

**MINISTERIO DE EDUCACIÓN SUPERIOR
INSTITUTO SUPERIOR MINERO METALÚRGICO
“DR. ANTONIO NÚÑEZ JIMÉNEZ”
FACULTAD METALURGIA – ELECTROMECAÁNICA**

**COMPORTAMIENTO MICROESTRUCTURAL DE UNA
UNIÓN DISÍMIL REALIZADA POR PROCESO DE
SOLDADURA DE ROTACIÓN CONTINUA**

Tesis en opción al título de Máster en electromecánica

Autor: Ing. Oney Borges Correa

Moa - 2018

**MINISTERIO DE EDUCACIÓN SUPERIOR
INSTITUTO SUPERIOR MINERO METALÚRGICO
“DR. ANTONIO NÚÑEZ JIMÉNEZ”
FACULTAD METALURGIA – ELECTROMECAÁNICA**

**COMPORTAMIENTO MICROESTRUCTURAL DE UNA
UNIÓN DISÍMIL REALIZADA POR PROCESO DE
SOLDADURA DE ROTACIÓN CONTINUA**

Tesis en opción al título de Máster en electromecánica

Autor: Ing. Oney Borges Correa

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

Moa - 2018

Declaración de autoridad:

Yo: Oney Borges Correa

Autor de este trabajo de maestría, 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.

Ing. Oney Borges Correa

Dr. C. Tomás H. Fernández Columbié

Pensamiento

... Y siempre mediremos, por encima de todo un técnico y un científico no por su conocimiento, sino por el grado de humildad y modestia con que sea capaz de aportar sus conocimientos.

Fidel Castro Ruz

AGRADECIMIENTOS

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

A mi tutor el Dr. Tomás Hernaldo Fernández Columbié, quien supo con increíble maestría levantarme el ánimo y alentarme cuando aún en la recta final me creía vencido, gracias a su esfuerzo y dedicación este trabajo salió adelante, siempre al tanto de todo, con su revisión y sin frontera de tiempo.

A mis amistades y compañeros de trabajo, que han contribuido a que alcanzara esta meta. Gracias a la Revolución por darme la oportunidad de graduarme, para entregar mi más dedicado esfuerzo, como futura profesional.

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 mi esposa y hijas que me apoyaron en los momentos de mi vida en que más lo necesitaba y que siempre creyeron en mí.

ÍNDICE	Pág.
INTRODUCCIÓN	1
CAPÍTULO 1. MARCO TEÓRICO. ANTECEDENTES INVESTIGATIVOS	
1.1. Introducción	4
1.2. Clasificación de los aceros inoxidables	4
1.2.1. Zona afectada térmicamente en los aceros inoxidables	7
1.3. Generalidades sobre los aceros	9
1.3.1. Zona afectada térmicamente en los aceros	10
1.4. Unión de soldadura disímil	12
1.5. Soldadura por fricción radial o rotativa	14
1.5.1. Curvas características de la soldadura por fricción radial	18
1.5.2. Proceso de soldadura disímil por fricción radial	19
1.5.3. Parámetros del proceso	21
1.5.4. Efecto de los parámetros de proceso en la distribución de esfuerzos residuales	23
1.6. Conformado superplástico	24
1.7. Conclusiones del capítulo 1	26
 CAPÍTULO 2. MATERIALES Y MÉTODOS	
2.1. Introducción	27
2.2. Etapas a considerar en la soldadura por fricción	27
2.3. Composición química de las aleaciones	27
2.3.1. Composición química del acero AISI 316 L	29
2.4. Microestructura patrón de las aleaciones	30
2.5. Preparación de la unión	31
2.5.1. Variables operativas utilizadas para el proceso de unión	32
2.5.2. Relaciones entre las variables	34
2.5.3. Características entre las variables del proceso	35
2.5.4. Medición de temperatura	36
2.6. Preparación metalográfica de la probeta	36
2.6.1. Operación de desbaste y pulido	37
2.6.2. Ataque químico de las muestras	38
2.6.3. Elaboración mecánica de las probetas	38

2.6.4. Encapsulado de las muestras resina epoxi ROYAPOX – 5050	39
2.6.5. Propiedades de la resina epoxi ROYAPOX – 5050	39
2.6.6. Ensayo de dureza en las diferentes zonas	39
2.7. Procedimiento metodológico para el proceso de soldadura	40
2.7.1. Cálculo de la fuerza de calentamiento	41
2.7.2. Cálculo del área de contacto o de soldadura	41
2.7.3. Cálculo de la fuerza de contacto	41
2.7.4. Cálculo de la distribución de la temperatura en la junta soldada	41
2.7.5. Cálculo del carbono equivalente	44
2.8. Procesamiento estadístico de los datos	45
2.8.1. Determinación de los coeficientes de regresión	45
2.9. Conclusiones del capítulo 2	47

CAPÍTULO 3. ANÁLISIS DE LOS RESULTADOS

3.1. Introducción	48
3.2. Análisis de la composición química	48
3.3. Análisis del procedimiento metodológico para el proceso de soldadura	49
3.4. Análisis de la microestructura de la ZTMA para 900 rev/min	52
3.4.1. Análisis de la microestructura de la ZTA del lado del acero AISI 1045	53
3.4.2. Análisis de la microestructura de la ZTA del lado del acero AISI 316 L	54
3.4.3. Análisis de la microestructura de la ZTMA para 800 rev/min	55
3.4.4. Análisis de la microestructura de la ZTA del lado del acero AISI 1045	56
3.4.5. Análisis de la microestructura de la ZTA del lado del acero AISI 316 L	57
3.4.6. Análisis de la microestructura de una unión disímil AI – AC	58
3.5. Análisis de los parámetros de soldadura	60
3.6. Análisis de la dureza en las diferentes zonas	61
3.7. Valoración económica	62
3.8. Valoración del impacto medio ambiental	64
3.8.1. Riesgos asociados a la soldadura por fricción radial o rotativa	65
3.9. Conclusiones del capítulo 3	66

CONCLUSIONES GENERALES

RECOMENDACIONES

INTRODUCCIÓN

La industria ha encontrado en la soldadura un proceso eficiente, rápido, económico y de gran flexibilidad para la unión de materiales prácticamente en todas las operaciones de fabricación, es fundamental para la expansión y productividad de nuestras industrias, a diferencia de otros métodos de unión que implican elementos procesados como pernos, tornillos, abrazaderas, la soldadura incide directamente sobre el material base garantizando la unión permanente. A medida que las técnicas de unión han mejorado a través del tiempo, los materiales, las herramientas y la maquinaria también han avanzado. La soldadura es algo más que un proceso de producción, es también un proceso de mantenimiento. Algunos de los problemas más difíciles de soldadura se presentan en el mantenimiento.

La soldadura se inicia como proceso de fabricación y reparación en 1901; fue usada solamente en reparaciones y operaciones de mantenimiento hasta la Primera Guerra Mundial, a partir de la II Guerra Mundial empezó a desarrollarse en forma acelerada. El examen de las soldaduras por rayos X se generalizó más tarde, dando confianza en las uniones soldadas, desde entonces, la soldadura ha crecido a velocidad exponencial hasta el punto de superar a la mayoría de las ramas de la industria.

La soldadura ya no es lo que fue en los tiempos pasados, cuando solamente se disponía de llamas de gas y electrodos revestidos, las técnicas de la soldadura han llegado a ser tan variadas que en la actualidad resulta difícil definir que es la soldadura. Antiguamente se definía como la unión de metales por fusión, pero actualmente esta definición no es correcta ya que no solo los metales pueden ser soldados, sino también una gran variedad de polímeros. Además, hay procedimientos de soldadura en los cuales no se requiere aportar calor.

En todos los mecanizados es usual la producción de soldadura sin calentamiento. Cuando un pedazo de metal se desliza con presión sobre una herramienta de corte de un torno, a menudo quedan pequeñas porciones soldadas en el borde de la herramienta. Este tipo de soldadura se conoce como soldadura fría bajo presión, hoy en día existen tipos de soldadura alternativas mucho mas revolucionarias, como la soldadura por ultrasonido y rayo láser. En vista de que la diversidad de soldadura aumenta año tras año, se define a la soldadura como la unión de materiales metálicos o no metálicos, por métodos que precisan o no, la

aportación de calor, la aplicación de presión, el uso de material de aporte, la utilización de dispositivos de sujeción.

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.

La **situación problemática** de la investigación la constituye: el empleo de soldadura por fusión en la unión de aceros disímiles, aceros austeníticos y acero al carbono genera en las diferentes zonas del cordón estructuras aciculares, intermetálicas y fase dura del tipo sigma, lo cual provoca que existan problemas de agrietamiento y rotura. Todo esto en su conjunto invalida la unión y afectaciones al medio ambiente, el incremento de los costos en máquinas y materiales. La búsqueda de nueva alternativa para garantizar la continuidad metalúrgica en la soldadura de aceros inoxidables y acero al carbono a través del proceso de soldadura por fricción, es una vía para minimizar los efectos negativos en este tipo de unión, generar menos impactos negativos al medio ambiente, así como garantizar mayor ahorro a la economía es una alternativa de solución a estos problemas.

El **problema** a investigar lo constituye: que aún son insuficientes los estudios relacionados para lograr la unión metalúrgica disímil entre el acero austenítico AISI 316 L y el acero al carbono AISI 1045 con el empleo de soldadura por fricción radial o rotativa.

Como **objeto de la investigación** se establece: soldadura de acero disímil entre el acero austenítico AISI 316 L y el acero AISI 1045 mediante proceso de soldadura por fricción radial o rotativa.

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

Sobre la base del problema a resolver se establece la siguiente **hipótesis**: la selección de parámetros como: velocidad de rotación, temperatura de fusión y presión de forja pueden garantizar una unión, entre el acero austenítico AISI 316 L y el acero AISI 1045, con buena continuidad metalúrgica.

A partir de la hipótesis planteada, se define como **objetivo del trabajo**: establecer el comportamiento microestructural y la dureza de la unión metalúrgica entre el acero austenítico AISI 316 L y el acero AISI 1045 luego de ser aplicados los parámetros del proceso de soldadura por fricción radial o rotativa.

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

1. Caracterizar los materiales para efectuar el proceso, así como los parámetros a emplear en la soldadura por fricción radial o rotativa.
2. Establecer los parámetros a emplear en la máquina herramienta seleccionada, que permitan garantizar la unión disímil entre el acero austenítico AISI 316 L y el acero AISI 1045, durante el proceso de soldadura por fricción radial o rotativa.
3. Describir las zonas obtenidas por el efecto de la soldadura por fricción radial o rotativa de la unión soldada disímil acero austenítico AISI 316 L y el acero AISI 1045 en base a las microestructuras obtenidas, así como la dureza en cada una de ellas.

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

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

Capítulo 1: Marco teórico. Antecedentes investigativos

CAPÍTULO 1. 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. 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. Clasificación de los aceros inoxidables

Los aceros inoxidables (Higgins, 1993; Badeshia y Honeycombe, 2006), se aplican a las aleaciones preparadas a base de hierro, las cuales contienen por lo menos el 12 % de cromo con o sin adiciones de otros elementos de aleación. La propiedad notable de los aceros inoxidables es su resistencia a la corrosión en muchos, aunque no en todos los medios corrosivos. Además, poseen una adaptabilidad excepcional a los procesos de conformado en frío, en caliente y pueden desarrollar una alta resistencia a la tensión y al movimiento plástico.

Se plantea por algunos 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).

En la soldadura de los aceros inoxidables austeníticos plantea Elmer *et al.* (2007) es práctica generalizada mantener la temperatura del material base y la ZAC lo más baja posible, esto se logra con el uso de bajas intensidades de corriente (compatibles con una adecuada penetración y fusión), arco corto, secuencia de paso peregrino, 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 tenga hasta 70 °C.

Como excepción y rara vez puede ser requerido un calentamiento a 500 °C con el objeto de producir precipitación de carburos (de Nb) en aceros inoxidable AISI 347 estabilizados al Nb (Niobio) (en EEUU Columbia) o en aleaciones de Ni (níquel) de una manera controlada para evitar la precipitación en servicio produciendo fragilidad. Este último tratamiento se realiza si fuese necesario mediante un tratamiento térmico post soldadura. En su investigación, Rabenstiener (1995) considera óptimo el contenido de ferrita entre 5 y 15 % para beneficiarse con las ventajas de esta fase y reducir en gran medida los inconvenientes en la solidificación. El porcentaje de ferrita requerido en la unión soldada se consigue seleccionando adecuadamente tanto el material de aporte como los parámetros en el proceso de soldadura.

