para 1 680 rev/min se pudo determinar que la misma está compuesta por estructura ferrita perlita con fases presentes de ferrita dendrítica y austenita en el acero AISI 1045 y de estructura del tipo ferrita dendrítica, ferrita lathy y austenita, en el AISI 316L, que lo caracteriza como una solidificación ferrita – austenita (FA).
2. Se determinó en la ZTMA para 1 200 rev/min que en las estructuras existe la presencia de ferrita con la formación de austenita dendrítica y austenita en los límites de grano de la ferrita, en el AISI 1045 y fase austenítica, con una franja de ferrita en el AISI 316 L, con el mismo tipo de solidificación.
3. Se establece que durante la unión de tubería con diámetro de 25 milímetros entre el AISI 1045 – AISI 316L, se requiere de una temperatura de fricción desde 770 hasta 738 °C y temperatura de forja desde 743 hasta 731 °C, donde en correspondencia con estas temperaturas, la dureza fluctúa entre 250 y 237 HV, según los números de revoluciones empleados.
4. Al estimar las incidencias económicas del proceso de soldadura de torque continuo entre el AISI 1045 y el AISI 316L, donde se tuvo en cuenta el costo de fabricación, costos de mano de obra directa y costos de materiales directo, se incurre en un costo total de 13,65 CUP.

RECOMENDACIONES

1. Proponer a las empresas del territorio la unión de tuberías mediante este proceso como una alternativa de minimizar el efecto invernadero y disminuir las emisiones de gases a la atmósfera.
2. Proponer el uso de fundente para mejorar la resistencia de la unión disímil AISI 1045 – AISI 316L en futuras investigaciones.
3. Considerar en futuras investigaciones la posibilidad de establecer la distribución de tensiones de la unión disímil AISI 1045 – AISI 316L con el empleo del método de los elementos finitos (MEF).
4. 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 AISI 1045 - AISI 316L.

REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

Bibliografía

1. **Acerind, S.C. 2000.** *Soldadura de los aceros inoxidable*s. 2000. Vol. II.
2. **Alves do Carmo, D. y Rocha de Faria, A. 2015.** *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. 2009.** *study of mechanical properties of friction welded mild steel to stainless steel joints*. 2009.
4. **Andersson, Roger. 2005.** *Deformation Characteristics of Stainless Steels*. 2005.
5. **Avner, Sidney H. 1979.** *Introducción a la Metalurgia Física*. 1979.
6. **Briones, R., y otros. 2014.** *Caracterización microestructural y mecánica de una soldadura disímil de aceros inoxidable*s 316L/AL6XN. . s.l. : Rev. LatinAm. Metal. Mat., 2014. págs. 306-315. Vol. 34.
7. **Burgos, A. 2010.** *Soldadura Por Friccion Agitación (FSW) De Aluminio*". 2010.
8. **Cabibbo, M., y otros. 2007.** *Microstructure and property studies of AA6056 fricción stir welded plate*. 2007.
9. **Cabot, P. 2003.** *Soldadura por fricción agitación (FSW) De AA 6061 T6*. 2003.
10. **Capdevila Montes, Carlos. 2008.** *Modeling Of Diffusional Phase Transformation During The Isothermal Decomposicion Of Austenite In A Carbon Manganese (0.37C-1.5Mn) Microalloyed With Vanadium And Titanium* . 2008.
11. **Carabali Loba, J.L. 2006.** *Welding Process In The Engineering*. 2006.
12. **Chen, C. y Kovacevic, R. 2003.** *Finite element modeling of friction stir welding – thermal and thermomechanical analysis, International Journal of Machine Tools and Manufacture*,. 2003. Vol. 43.
13. **DebRoy, T. y Bhadeshia, H. 2010.** *Friction stir welding of dissimilar alloys – a perspective,*" . 2010.
14. **Dobrovidov, A. 1975.** *Selection of optimum conditions for the friction welding of high speed stee*. 1975.
15. **Donald, Askeland R. 2004.** *Ciencia e Ingeniería de los Materiales*. 2004.
16. **Fuji, A., y otros. 1997.** *Mechanical Properties of titanium 5083 Aluminum Alloy Friction joints*. 1997. págs. 673-678. Vol. 13.