Gretoft y Karisson (1990), encuentran en sus investigaciones que la distribución de las tensiones durante la solidificación es uno de los factores que contribuye a que sea beneficiosa la presencia de la fase. Ellos establecen desde el punto de vista de la soldadura, que los mejores resultados se obtienen cuando la secuencia de solidificación comienza con la fase ferrítica y posteriormente la transformación de fase a austenita en estado sólido. Estos aceros descansan principalmente en la presencia de cromo para lograr las cualidades de inoxidables. En general, mientras más alto sea el contenido de cromo, más resistente a la corrosión será el acero (Lozano *et al.*, 2000).

Los aceros inoxidables se seleccionan en función de su resistencia a la corrosión. Todos ellos 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 ($2 \text{ a } 5 \times 10^{-7} \text{ mm}$) 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 que lo aísla del medio agresivo.

En esta familia se agrupan los aceros inoxidables al cromo - níquel (tipo 3XX) y al cromo - níquel manganeso (tipo 2XX). Son esencialmente no magnéticos en la condición de recocido y no endurecen por tratamiento térmico. El contenido total de níquel y cromo es de por lo menos 23 %. Se pueden trabajar fácilmente en caliente o en frío. El trabajo en frío les desarrolla una amplia variedad de propiedades mecánicas y en esta condición, el acero puede llegar a ser

ligeramente magnético. Son muy resistentes al impacto y difíciles de maquinar. Estos aceros tienen la mejor resistencia a altas temperaturas y resistencia a la formación de escamas de todos los demás aceros inoxidable. Su resistencia a la corrosión suele ser mejor que la de los aceros martensíticos o ferríticos (Lozano *et al.*, 2000).

El mayor inconveniente que presenta la soldadura de los aceros austeníticos es la precipitación de carburos que pueden producirse en las zonas cercanas al cordón de soldadura, quedando sensibilizados a la corrosión intergranular. Para evitar esta precipitación se deben soldar las piezas sin precalentamiento y con el menor aporte de calor posible. Otra posibilidad es emplear aceros austeníticos con porcentaje de carbono menor a 0,03 % o aceros austeníticos estabilizados con titanio, niobio o tántalo (Doyle, 1998).

Venugopal *et al.* (1996), empleando el modelo dinámico de materiales (MDM), han desarrollado una serie de mapas de procesamiento e inestabilidad plástica para esta aleación en el intervalo de temperatura de 873 - 1 323 K, a tasas de deformación de 0,001 - 100 s⁻¹. De acuerdo a sus resultados, a temperaturas de deformación inferiores a 1 123 K y tasas de deformación inferiores a 10 s⁻¹, el material presenta localización del flujo plástico debido a la formación de bandas de corte adiabáticas, mientras que a temperaturas superiores (> 1 123 K) y tasas de deformación mayores (> 10 s⁻¹) se observan maclas mecánicas y bandas de deslizamiento onduladas. Por lo tanto, estos autores concluyeron que todos estos regímenes debían evitarse durante el procesamiento plástico de este material.

Recientemente Puchi-Cabrera (2003), ha propuesto una descripción constitutiva simple de este material, deformado a temperaturas entre 850 - 1 250 °C y un amplio espectro de tasas de deformación, bajo condiciones de recuperación dinámica, mediante la combinación de la ley evolutiva de saturación exponencial propuesta por Sah *et al.* (1969) para la descripción de la dependencia del esfuerzo de fluencia, de la deformación, con el modelo cinético sugerido por Kocks (1976), para la correlación del esfuerzo de saturación con la tasa de deformación y temperatura, imponiendo la condición que la tasa de endurecimiento por deformación atómica debe ser una constante independiente de la temperatura y tasa de deformación. Tal estudio determinó que, a temperaturas inferiores a 850 °C, a ciertas tasas de deformación, pudiesen estar presentes algunos efectos de envejecimiento por deformación dinámica (EDD) los cuales pudiesen dar lugar a una sobre estimación de los valores extrapolados del esfuerzo de saturación, previniendo la extensión del modelo a temperaturas de deformación inferiores.

Los aceros inoxidables austeníticos son un importante tipo de aleación de ingeniería muy utilizados debido a que poseen gran estabilidad química. Estos aceros no son usados frecuentemente en la condición de trabajados en frío, debido a que la deformación plástica en frío tiene marcada influencia sobre las propiedades mecánicas, en particular a temperaturas menores a cero grados centígrados. Por otra parte, son ampliamente utilizados en aplicaciones donde se requiere combinación de alta resistencia a la corrosión, a la conformabilidad y a la soldabilidad, particularmente en la industria química, naval, farmacéutica, aeronáutica, alimenticia, de transporte, entre otras. Esto determina su importancia crítica en el desarrollo de la industria tecnológica (Rodríguez *et al.*, 2004).

1.2.1. Zona afectada térmicamente en los aceros inoxidables

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 inoxidables 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.

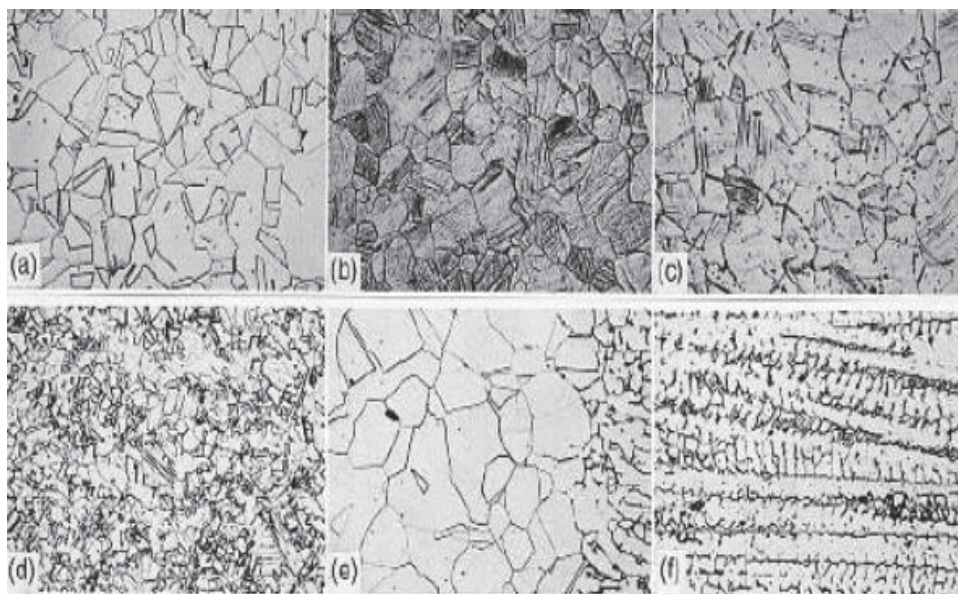


Figura 1.1. Microestructura transversal de la soldadura de un acero inoxidable endurecido por trabajo. (a) Antes de endurecer por trabajo, (b) metal base, (c) precipitación de carburos en el límite de grano, (d) recrystalización, (e) crecimiento de grano enseguida del límite de fusión, (f) zona de fusión. *Reprinted from Metals Handbook.*

La evolución microestructural de la ZAT o ZAC de los aceros inoxidable 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 inoxidable la ZAT se presenta en una región estrecha, la cual es difícil de distinguir (Nelson *et al.*, 1985).

Durante la soldadura de los aceros inoxidable 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 inoxidable 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 recrystalización (figura 1.1d) y el crecimiento del grano (figura 1.1e) son evidentes en el ZAC.

En la soldadura de estos aceros, 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).

1.3. Generalidades sobre los aceros al carbono

Los aceros al carbono son aquellos en los cuales el carbono es el elemento de aleación que controla en forma esencial las propiedades de las aleaciones y en los cuales la cantidad de manganeso no puede exceder de 1,65 % y los contenidos de cobre y silicio deben ser cada uno menores de 0,60 %. Los aceros al carbono pueden subdividirse (como se muestra en la tabla 1.1) en los que contienen entre 0,08 y 0,35 % de carbono, los que contienen entre 0,35 y 0,50 % de carbono y los que contienen más de 0,50 % de carbono. Estos se conocen respectivamente como aceros de bajo carbono, aceros de medio carbono y aceros de alto carbono (Lajtn y Arzamásov, 1985).

Tabla 1.1. Clasificación de los aceros al carbono. Fuente: Guliaev (1983).

Nombre común	% C	Soldabilidad
Acero de bajo carbono	0,15 máx.	Excelente
Acero suave (mild steel)	0,15 0,30	Buena
Acero de medio carbono	0,30 0,50	Poca (precalentar y calentar)
Acero de alto carbono	0,50 1,00	Poca (difícil soldar sino se calienta y precalienta)

El acero es conocido como la aleación estándar con la cual son comparados los nuevos materiales estructurales. Sin embargo, lo que frecuentemente no es considerado al hacer esta comparación, es que el acero se mantiene en constante cambio debido a los notorios e importantes descubrimientos en la metalurgia del hierro y sus aleaciones. Esta es la razón por la cual permanece como la aleación más exitosa, aunado a que mantiene una alta relación de costo/eficiencia sobre todos los demás materiales, ocasionando que sea consumido en billones de toneladas anualmente (Higgins, 1993; Badeshia y Honeycombe; 2006).

Otra razón del amplio dominio de los aceros es la variedad de microestructuras y propiedades finales que presentan, las cuales pueden ser generadas por transformaciones en estado sólido y el método de procesamiento tal como ocurre en los aceros de alta resistencia y baja aleación (Badeshia y Honeycombe; 2006).

Según Tither y Lauprecht (1977); Llewellyn y Hudd (1998) y la AWS (1990), al soldar los aceros es importante considerar las variables del proceso de soldadura como la corriente, voltaje y velocidad de avance. Las cuales en conjunto controlan el calor aportado por el proceso cuyo propósito es causar la fusión de los materiales para que al solidificar permitan la

formación de una unión integral. Por lo tanto, es necesario producir materiales de aporte que produzcan depósitos de soldadura con propiedades similares a las del metal base.

El desarrollo de materiales de soldadura para los aceros ha llegado a ser complejo, en particular, cuando es necesario mantener las propiedades de tenacidad y ductilidad, lo cual ha traído la reducción de elementos comúnmente relacionados con la fragilización, tales como el carbono, nitrógeno, azufre, fósforo, silicio. Por lo tanto, se han tenido que buscar otros elementos que reemplacen a los anteriormente mencionados para mantener la resistencia a la tensión sin afectar la tenacidad del acero (AWS, 1990).

Sin embargo, otros autores en los que se encuentran Llewellyn y Hudd (1998); Badeshia y Honeycombe (2006), plantean que durante la soldadura de los aceros, el calor aportado también difunde hacia las zonas adyacentes que no alcanzan el punto fusión y por lo tanto experimentan un ciclo de calentamiento y enfriamiento, cuya severidad depende de la distancia de la zona de fusión. La temperatura pico y el rango de calentamiento disminuye en función de la distancia. La velocidad de enfriamiento es menos sensible a la distancia y puede ser relacionado con el tiempo de enfriamiento en el rango de 800 - 500 °C, en el cual la austenita sufre transformaciones en estado sólido.

1.3.1. Zona afectada térmicamente en los aceros

La zona afectada térmicamente (ZAT) como se muestra en la figura. 1.2 es resultado de los ciclos térmicos originados por el proceso de soldadura (calentamientos y enfriamientos rápidos) (Sunghak *et al.*, 1992; Oystein, 1994), 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.

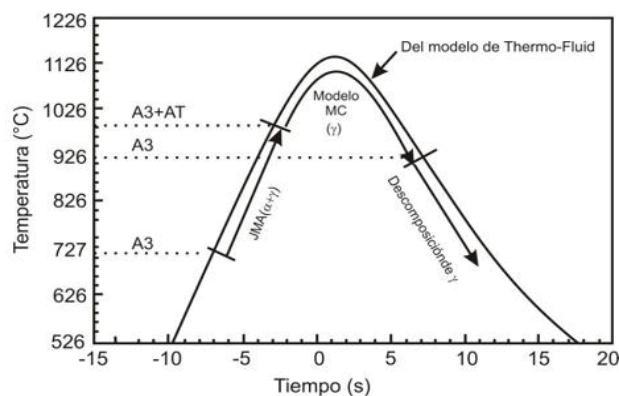


Figura 1.2. Proceso del ciclo de transformaciones en la ZAT. Fuente: Zhang *et al.* (2005).

Las transformaciones de la ZAT anteriormente mencionadas durante el ciclo térmico, que determinan la microestructura final. La transformación ferrita (α) $\rightarrow$ austenita (γ) 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 *et al.*, 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 1.2 (AWS, 1990; Zhang *et al.*, 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 *et al.* (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 (AWS, 1990).

1.4. Unión de soldadura disímil

Seleccionar el proceso de soldadura para realizar una unión de metales distintos es tan importante como la selección de las propiedades del metal de aporte. La profundidad de fusión en los metales base y el resultado de la dilución pueden variar con las diferentes técnicas y procesos de soldadura.

Refiere Kotecki (2005) que existe una variedad de combinaciones de aleaciones metálicas distintas especificadas hasta la actualidad. Los aceros inoxidable austeníticos, ferríticos, o martensíticos pueden ser soldados por fusión fácilmente con acero al carbono o aceros de baja aleación usando un metal de aporte que pueda sobrellevar la dilución de ambos metales base sin la formación de fallas en la unión. La selección de procesos y aleaciones metálicas distintas depende sobre la aplicación y las condiciones de servicio

En la literatura se reporta que, la unión de aceros inoxidable austeníticos y aceros al carbono han sido ampliamente experimentadas para aplicaciones en industrias de energía térmicas y otras aplicaciones, debido a razones económicas y técnicas. La adopción de combinación de metales distintos provee posibilidades para un diseño flexible de un producto para el uso eficiente de cada material, beneficiando las propiedades específicas de cada material en una forma funcional (Sun y Karppi, 1996; Kurt. 2007).

Hay 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 estos efectos antes de pasar a la etapa de producción (López *et al.*, 2000 y Capdevila, 2008).

La cronología del uso de uniones disímiles, revela la primera aplicación de un material de aporte tipo austenítico como protección sobre un acero al carbono, lo cual fue desarrollado por Krupp hace más de 70 años (Klueh *et al.*, 1983). En 1940, las uniones disímiles fueron empleadas para el uso de calderas e intercambiadores de calor las cuales fueron hechas con un material de aporte de acero inoxidable austenítico. En la década de los cincuentas y sesentas se presentó un incremento en su uso en calderas en servicio, especialmente en donde la temperatura del vapor alcanzaba 566 °C. Las primeras fallas de estas uniones fueron

encontradas en 1950 y desde entonces, se realizaron esfuerzos para mejorar su comportamiento y entender este fenómeno (Coy, 2006).

Posteriormente, en los setenta y ochenta se incrementó el uso de las uniones disímiles y por consiguiente, la presencia de fallas. Lundin (1982) quien realizó un estudio sobre las uniones soldadas disímiles que data desde el año 1935, fue basado en reportes de fallas de empresas, investigaciones, entrevistas con fabricantes y diferentes usuarios de uniones disímiles con el objetivo de proveer información sobre estas. En la tabla 1.2 se muestra el estudio realizado.

Tabla 1.2. Comportamiento de las uniones soldadas disímiles. Fuente: Lundin (1982).

Comportamiento de las uniones soldadas disímiles. Encuesta industrial sobre una base unitaria.	
81 %	No reportaron fallas
37 %	Reportaron fallas solo después de 100 000 h
63 %	Reportaron fallas con metal de aporte de acero inoxidable
12 %	Reportaron fallas con metal de aporte de aleaciones base Ni
6 %	Reportaron fallas con soldadura a presión
17 %	Reportaron fallas con metal de aporte ferrítico
76 %	Reportaron fallas en la región sobrecalentada

La soldadura de materiales disímiles impone un reto para los ingenieros relacionado con la integridad estructural de las uniones disímiles debido a su diferencia en términos de microestructura, propiedades mecánicas, térmicas y propiedades de fractura (Samal *et al.*, 2009). El problema de la unión de materiales disímiles ha sido bien reconocido.

Peña (2012) realizó la unión soldada disímil acero A 570 y acero AISI 316 L, para ello se prepararon planchas de ambos materiales que fueron sometidas a proceso de soldadura por arco eléctrico (SMAW) y se empleó electrodo revestido del tipo E 316 – 12. Para caracterizar las microestructuras resultantes se efectuó el análisis metalográfico, donde se determinó que la unión soldada disímil está compuesta por estructura del tipo ferrita perlita, así como de martensita, pero que presentó buenas propiedades de soldabilidad.

Fernández *et al.* (2014) establece el comportamiento microestructural de una unión soldada disímil en una aleación HK 40 y el hierro fundido 24, realizó una caracterización química de las aleaciones, para ello tuvo en cuenta un total de nueve muestras, que fueron soldada por proceso manual (SMAW), en este trabajo se emplearon electrodos revestidos del tipo E 312 – 16, el UTP 65 y el Castell Xiron 244, demostrándose en el análisis microestructural y en el diagrama de Schaeffler, que la disposición de la unión con el electrodo E 312 – 16 provoca la

aparición de estructura interdendrítica con origen a la fundición blanca, siendo más favorable la unión con el electrodo UTP 65. Los autores del trabajo realizaron además el análisis de microdureza en cada unión.

El problema de la unión de materiales disímiles ha sido bien reconocido, la aplicación industrial ha experimentado fallas en la zona de transición entre los materiales debido a las diferencias en los coeficientes de expansión térmica por los metales base y el material de aporte) (Klueh *et al.*, 1983; Celik y Alsaran, 1999; Joseph *et al.*, 2005), estas fallas pueden presentarse después de 15 ó 20 años de operación o cuando la vida útil ha sido cumplida.

Plantean Madhusudan y Srinivasa (2009); Reddy *et al.* (2008) que la evolución microestructural a lo largo del borde de la línea de fusión en soldadura de materiales disímiles fabricadas con aceros inoxidable/aceros al carbono presentan características y morfologías diferentes a las uniones símiles. Cuando el metal base presenta una microestructura ferrítica a temperaturas cercanas al punto de fusión y el metal de soldadura presenta una microestructura austenítica, entonces el crecimiento epitaxial puede ser suprimido.

De la revisión bibliográfica se ha podido establecer que la unión por soldadura por cualquier proceso de fusión entre el acero austenítico y el acero al carbono, el calor que se introduce a través de estas fuentes, genera cambios microestructurales que afectan la estructura interna de los materiales, tendencia a la formación de estructura quebradiza como la intermetálica, además hay que lograr la formación de estructura ferrítica para que estas se comporten como uniones deseables.

1.5. Soldadura por fricción radial o rotativa

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, 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 y Shafer, 2014).

Quintana (2012), Vucetich (2013) y Tufaro y Svoboda (2014) plantean que la soldadura por fricción (FRW), es un proceso de soldadura de estado sólido, donde se mezclan los materiales

sin llegar a fundirlos debido 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, entres 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) refieren diferentes pasos básicos para la ejecución de la soldadura por fricción, como se muestran en la figura 1.3; 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).

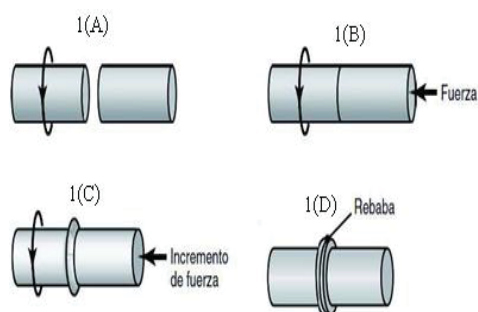


Figura 1.3. Principios de la soldadura por fricción. Fuente: Mishra (2007).

La velocidad de rotación y la presión axial que se aplica, determinan la forma de la unión soldada como se observa en la figura 1.3; 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 Núñez (2004) y Cabibbo *et al.* (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 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 (Seshagirao *et al.*, 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 *et al.*, 2007).

La temperatura de fricción se obtiene rotando un componente axialmente simétrico contra otro estático y bien sujeto (figura 1.3), 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 *et al.*, 2014).

Según Zimmer *et al.* (2010) la soldadura por fricción rotativa es más eficiente en términos de energía en comparación a los procesos de soldadura más competitivos. 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.

Durante el proceso, los parámetros de la soldadura combinados ejercen un efecto significativo en el modelo de flujo material y distribución de temperatura (figura 1.4), mientras influye en la evolución de la microestructura del material, la formación y las propiedades mecánicas de la junta (Gene, 2002 y Oosterkamp *et al.*, 2004).

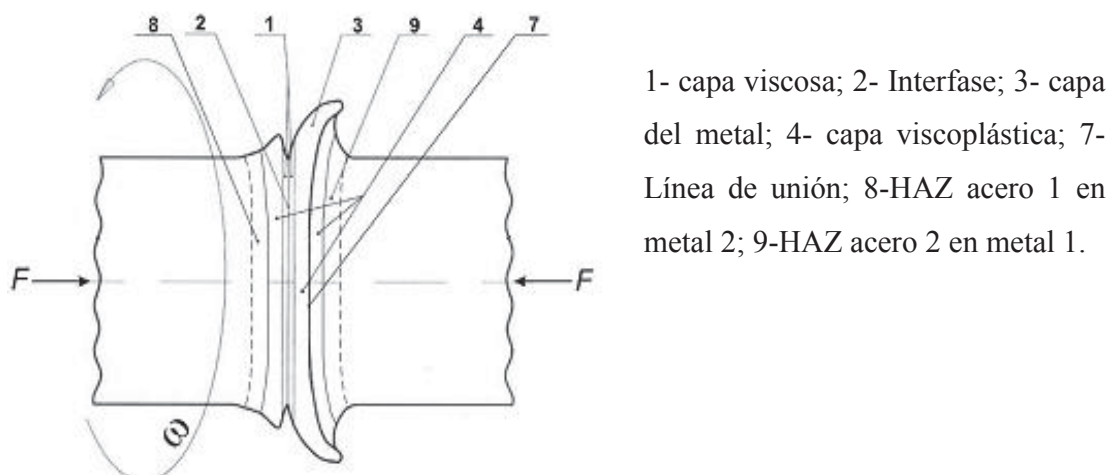


Figure 1.4. Modelo de una junta soldada con las zonas características.

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

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

de fusión. La fuerza aplicada sobre las superficies a unir en esta etapa se le denomina fuerza de calentamiento.

1.5.1. Curvas características de la soldadura por fricción radial

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 1.5 se expone la forma en que ocurre el proceso.

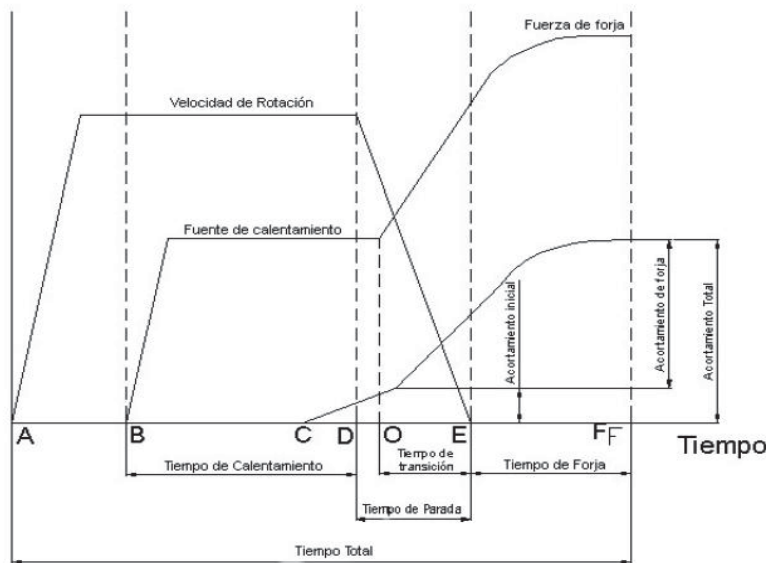


Figura 1.5. Curvas características de la soldadura por fricción. Fuente: Moreno (2008).

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 1.5 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.

1.5.2. Proceso de soldadura disímil 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 *et al.*, 2006).

Dentro de los antecedentes se tiene a Kawai *et al.* (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 *et al.* (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 *et al.* (2007).

De la revisión de la literatura Murti y Sunderesan (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 microdureza, 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 *et al.* (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 *et al.* (1997) investigó que el proceso de soldadura por fricción era muy eficaz en la soldadura de materiales disímil entre el 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 *et al.* (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.

Peel *et al.* (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.