17. **Hakan, A, Mehmet, T, Adem, K. 2007.** Effect of friction pressure on the properties of friction welded MA956 iron based super alloy [J]. 2007.
18. **Hart, P. y Twi, M. 2000.** *Hydrogen cracking-its causes, costs and future occurrence.* London : s.n., 2000.
19. **Jessop, T. y Dinsdale, W. 1976.** *Mechanical Testing of Dissimilar Metal friction Welds*". 1976.
20. **Kawai, G., Ogawa, K. y Tokisue, H. 1997.** Friction Welding of 6061 Aluminum Alloy Pipe to S25C Carbon Steel Pip. [En línea] 1997.
21. **Kiran Kumar, G., Kishore, K. y GopalKrishna, P. 2010.** 3Kiran Kumar, G.; Kishore, K.; GopalKrishna, P. *Investigating the Capabilities of Medium Duty Lathe for Friction Welding. Department of Mechanical Engineering,*. 2010.
22. **Kirik, I., Ozdemir, N. y Teker, T. 2012.** *Weldability of martensitic stainless steel to medium carbon steel by using friction welding.* . s.l. : Int. Iron Steel J., 2012. págs. 826-831.
23. **Kotecki, Damian. J. Lippold, John C. 2005.** *Welding Metallurgy and Weldability of Stainless steels,*. 2005.
24. **Kuziak, R., Bold, T. y Cheng., Yi-Wen. 1995.** 40. *Microstructure control of ferrite-pearlite high strength low alloy steels utilizing microalloying additions, Journal of Materials Processing Technology,*. 1995.
25. **Laufgang, Sergio G. 2003.** *Aceros inoxidable, termo soldex s.a tratamiento térmico de soldadura – prueba hidráulica de gasoductos.* 2003.
26. **Lombard, H., y otros. 2009.** *Effect of process parameters on the residual stresses in AA5083-H321 friction stir welds. Materials Science and Engineering .* 2009. pág. 119 a 124. Vol. 501.
27. **Longhurst, A. 2010.** *Torque control of friction stir welding for manufacturing and automation.* 2010.
28. **Lopez. M, E. Zerguera, M. Martinez, A. Cantu. V ,. 2000.** *Metodologia de diseño de fuentes de soldadura por arco electrico.* 2000.
29. **Maalekian, G. 2007.** *Friction welding - critical assessment of literature. Science and Technology of Welding and Joining,*. 2007. pág. 738 a 759. Vol. 12.
30. **Metals Handbook. 1990.** *Properties and selection steel and high-performance alloys,*. 10. 1990. Vol. I.
31. **Mishra, R. y M., Mahoney. 2007.** *Friction stir welding and processing,*. 2007.

32. **Mishra, R., De, P. y Kumar, N. 2014.** *Friction stir processing. In Friction Stir Welding and Processing.* 2014.
33. **Moreno, S. 2008.** *Soldadura por fricción.* Medellín : s.n., 2008.
34. **Mumim, S. 2007.** *Evaluation of the joint interface properties of austenitic stainless steel joined by friction welding [J].* 2007.
35. **Murti, K. y Sunderesan, S. 1986.** Structure and properties of friction welds between highspeed steel and medium carbon steel for bimetal tools [J]. 1986.
36. **Nelson, D., Baeslack, W. y Lippold, J. 1985.** *Characterization of the weld structure in a duplex stainless steel using color metallography, Metallography,*. 1985. págs. 215-225. Vol. 18.
37. **O' Brien, R. 1996.** *Manual de Soldadura. Tomo III. American Welding Society.* 8 th. Naucalpan de juarez : s.n., 1996.
38. **Ozdemir, N. 2005.** *Investigation of mechanical properties of friction welded joints between .* 2005.
39. **Paventhana, R., Lakshminarayanan, P. y Balasubramanian, V. 2011.** *Prediction and optimization of friction welding parameters for joining aluminium alloy and stainless steel. . s.l. : Trans. Nonferrous Met. Soc. China.,* 2011. págs. 1480-1485. Vol. 21.
40. **Peel, M.; Steuwer, A; Withers, P. 2006.** *Process parameter effects on history and weld ``.* 2006.
41. **Preuss, M. y Withers, P. 2003.** 64. *Peel, M.; Steuwer, A.; Microstructure, mechanical properties and residual stresses as a function of welding speed in aluminium AA5083 friction stir welds,*”. 2003.
42. **Quintana, K. 2012.** *Evaluación de la soldadura por fricción - agitación de punto de la aleación de aluminio AA 6063 - T5.* 2012.
43. **Rai, R, De A, Bhadeshia, H. y DebRoy, T. 2011.** *Review: friction stir welding tools. . s.l. : Science and Technology of Welding Joing.,* 2011. págs. 325-342.
44. **Ren, S., Ma, Z. y Chen, L. 2007.** *Effect of welding parameters on tensile properties and fracture behavior of friction stir welded Al–Mg–Si alloy.* 2007.
45. **Rodriguez, M. y A Rodriguez, A. 2007.** *Soldadura de Barras de Refuerzo para Estructuras de Concreto Reforzado en Zonas Sísmicas.* 2007.
46. **Sathiya, P., Aravindan, S. y Noorul Hag, A. 2005.** *Mechanical and metallurgical properties of friction welded AISI 304 austenitic stainless steel [J].* 2005.
47. **Sawhill, J. 1977.** *Welding HSLA line pipe steels, Metallovedenie,*. 1977. págs. 56-60.