1.5.3. Parámetros del proceso de soldadura por fricción

Varios parámetros se pueden controlar en la soldadura por fricción rotativa según criterios de Maalekian (2007) y Uzku (2010). Los mismos 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 parámetros como la geometría de las piezas y las propiedades del material. Un proceso de soldadura exitoso se puede producir si los parámetros se optimizan.

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

Por otro lado, expone Nicholas (2003) que los valores de presión aplicados a la soldadura son muy importantes debido a que controlan el gradiente de temperatura y afectan el torque rotacional, así como la potencia. La fricción y la presión de forja están directamente relacionadas con la geometría y las propiedades del material de las piezas a soldar. La aplicación de presión es variable, ésta puede ser controlada por la temperatura en la zona de soldadura y la disminución de la longitud axial. Una presión óptima se debe aplicar a materiales con el fin de obtener deformaciones uniformes a lo largo. La presión de fricción tiene que ser lo suficientemente alta como para permitir la eliminación de óxidos, para conseguir un calentamiento uniforme a lo largo de todo el material y para interrumpir la afinidad entre las superficies y el aire.

Rai *et al.* (2011) es del criterio que la aplicación de presión de forja, especialmente durante el proceso de fricción mejora las propiedades de soldadura, esta presión depende de la afluencia de calor sobre la tensión del material. Tampoco debe ser suficientemente alta para causar la acumulación de soldadura ni ser lo suficientemente baja como para causar falta de soldadura.

La presión de forja en algunos materiales se determina en función de la resistencia interior del material. La difusión de macro partículas de superficies a superficies ocurre durante la forja. Se forman lazos de manera continua y se descomponen durante la fricción en la interfaz.

El momento de fricción y forja están directamente relacionados con las propiedades del material. El tiempo de fricción debe permitir que se produzca la deformación plástica eliminando posibles residuos y partículas. Para un conjunto de alta calidad de la soldadura, el tiempo mínimo de rozamiento debe ser excedido. Menores tiempos de fricción, así como el no calentamiento uniforme resultan en zonas no unidas en la interfaz y la deformación plástica inadecuada; esto trae el problema de la soldadura de baja calidad, el sobrecalentamiento y pérdida de material (Rai *et al.*, 2011 y García-Castillo *et al.*, 2016).

Las tensiones residuales resultantes de la soldadura se encuentran vinculadas a los parámetros del proceso utilizados a través del campo térmico que este conjunto de parámetros genera sobre la probeta. En este sentido, son escasos los estudios experimentales que vinculen estos aspectos de modo de lograr una mejor comprensión de los fenómenos actuantes.

El calor es la fuente por suavizar el material. La combinación de velocidad del husillo, fuerza de fricción y tiempo de fricción, provoca la cantidad de generación de calor durante la acción frotante. La entrada de calor juega un papel para determinar las características de un material unido. Mohammed *et al.* (2015) estudiaron el impacto de entrada de calor en las propiedades mecánicas de tubos de acero inoxidable dúplex, exponen que con el aumento de la entrada de calor, aumenta la fuerza de tensión y las disminuciones de fuerza de impacto al mismo tiempo, la dureza en la junta aumenta en la medida que se incrementa la entrada de calor.

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

Paduan *et al.* (2010) revelaron que el espacio de fricción y el tiempo de forja, causa la formación de fases intermetálicas en la interfase de la junta del acero y el aluminio. Sin embargo se plantea en la literatura que los contaminantes se eliminan automáticamente en la

interfase durante la soldadura y no hay efecto predominante en las propiedades mecánicas metalúrgicas de la junta soldada, debido al acabado de la superficie.

1.5.4. Efecto de los parámetros de proceso en la distribución de esfuerzos residuales

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

Diferentes autores han estudiado el efecto que tienen algunos parámetros de proceso en la distribución de esfuerzos residuales de las juntas unidas mediante el proceso soldadura por fricción. Gran parte de estas investigaciones ha concluido que son mayores los esfuerzos residuales alcanzados en la dirección radial, en la dirección de la soldadura, en comparación con los que se presentan en la dirección transversal, es decir perpendicular a la línea de junta (Withers y Bhadeshia, 2001; Sutton *et al.*, 2002; Peel *et al.*, 2003).

La distribución de esfuerzos residuales en la dirección radial presenta un perfil en forma de “M”, donde los esfuerzos a tracción más elevados se alcanzan a una distancia similar a la cual finaliza el cordón de soldadura, entre la zona afectada termomecánicamente y la zona afectada térmicamente; mientras que en la zona de mezcla los esfuerzos siguen siendo a tracción pero presentan magnitudes menores comparados con los alcanzados en la región termomecánicamente afectada (Peel *et al.*, 2003; Buffa *et al.*, 2008).

Por otro lado, son varios los trabajos donde la distribución de temperaturas y el flujo de calor en la junta son relacionados con la generación de esfuerzos residuales. Entre las principales investigaciones se encuentra la de Sutton *et al.* (2002), en donde los esfuerzos residuales estuvieron relacionados con los cambios microestructurales y la distribución de calor en la junta. Peel *et al.* (2003) y Steuwer *et al.* (2006), relacionaron la distribución de esfuerzos residuales en la dirección longitudinal de la junta con la entrada de calor al sistema, dominada principalmente por las velocidades de avance y de rotación de la herramienta.

En un primer trabajo Peel *et al.* (2003) demostró que el incremento de la velocidad de avance generó mayores esfuerzos, sin embargo en posteriores investigaciones Steuwer *et al.* (2006), incluidos junta disímiles aluminio - aluminio, la variación de la velocidad de rotación generó cambios más significativos en el perfil de esfuerzos residuales, donde fue ésta la variable de mayor efecto por su relación directa con la distribución de temperaturas dentro de la junta. Lombard *et al.* (2009) relacionaron la entrada de calor a la junta con los esfuerzos residuales, éstos son más altos a medida que se incrementa la velocidad de avance.

Sutton *et al.* (2002) realizaron mediciones de esfuerzos residuales en dirección longitudinal, a través del espesor, en juntas de AA 2024 - T3, con el empleo de la técnica de difracción de neutrones. Los resultados de esta investigación mostraron que los mayores esfuerzos estuvieron en esta dirección, cerca de la parte superior de la junta, con un valor de 105 MPa; mientras que en la dirección transversal los máximos fueron del orden de 70 % de los esfuerzos longitudinales y estuvieron localizados en la mitad del espesor de la unión. Se encontró también que las magnitudes de los esfuerzos fueron asimétricas respecto a la línea de unión, siendo mayores los esfuerzos longitudinales sobre el lado de avance y adicionalmente, son más coherentes con las variaciones más significativas en el tamaño de grano.

1.6. Conformado superplástico

Las principales aplicaciones de la superplasticidad son el conformado superplástico y la soldadura por difusión (soldadura en estado sólido) (Chica *et al.*, 2009). El interés del conformado superplástico ha crecido en los últimos años como consecuencia de varios hallazgos científicos recientes: el descubrimiento de la superplasticidad en materiales difíciles de conformar (materiales nanocristalinos (Valiev *et al.*, 1993) y cerámicas (Wakai *et al.*, 1986), en materiales compuestos de matriz metálica (Yu *et al.*, 1984) y en intermetálicos (Sikka *et al.*, 1987) y la observación de superplasticidad a muy alta velocidad de deformación (Nieh *et al.*, 1984).

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

Los materiales de grano fino son proclives a unirse por difusión debido a que poseen muchas fronteras de grano, con facilidad para migrar y que sirven de “camino” para la difusión. Los materiales superplásticos más aptos para ser unidos por difusión son las aleaciones de titanio (Weisert y Stacher, 1982), los aceros (Ridley *et al.*, 1992), no tanto el aluminio (Pilling y Ridley, 1987) y las cerámicas (Ye y Domínguez-Rodríguez, 1995).

El modelo más conocido de deslizamiento de fronteras de grano acomodado por difusión es el de Ashby-Verral (1973). Entre los modelos que incluyen acomodación por dislocaciones se destaca la teoría del “núcleo y manto” (core and mantle) de Gifkins (1976), afirma que todo el proceso de acomodación tiene lugar en una capa externa de los granos (manto), mientras que el interior (núcleo) permanece libre de dislocaciones. Los modelos de Ball-Hutchinson (1969), Mukherjee (1971) y Arieli y Mukherjee (1980) consideran que el proceso de acomodación consiste en el movimiento de dislocaciones a través de la red cristalina (combinación secuencial de deslizamiento y trepado).

El proceso de trepado, que tiene lugar por difusión, es más lento y controla la velocidad de deformación. Langdon (1991) propone que la acomodación consiste en un proceso de emergencia de granos de capas interiores, que explica el deslizamiento y trepado de dislocaciones a lo largo de las fronteras de grano.

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

Concluyeron que la contribución de cada mecanismo depende de la velocidad de deformación: el deslizamiento de fronteras de grano predomina a velocidades bajas, ambos mecanismos coexisten a velocidades intermedias y el deslizamiento cristalográfico predomina a velocidades elevadas. El número de sistemas de deslizamiento operativos depende también de la velocidad de deformación. El deslizamiento es simple a velocidades intermedias y múltiples a velocidades elevadas.

1.7. Conclusiones del capítulo 1

- ❖ El surgimiento de las uniones disímiles data de 1940 en el uso de intercambiadores, incrementándose su uso en la década de los cincuentas y sesentas en calderas en servicio. Las primeras fallas de este tipo de uniones fueron encontradas en 1950 y desde entonces, se realizan esfuerzos para mejorar su calidad.
- ❖ Los aceros al carbono y los aceros inoxidable presentan diferentes características en la soldadura por fusión, siendo el carbono en el primero y el cromo en el segundo los que limitan la calidad de la unión soldada y la microestructura.
- ❖ La soldadura por fricción radial o rotativa es un método de soldadura en estado sólido donde se logran uniones con bajo costo y alta calidad sin necesidad de material de aporte y con buenas características metalúrgicas, tanto en materiales similares como disímiles.

Capítulo 2: Materiales y métodos

CAPÍTULO 2. MATERIALES Y MÉTODOS

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. Etapas a considerar en la soldadura por fricción

La soldadura por fricción rotativa se realiza con el establecimiento de tres parámetros, velocidad, presión y acortamiento. En la figura 2.1 se muestra el modelo para realizar el proceso de soldadura por fricción radial entre el acero AISI 1045 y el acero AISI 316 L.

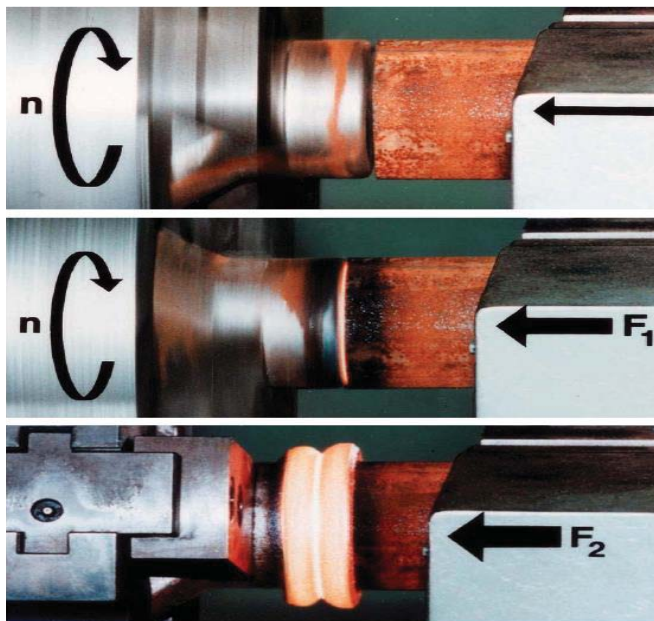


Figura 2.1. Procedimiento para la unión del acero AISI 1045 y el AISI 316 L.

En la figura se puede observar las tres etapas de la soldadura por fricción:

- **Etapas de prefricción:** etapa que se realizará en un tiempo de hasta dos segundos, de giro relativo y de muy baja presión.
- **Etapas de fricción:** la más larga en el tiempo, de unos quince segundos. Con respecto a la etapa anterior se aumenta considerablemente la presión ejercida manteniendo el giro.
- **Etapas de recalcado:** donde se frena en “seco” y se aplica una presión entre dos y tres veces a la de la etapa anterior. La duración puede ser de unos tres segundos.

2.3. Composición química de las aleaciones

El análisis químico del acero AISI 1045, como se observa en la tabla 2.1, se realizó 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 2.1. 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 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 Twi (2000).

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.

2.3.1. Composición química del acero AISI 316 L

Para el análisis químico del acero AISI 316 L como se observa en la tabla 2.2, 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 2.2. 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 al enfriarse rápidamente a temperatura ambiente.

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 dependen del tipo de aleación y son función del proceso de fabricación y de los tratamientos superficiales a los que ha sido sometido.

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. 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 inoxidable 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.

2.4. Microestructura patrón de las aleaciones

Se empleó un microscopio óptico binocular marca NOVEL modelo NIM – 100, ubicado en el Laboratorio de Ciencia de los Materiales del ISMM de Moa, que está dotado de una cámara instalada, el hardware IMI.VIDEOCAPTURE.exe (2006), que refleja la micrografía en el computador. Las muestras de las figuras 2.2(a) y 2.2(b), se corresponden con la estructura metalográfica de la muestra patrón de las aleaciones AISI 1045 y AISI 316 L.

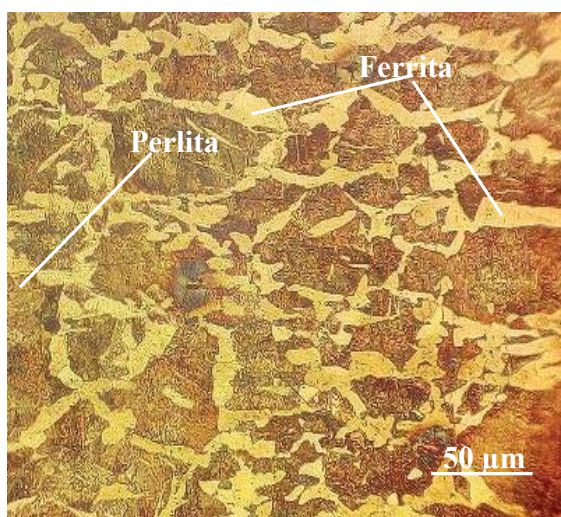


Figura 2.2(a). Microestructura del AISI 1045.

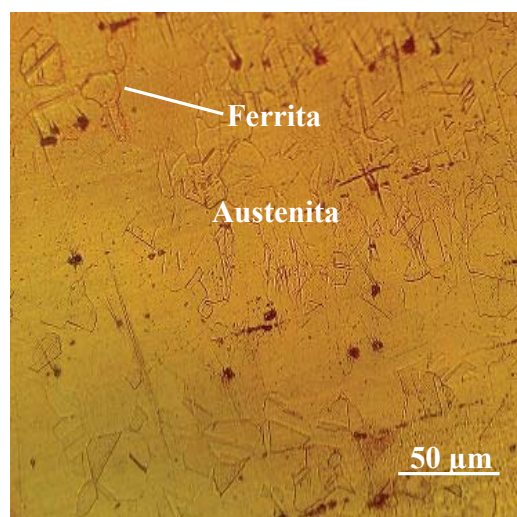


Figura 2.2(b). Microestructura del AISI 316.

La muestra de la figura 2.2(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 2.2 (b), se corresponde con la aleación AISI 316 L, 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 A_{c1} . 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).

2.5. Preparación 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 316 L de 25 milímetros de diámetro.

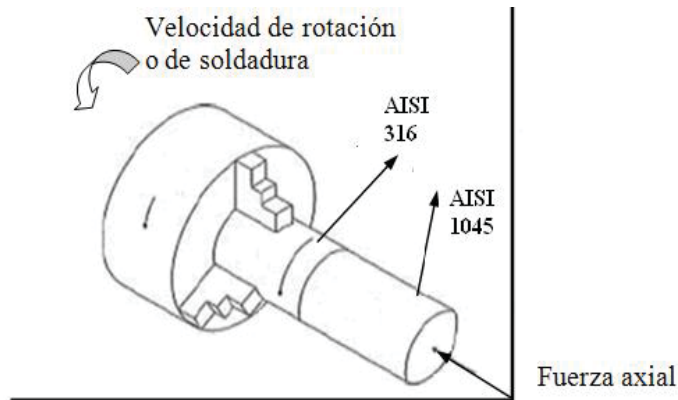


Figura 2.3. Modelo empleado para la soldadura por fricción radial o rotativa.

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 2.4 se muestra el proceso de instalación de los tubos para ser soldados.

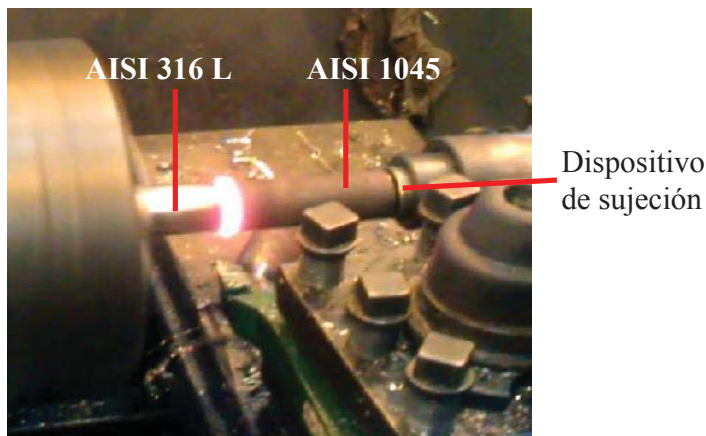


Figura 2.4. Instalación del proceso de soldadura por fricción.

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.

2.5.1. 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. Un proceso de soldadura exitoso se puede producir si dichos parámetros se optimizan.

Para el proceso de soldadura fueron preparadas seis muestras de las aleaciones, las cuales se sometieron a soldadura por fricción. 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; esta se puede variar dentro de una banda de tolerancia bastante ancha y aun así producir soldaduras firmes. La velocidad de rotación empleada fue de 2 400 r/min. En la tabla 2.3 se muestran los parámetros para la soldadura.

Tabla 2.3. Parámetros para el proceso de soldadura

Muestra	Área fricc mm ²	Veloc. rotación r/min	Tiempo fricción (s)	Temper fricc (°C)	Temper forja (°C)
1	134	2 400	150	T _{fric1}	T _{forja1}
2	134	2 400	155	T _{fric2}	T _{forja2}
3	134	2 400	160	T _{fric3}	T _{forja2}

La presión de calentamiento debe ser suficiente para mantener las superficies de empalme en contacto íntimo y evitar la oxidación. Para una velocidad de eje determinada, una baja presión limita el calentamiento con poco o ningún acortamiento axial. Una presión elevada causa calentamiento local hasta una temperatura muy alta y un acortamiento axial rápido. 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 (r/min)	Presión (MPa)	Temperatura de fricción (°C)
(-1)	800	0,9	
(+1)	900	1,9	
Ensayo			
1	800	0,9	Tf ₁
2	900	0,9	Tf ₂
3	800	1,9	Tf ₃
4	900	1,9	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)	800	0,9	
(+1)	900	1,9	
Ensayo			
1	800	0,9	Tw ₁
2	900	0,9	Tw ₂
3	800	1,9	Tw ₃
4	900	1,9	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: $n = 2^2 = 12$ 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.

2.5.2. 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 800 y 900 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 disperejo, 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).

2.5.3. 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.

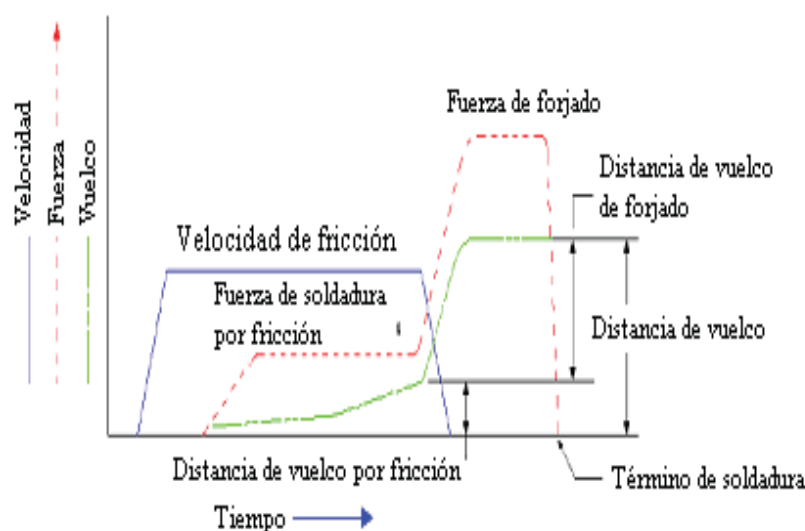


Figura 2.5. Características de los parámetros de la soldadura por fricción rotativa.

En la figura 2.5 se observa que, para la soldadura por fricción radial, 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.

2.5.4. 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 de las aleaciones. 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 medición de la temperatura de forja y de fricción durante la unión de las aleaciones 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 r/min de la etapa de fricción correspondiente a cada prueba.
4. Medición de temperatura en el punto de unión con los valores de presión correspondientes a la etapa de forja de cada una de las pruebas.
5. Revisión de los valores de temperatura obtenidos con respecto a la temperatura de fusión de las aleaciones AISI 1045 y del AISI 316 L, sin exceder ese valor.

2.6. Preparación metalográfica de la probeta

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 2.5 se

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



Figura 2.5. Probetas obtenidas luego del proceso de soldadura.

Se realizaron tres corridas de soldadura según el diseño de experimentos considerado, como se observa, la probeta 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.

La muestra se seleccionó en la zona de la pieza donde el flujo del grano o la distorsión era importante, lo mismo fue en la sección transversal, ya que usualmente la soldadura se examina por medio de una sección transversal.

2.6.1. 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 permitió obtener una superficie lisa y pulida, libre de impurezas y 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.

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

Tabla 2.7. Reactivos químicos empleados.

Aleaciones	Reactivo/Composición/uso
AISI 316 L	Agua regia al 10 %. Mezcla de 10 mL de ácido nítrico (HNO_3) y 30mL de ácido clorhídrico a temperatura ambiente y durante 5 minutos.
AISI 1045	Nital al 4 %. Mezcla de 5 mL de ácido nítrico (HNO_3) y 100 mL de alcohol etanol de 3 a 5 seg.

Preparado el reactivo, se vertió una porción en una cápsula en la que se introdujo la probeta unos instantes, mojando la superficie pulida. Se detuvo el ataque con agua y se observó la superficie. La operación se repitió hasta que la superficie a examinar estuvo bien atacada. El tiempo de ataque fue variable, luego tras varias observaciones repetidas en el microscopio y determinar la microestructura, se dio por terminado este ataque. 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 con abundante agua corriente, se secó con alcohol (absoluto) y al aire.

2.6.3. Elaboración mecánica de las probetas

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, 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 2.6. 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 següeta 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.

2.6.4. 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. El encapsulado fue necesario ya que para realizar el análisis microestructural, en el 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.

2.6.5. 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.

2.6.6. Ensayo de dureza en las diferentes zonas

En la medición de la microdureza se siguieron los procedimientos de la norma NC 10 - 56: 86, se utilizó un microdurómetro modelo PMT – 3 No 168, que tiene acoplado un objetivo acromático con compensación libre trinocular de tubo inclinado a 30°. La figura 2.6 muestra las zonas donde se realizó el análisis de dureza.

Las superficies de las probetas se prepararon de la misma manera que para el análisis microestructural, el desbaste y el pulido, se efectuaron tres mediciones a las muestras en diferentes lugares, las que se promediaron, la carga aplicada fue de 0,49 N, en un tiempo de 15

s. El indentador empleado fue el de pirámide de diamante, con un ángulo de 136° según la ASTM E 92 - 82.

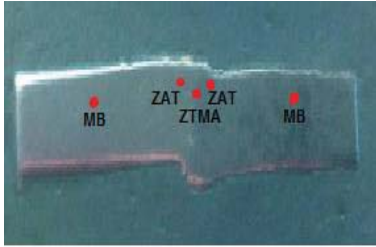


Figura 2.5. Medición de durezas en las diferentes zonas.

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 termomecánicamente afectada (ZTMA). Se realizó el mismo procedimiento en las zonas de ambas aleaciones.

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 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.

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

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. 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. La 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 *et al.* (2009) citando a Peel *et al.* (2006), estimaron la entrada de calor a la junta a partir de la ecuación 2.4.