48. **Schneider, J. y Núñez, A. Jr. 2004.** *Characterization of plastic flow and resulting microtextures in a friction stir weld*, *Metall.* 2004.
49. **Seshagirao, B., Sivaramakrishna, V. y Saikrishnaprasad, G. 2015.** *Experimental investigation of rotary friction welding parameters of aluminum (H-30) and mild steel (AISI-1040)*. 2015.
50. **Shankar, V. y Gill, T. 2003.** *solidification cracking in austenitic stainless steel*, *Sadhana.* . 2003. págs. 359-382,. Vol. 28.
51. **Singh-Sidhu, M. y Singh-Chatha, S. 2012.** *Friction Stir Welding – Process and its Variables*:. s.l.: International Journal of Emerging Technology and Advanced Engineering., 2012.
52. **Sunghak Lee, Byung Chun Kim, Gongil Kwon,.** 1992. *Correlation of microstructure and fracture properties in weld heat affected zones of thermomechanically controlled processed steels*, . s.l. : Metallurgical Transactions A. 23A (12): , 1992. págs. 2803-2816.
53. **tecnologica, Area. 2018.** Area tecnologica. *area tecnologica*. [En línea] 2018. www.areatecnologica.com.
54. **Tufaro, L. y Svoboda, H. 2014.** *Efecto del procedimiento de soldadura por fricción-agitación sobre las propiedades mecánicas en uniones de aleación de aluminio termoenvejecible*. 2014.
55. **Velandia, J. 2009.** *Determinación del efecto de la fuerza axial en la resistencia mecánica de soldaduras por fricción agitación (SFA)*. 2009.
56. **Vucetich, D. 2013.** *Soldadura por fricción y agitación de placas de aluminio 5086*. 2013.
57. **Weglowski, A. 2011.** *Friction stir processing - analysis of the process*. *Archives of metallurgy and materials*. 2011.
58. **Woo, W., y otros. 2011.** *Neutron diffraction measurements of residual stresses in friction stir welding: a review*,. s.l. : Science and Technology of Welding and Joining,, 2011. págs. 23–32. Vol. 16.
59. **Yoon, H., y otros. 2006.** *Mechanical properties of friction welds of frictionn welds of RAFs(JLF-1) to SUS 304 steels as measured by theacoustic emission technique* . 2006.
60. **Zhang, W., Elmer, J. y T., DebRoy. 2005.** *Integrated modelling of thermal cycles, austenite formation, grain growth and decomposition in the heat affected zone of*

carbon steel,. s.l. : Science and Technology of Welding and Joining,, 2005. págs. 574-582. . N.5.

61. **Zimmer, S., y otros. 2010.** Experimental investigation of the influence of the FSW plunge processing parameters on the maximum generated force and torque. 2010.