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

Donde:

Q - calor por unidad de longitud; J/mm

η - factor de eficiencia, (0,9)

ω - velocidad de rotación; r/min

T - torque; N.m

s - avance; mm/rev

Por la ecuación 2.5 se cálculo la potencia a emplear en este proceso.

$$P = \frac{(2\pi)\omega T}{60} \quad (2.5)$$

Donde:

P - potencia ejercida; kW

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

Los factores para la distribución de temperatura durante la soldadura por fricción han sido estudiados por varios investigadores (Cheng 1963, Rich y Roberts 1971, Sluzalec, 1993, Midling y Grong 1994). El modelo de la figura 2.5, originalmente propuesto por Rikalin considera una fuente de calor plana continua en una barra (Midling y Grong 1994).

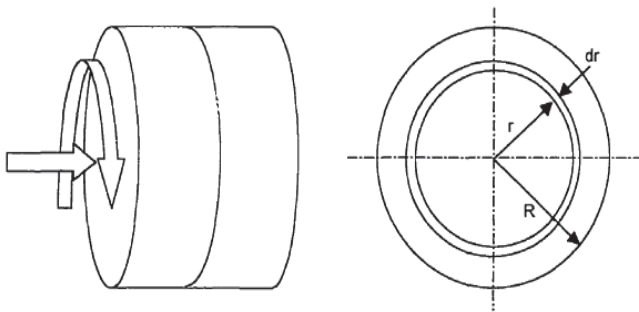


Figura 2.5. Modelo para la distribución de temperaturas. Fuente: Grong (1994).

En este modelo la temperatura de la sección del contacto al final del período calorífico es T_h . la distribución de la temperatura se determina como:

$$T - T_o = (T_h - T_o) \sqrt{\frac{t}{t_h}} \left(\exp \left[-\frac{x^2}{4at} \right] - \left[\frac{\sqrt{\pi x}}{4at} \right] \operatorname{erf} \left[\frac{x}{\sqrt{4at}} \right] \right) \quad (2.6)$$

Siendo:

T_h - temperatura al final del período calorífico, °C

T - temperatura ambiente, °C

t - tiempo, s

t_h - duración del período de calor, s

x - distancia a la superficie de contacto, mm

a - difusividad térmica, $\text{mm}^2 \text{s}^{-1}$

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

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

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

$$u_r = -\frac{3p_o a^2}{2r(\lambda + G)} \left\{ 1 - \frac{r^2}{a^2} \right\}^{\frac{3}{2}} \quad (2.7)$$

Donde:

$$p_o = \frac{3P}{2\pi a^2} \quad (2.8)$$

$$\lambda = \frac{Ev}{(1 + \nu)(1 - 2\nu)} \quad (2.9)$$

$$G = \frac{E}{2(1 + \nu)} \quad (2.10)$$

Siendo:

p_o - presión Hertziana en la distribución hemisférica, Pa

P - carga normal aplicada, N

λ - constante de Lamé's, Pa

ν - coeficiente de Poisson,

G - módulo de elasticidad del material, Pa

E - módulo de Young's, Pa

a - radio del ponche, m.

Cuando el coeficiente de Poisson es igual a 0,5; el material está en condición plástica y la constante de Lamé's $\lambda = \infty$, en este caso el desplazamiento radial $u = 0$, este resultado sugiere que en esta condición plástica, es difícil expeler las impurezas. Aunque, este resultado representa que en el material aparezca la condición plástica, en cualquier caso, la soldadura por fricción puede ser la misma. El resultado confirma la importancia de tener una superficie limpia al principio de la soldadura por fricción.

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 (C_{eq}).

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

$$C_{eq} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr + V + Mo}{5} + \frac{Ni + Cu}{15} \quad (2.12)$$

Donde:

C_{eq} - carbono equivalente; %

Mn - manganeso; %

Cr - cromo; %

V - vanadio; %

Mo - molibdeno; %

Ni - níquel; %

Cu - cobre, %

2.6. Procesamiento estadístico de los datos

Las técnicas estadísticas del diseño experimental tienen su razón de ser en la investigación empírica que trata de indagar cómo ciertas variables, conocidas como factores, actúan sobre una variable respuesta registrada tras la realización del experimento. Es importante hacer destacar que los factores que influyen sobre el valor de la variable respuesta sólo pueden

tomar un número finito de estados o niveles. La ciencia de la estadística ofrece numerosos métodos para revelar y presentar las asociaciones entre dos y hasta más variables. Los medios más simples son los medios de presentación gráfica y tabulación.

Para comprobar la idoneidad del método y los modelos propuestos se desarrolló el tratamiento estadístico de los resultados, tanto los simulados como los experimentales, se realizaron con la utilización del tabulador Microsoft Excel 2003 y el paquete estadístico STATGRAPHICS Plus 5.1, que permitió establecer la correspondencia entre las observaciones teóricas y las experimentales.

2.6.1. Determinación de los coeficientes de regresión

En los modelos de regresión la variable dependiente Y , es siempre una variable aleatoria, mientras que los factores o variables independientes son considerados como variables no aleatorias. Se argumenta en el hecho de que en las aplicaciones prácticas los valores de las X_i suelen ser controladas o elegidas de antemano por el investigador, a los factores también se les denomina variables explicativas, ya que ellos en definitiva son los que explican el comportamiento de la variable dependiente (Box y Hunter, 1989). La regresión del diseño de experimento se determina como:

$$Y_1 = b_0 + b_{1X1} + b_{2X2} + b_{12X12} \quad (2.13)$$

Donde Y_1 es la dureza obtenida del ensayo en HV; X_1 es la temperatura de forja obtenida durante el proceso y X_2 es la temperatura de fricción.

2.6.2. Cálculo de la varianza

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

$$J_y^2 = \frac{\sum_{i=1}^{n_o} J_{yi}^2}{N_o} \quad (2.14)$$

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

Posteriormente se calcula la varianza por la siguiente ecuación:

$$J_{aj}^2 = \frac{\sum_{i=1}^{n_0} (y - y^{\text{mod } f})^2}{N_0 - K_0 - 1} \quad (2.15)$$

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

Por la ecuación 2.35 se calcula el coeficiente de fisher (F_{cal}) y se compara con el fisher tabulado (F_{tab}) según los grados de libertad del numerador y del denominador:

$$F_{cal} = \frac{J_{aj}^2}{J_y^2} \quad (2.18)$$

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

2.8. Conclusiones del capítulo 2

- ❖ 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.
- ❖ 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.
- ❖ Se estableció la metodología de cálculo en función de la fuerza de calentamiento, del área de contacto o de soldadura, de la fuerza de contacto, de la distribución de la temperatura en la junta soldada y del carbono equivalente, parámetros establecidos para el proceso de soldadura por fricción radial o rotativa.

Capítulo 3. Análisis de los 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 (ZATM) y en el material base (MB) de la unión disímil del acero AISI 1045 y del AISI 316 L realizada mediante soldadura por fricción radial o de torque.

3.2. Análisis de la composición química

El acero AISI 316 L, 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 del procedimiento metodológico para el proceso de soldadura

Durante el proceso de soldadura por fricción de torque continuo las piezas que se van a soldar se unen y se aplica una fuerza axial 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 800 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 DebRoy y Bhadeshia (2010); Woo *et al.* (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 *et al.* (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 Kovacevic (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 800 y 900 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 Singh-Chatha (2012).

En correspondencia con las velocidades de rotación empleadas (800 y 900 r/min) se determinó por la ecuación 2.5 la potencia consumida, donde para un torque de

45,7812 N.mm para ambas revoluciones, se tiene que la potencia sea de 0,602 kW y 0,702 kW respectivamente, para un torque de 96,6492 N.mm la potencia consumida es de 1,271 kW y 1,483 kW. Con las potencias calculadas en el motor del husillo, son necesarias para realizar el proceso si se consideran las propiedades mecánicas de las aleaciones a soldar, las cuales se ajustan a las desarrolladas durante el proceso. La potencia se vuelve notable sobre el cordón, de manera que conforme se aumente la duración, incrementará el charco con lo que se genera una zona afectada por el calor (ZAC) mayor. Los requerimientos de potencia también incrementan con el aumento de la presión axial e influyen en la de variación de temperaturas y se relacionaron con los esfuerzos residuales, expuesto por Duman (2011).

La distribución de temperatura durante la soldadura por fricción entre el acero AISI 1045 y el AISI 316 se determinó por la ecuación 2.6, donde se consideró los resultados obtenidos de las ecuaciones 2.7, 2.8, 2.9 y 2.10, se consideraron los resultados de las cuatro temperatura de forja obtenidos según las presiones aplicadas, se tuvo que la primera temperatura es de 518,5 °C, la segunda es de 504 °C, la tercera es de 512,9 °C y la cuarta es de 505,1 °C.

El momento de fricción y forja están directamente relacionados con las propiedades del material. El tiempo de fricción debe permitir que se produzca la deformación plástica, eliminando posibles residuos y partículas. Para un conjunto de alta calidad de la soldadura, el tiempo mínimo de rozamiento debe ser excedido. Menores tiempos de fricción así como el no calentamiento uniforme resultan en zonas no unidas en la interfaz y la deformación plástica inadecuada; esto trae el problema de la soldadura de baja calidad, el sobrecalentamiento y pérdida de material. La composición del material es importante ya que es la que determina el crecimiento de los granos conforme se ve afectada por la temperatura, criterios que han sido expuesto por Guzmán *et al.* (2017) y Guzmán (2017).

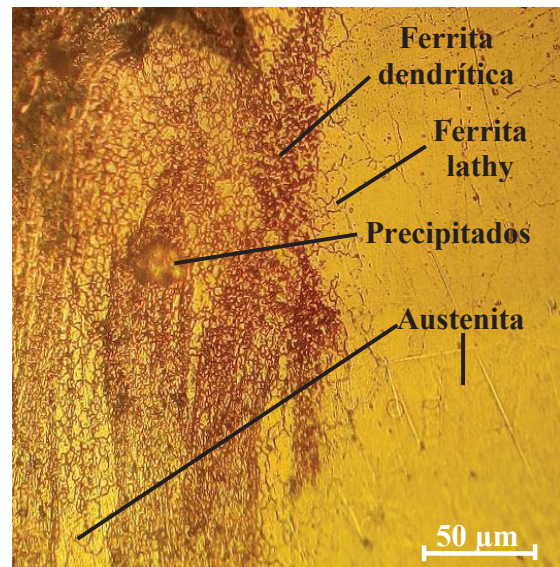
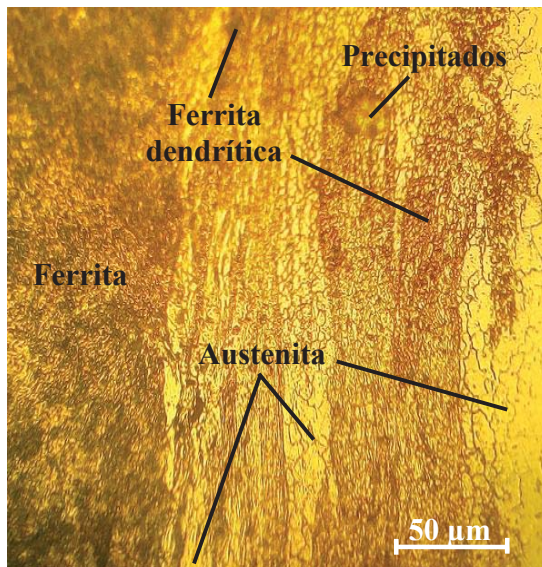
Luego de calculadas las temperaturas del proceso por fricción entre el acero AISI 1045 y el acero AISI 316, las mismas se encuentran por debajo de la temperatura de transformación de ambas aleaciones, por lo que se puede aseverar que el proceso ocurre en estado sólido.

El carbono equivalente del acero AISI 1045 se calculó por la ecuación 2.12, donde a partir de los elementos químicos considerados en la tabla 2.1 del capítulo 2 se tiene un

$Ceq = 0,69$ 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 900 rev/min

Para realizar el análisis microestructural de las muestras, se tuvo en cuenta las diferentes condiciones de soldadura a las que fueron sometidas. Todas las muestras fueron observadas a $50\text{ }\mu\text{m}$. Las microestructuras analizadas en las figuras 3.1(a) y 3.1(b) se muestra la zona termomecánicamente afectada para 900 rev/min 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.



3.1 (a). ZTMA (lado del acero AISI 1045). 3.1 (b). ZTMA (lado del acero AISI 316 L).

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.

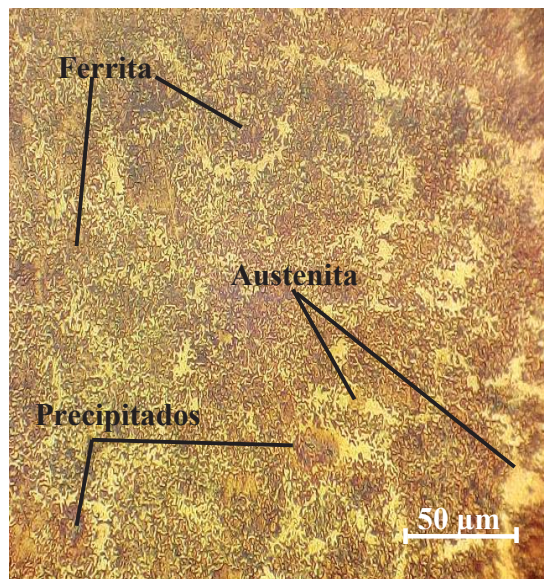
La figura 3.1(a), zona termomecánicamente afectada del lado del acero AISI 1045, muestra una distribución en los granos de su estructura del tipo ferrita, ferrita dendrítica y austenita, la figura 3.1(b) que se corresponde con el lado del acero AISI 316 L muestra transformaciones de ferrita dendrítica, ferrita lathy y austenita, lo cual permite establecer que durante el proceso de soldadura de torque continuo de estas dos aleaciones a 900 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-eutéctica y existe en los límites de la solidificación de la ferrita, al final de la solidificación.

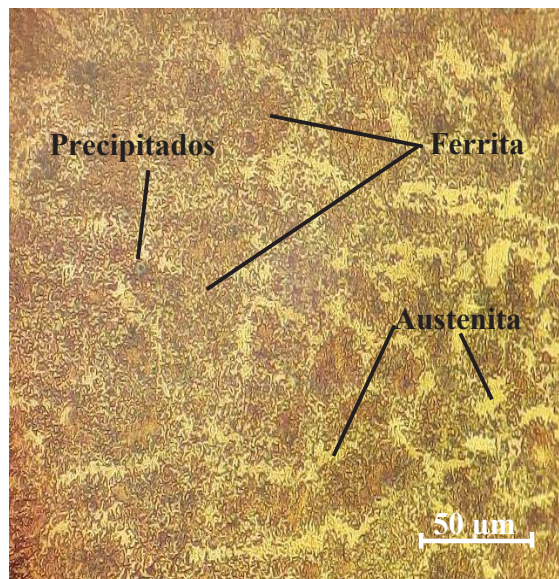
Cuando las velocidades de enfriamiento son altas y cuando la relación C_{req}/Ni_{eq} aumenta dentro del intervalo FA, resulta en una morfología de ferrita conocida como listón (lathy). La morfología listón se forma en lugar de la morfología esqueleto, debido a la difusión durante la transformación de 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. Este 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. Las microestructuras de las figuras 3.2 (a) y 3.2 (b) se corresponden con las mismas.



3.2 (a). ZTA (lado del acero AISI 1045).



3.2 (b). ZTA (lado del acero AISI 1045).

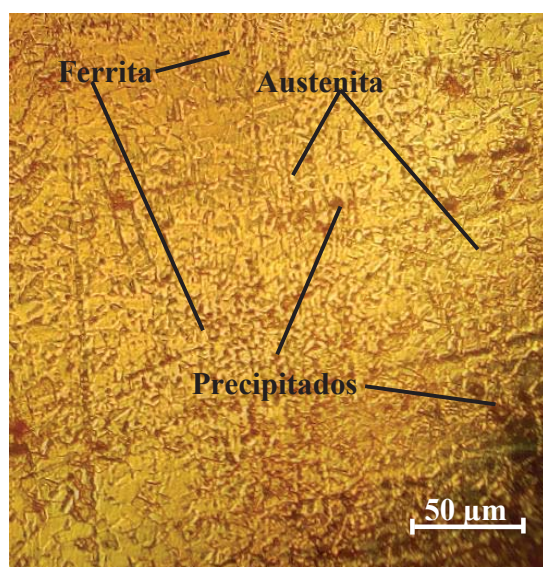
En las microestructuras de la zona afectada térmicamente del lado del acero AISI 1045, tanto en la figura 3.2 (a) y 3.2 (b), se han obtenidos estructuras de ferrita con austenita en los límites de granos, así como la presencia de algunos precipitados, se puede plantear que el tipo de solidificación que 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 alta Cr equiv/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.

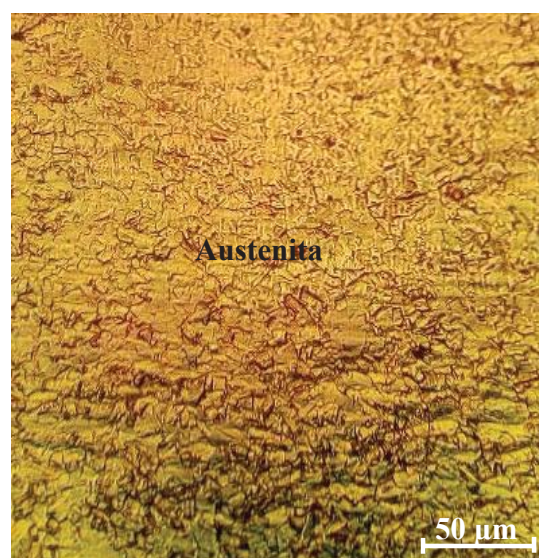
Los aceros inoxidable austeníticos, usualmente formarán ferrita δ cuando son calentados a temperaturas justo debajo de la temperatura de solidus. El grado de formación de ferrita δ es normalmente bajo ya que la transformación de austenita a ferrita es relativamente lenta esto asociado a que el ciclo 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 *et al.* (2014).

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

En el comportamiento microestructural las microestructuras de las figuras 3.3(a) y 3.3 (b) se corresponden con la ZTA del lado del acero AISI 316 L.



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



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

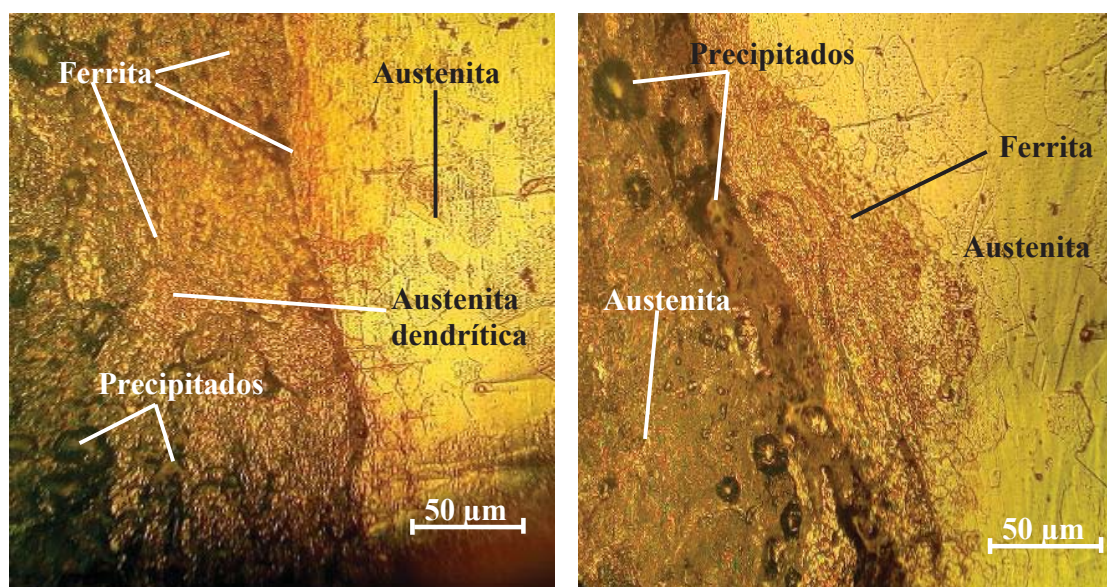
Las microestructuras obtenidas en la zona afectada térmicamente del lado del acero AISI 316 L están compuestas por granos de ferrita (3.3 (a)) en una matriz austenítica, así como la presencia de algunos precipitados. En este lado del acero AISI 316 L se presenta una solidificación del tipo austenítico (A).

La estructura de solidificación está determinada por la morfología de los cristales sólidos, la cual es resultado de la estabilidad de la interfaz sólido-líquido. La estabilidad de la interfaz depende de la velocidad de la interfaz (sólido-líquido) y del gradiente de temperatura.

En la región de grano grueso, la ferrita proeutectoide nuclea 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 de la ZAT, varían con respecto al acero base y se notará un cambio en la dureza y resistencia a la tensión, según lo expuesto por Shankar y Gill (2003).

3.4.3. Análisis de la microestructura de la ZTMA para 800 rev/min

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



3.4 (a). ZTMA (lado del acero AISI 1045). 3.4 (b). ZTMA (lado del acero AISI 316 L).

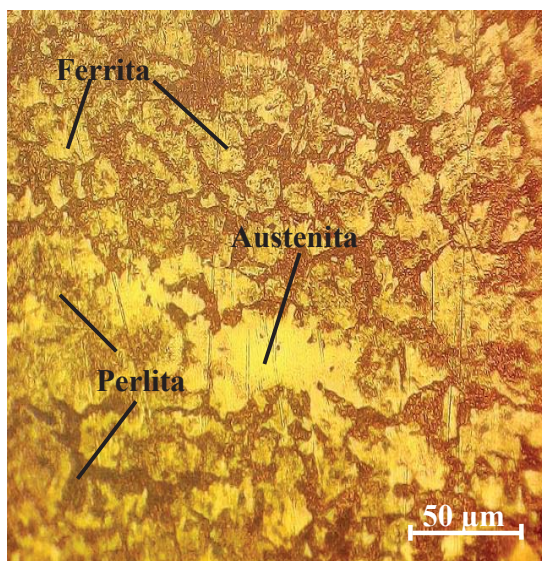
Luego de realizado el proceso de soldadura de ambas aleaciones con número de revolución de 800 rev/min, se observa en las figuras 3.4(a) y 3.4(b) la zona termomecánicamente

afectada, donde una línea divide a ambas aleaciones, en el lado del acero AISI 1045 la presencia de ferrita con la formación de austenita dendrítica y austenita en los límites de grano de la ferrita, así como la formación de precipitados, del lado del acero AISI 316 L, 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).

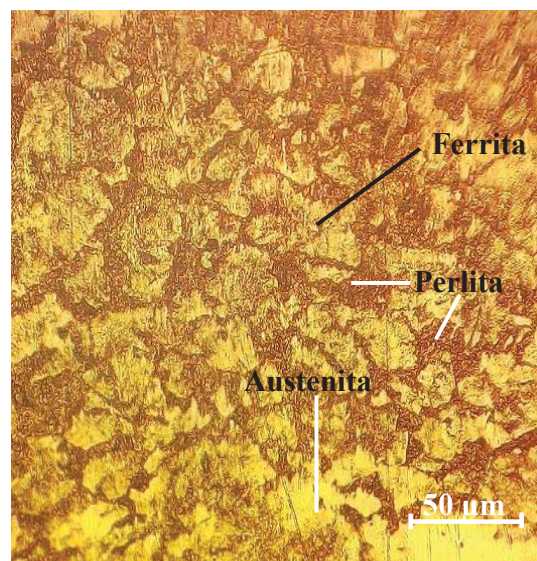
Cuando los modos FA y F toman lugar, el núcleo dendrítico está significativamente enriquecido en cromo y carente de níquel. Los núcleos de ferrita en las zonas ricas en cromo y carentes de níquel se presentan como una fase en no-equilibrio.

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 800 rev/min, se siguió el mismo procedimiento que para la unión por soldadura a 900 rev/min. Las microestructuras de las figuras 3.5 (a) y 3.5 (b) se corresponden con esta zona.



3.5 (a). ZTA (lado del acero AISI 1045).



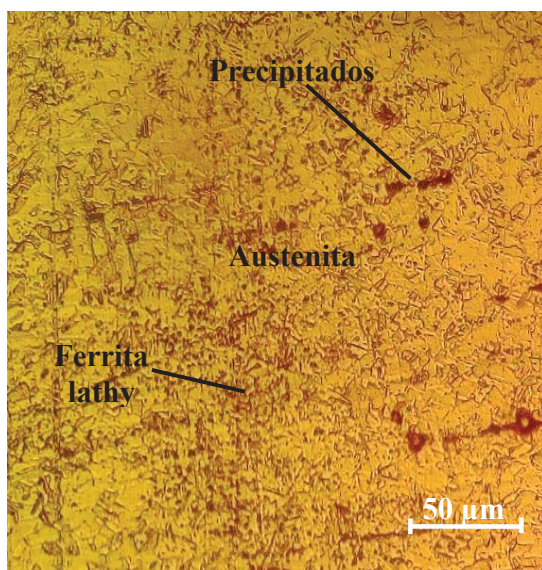
3.5 (b). ZTA (lado del acero AISI 1045).

Para la zona térmica afectada del acero AISI 1045 con número de revoluciones de 800 rev/min, en ambas microestructuras 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.

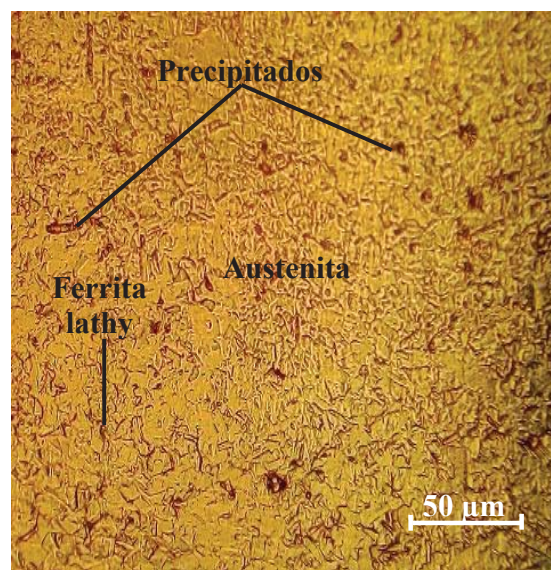
En esta zona, en comparación con la misma zona analizada para 900 rev/min, se puede observar un crecimiento en el tamaño del grano, donde el mismo presenta una distribución equiaxial.

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

Las microestructuras de la ZTA del lado del acero AISI 316 L realizada a 800 rev/min, se muestran en las figuras 3.6 (a) y 3.6 (b).



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



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

Las microestructuras obtenidas en la zona afectada térmicamente del lado del acero AISI 316 L están compuestas por granos de ferrita lathy (3.6 (a) y (3.6 (b) en una matriz austenítica, así como la presencia de algunos precipitados. En este lado del acero AISI 316 L se presenta una solidificación del tipo austenítico (A).

Las microestructuras obtenidas presentan una estructura austenítica con el contorno de los granos rectilíneo, igual que la estructura patrón, pero con un menor tamaño de los granos, pero mayor que la obtenidas en la condición de 900 rev/min.

La obtención del tamaño de granos está asociada al efecto de la velocidad de rotación, para 900 rev/min se ha obtenido mayor número de granos de pequeño tamaño en la zona de la unión debido a la posible recrystalización, mientras que para 800 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 900 rev/min, también se observó que para esta última condición, las uniones

presentaron mayor material deformado, aspectos que son coincidentes con Méndez (2011) y Alves y Faria (2015).

En las uniones soldadas por fricción rotativa para 800 y 900 rev/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 recrystalización del material deformado.

Se observa que, en todas las microestructuras obtenidas, luego del proceso de soldadura por fricción radial, se ha obtenido la presencia de ferrita, lo cual favorece la resistencia de la unión soldada en los aceros austeníticos.

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 Lippold y Kotecki (2005).

3.4.6. Análisis de la microestructura de una unión disímil AI - AC

Para determinar la condición de soldabilidad de la unión disímil acero inoxidable (AI), acero al carbono (AC) realizada por fricción radial, se comparó con una unión soldada del mismo tipo, pero realizada por proceso SMAW. Durante el proceso de soldadura SMAW, existen transformaciones en fase sólida que sufre el metal base y el metal fundido durante el calentamiento, debido al ciclo térmico del proceso de soldadura.

La unión se realizó con los parámetros de soldadura siguientes: intensidad de 95 A, tensión de 22 V, velocidad de soldadura de 60 mm/min, eficiencia de 0,75 y un aporte térmico de

2,09 kJ/mm. La figura 3.7 se corresponde con la unión soldada disímil realizada por arco eléctrico.

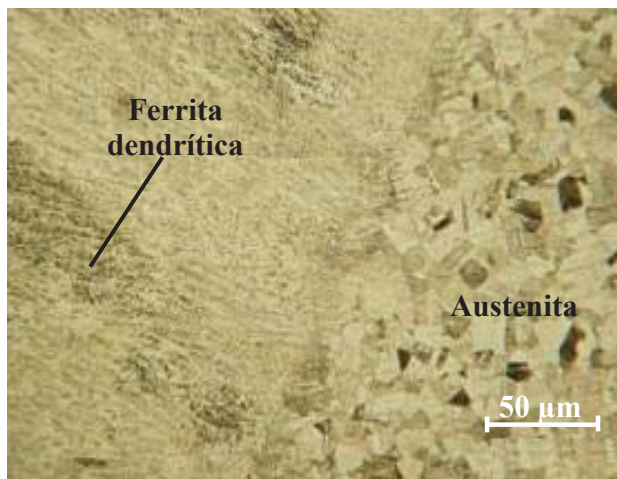


Figura 3.7. Microestructura disímil

La figura 3.7 se corresponde con la unión del acero AISI 1045 y el acero AISI 316 L, realizada por arco eléctrico. Se observa una matriz austenítica, de grano uniforme con bordes rectos. En la zona de fusión o soldadura solidificada se puede ver que la microestructura es una dendrita primaria.

En general, la dendrita tiende a seguir la dirección del gradiente de temperatura máxima durante el proceso de solidificación y por eso crece en una dirección perpendicular de la interfase. La estructura austenítica del material base, no se ve afectada por las altas temperaturas que se alcanzan en la ZAC.

Cuando se completa la solidificación, la microestructura consiste de dendritas de ferrita primaria con una capa interdendrítica de austenita. La cantidad de austenita que ésta presenta, depende de las condiciones de solidificación y del valor C_{req}/N_{ieq} . Cuando incrementa la relación C_{req}/N_{ieq} , la cantidad de austenita decrece hasta que la solidificación es totalmente ferrita.

En ambos procesos (fricción radial y SMAW) se han obtenidos estructuras de ferrita dendríticas en el acero AISI 316 L y estructura austenítica en el AISI 1045, la relación tamaño de granos es diferente, así como en el ancho de la zona térmica afectada. Un tamaño de granos más pequeño se traduce en un incremento de dureza, lo cual hace frágil la estructura, condición esta que se logra en la soldadura SMAW, lo que permite afirmar que

el proceso de soldadura por fricción radial continua o de torque es más ventajosa que la soldadura SMAW.

3.5. 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 3.1.

Tabla 3.1. Resultados de los parámetros de soldadura

Niveles	Variables		Salida
	Número rev (rev/min)	Presión (MPa)	Temperatura de fricción (°C)
(-1)	800	0,9	
(+1)	900	1,9	
Ensayo			
1	800	0,9	770
2	900	0,9	757
3	800	1,9	750
4	900	1,9	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 800 rev/min la temperatura de fricción presenta un comportamiento más elevado que para 900 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 3.2 se muestra el análisis de los parámetros de soldadura empleados en función de la temperatura de forja.

Tabla 3.2. 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)	800	0,9	
(+1)	900	1,9	
Ensayo			
1	800	0,9	743
2	900	0,9	730
3	800	1,9	738
4	900	1,9	731

En correspondencia con la temperatura de fusión de ambas aleaciones AISI 1045 - AISI 316 L, 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 3.3 se muestran los resultados de los ensayos de dureza realizadas en las diferentes zonas obtenidas del proceso de soldadura por fricción rotativa de las aleaciones

AISI 1045 y AISI 316 L. Los perfiles de dureza fueron realizados en las diferentes zonas obtenidas para las diferentes condiciones de soldadura.

Tabla 3.3. Dureza de la unión AISI 1045 - AISI 316 L

Probeta	Número rev (rev/min)	Presión (MPa)	Dureza MB (HV)	Dureza ZAT (HV) 1045	Dureza ZAT (HV) 316 L	Dureza ZTMA (HV)
1	800	0,9	180/217	198	237	250
2	900	0,9	180/217	190	225	247
3	800	1,9	180/217	193,7	235	240
4	900	1,9	180/217	189	227	236,5

En la tabla se observa la variación de la dureza que experimentan las uniones soldadas de las probetas con diferentes velocidades de rotación y diferentes presiones. 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 cuarta condición de soldadura se indica una ligera tendencia a la disminución de la microdureza por el incremento en la velocidad de rotación. Los perfiles de microdureza de las zonas soldadas (ZTMA), en todos los casos mostraron una dureza mayor como resultado del endurecimiento por precipitación que se produce en la aleación debido a la presencia del silicio. Esta zona presenta una estructura de grano más fina motivado al rápido enfriamiento del pozo de soldadura.

Se realizó el análisis de la dureza en relación a la temperatura de forja obtenida del proceso de fricción, se consideró la dureza de la zona afectada térmicamente (ZAT) del AISI 1045, en la ZAT del AISI 316 y la zona termomecánicamente afectada. En la figura 3.8 se muestra el comportamiento.

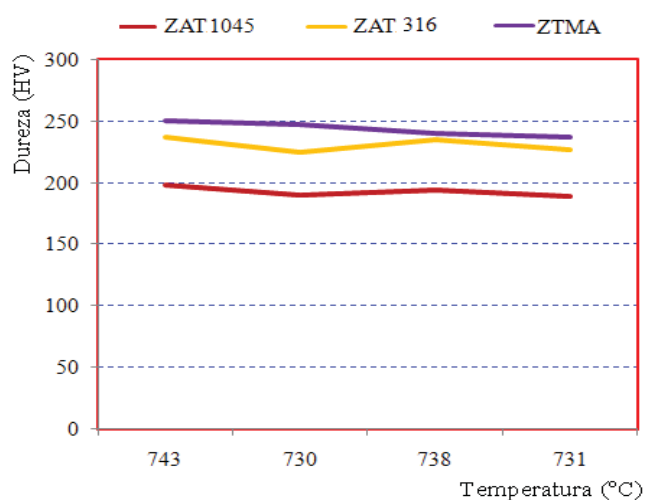


Figura 3.8. Comportamiento de la dureza vs temperatura de forja.

3.6.1. Análisis de regresión múltiple para dureza en las diferentes zonas

Se realizó el análisis de la varianza para las variables en las diferentes zonas de la soldadura y la dureza en cada una de ellas en correspondencia con el tiempo de enfriamiento del cordón. En la tabla 3.4 se muestran los resultados obtenidos.

Tabla 3.4. Resultados del análisis de regresión

Análisis de Regresión Múltiple					
Variable dependiente: Temp forja					
Error estadístico					
Parámetro	Estimación	estándar	T	P-Valor	
CONSTANTE	466,906	419,885	-0,373118	0,0724	
ZAT 1045	1,91879	4,58164	1,22675	0,274	
ZAT 316	-0,120621				
ZTMA	-0,300955				
Análisis de Varianza					
Fuente	Suma de cuadrados	GL	Cuadrado medio	Cociente-F	P-Valor
Modelo	113,0	3	37,6667	0,75	0,051
Residuo	2,82	0,0			
Total (Corr.)	113,0	3			
R-cuadrado = 96,15 porcentaje					
R-cuadrado (ajustado para g.l.) = 96,07 porcentaje					
Error estándar de est. = 2,82843					
Error absoluto medio = 2,0					
Estadístico de Durbin-Watson = 1,39286 (P=0,0439)					
Autocorrelación residual en Lag 1 = 0,303571					

La salida muestra los resultados del ajuste a un modelo de regresión lineal múltiple para describir la relación entre la Temperatura de forja y 3 variables independientes. La ecuación del modelo ajustado es:

$$\text{Temperatura de forja} = 466,906 + 1,9187 \cdot \text{ZAT } 1045 - 0,120 \cdot \text{ZAT } 316 - 0,03009 \cdot \text{ZTMA}$$

El estadístico R-cuadrado indica que el modelo explica un 96,15 % de la variabilidad en la temperatura de forja. El estadístico R-cuadrado ajustado, que es más conveniente para comparar modelos con diferentes números de variables independientes, es 96,07 %. El error estándar de la estimación muestra la desviación típica de los residuos que es 2,8. Este valor puede usarse para construir los límites de predicción para las nuevas temperaturas obtenidas del proceso de fricción. El error absoluto medio (MAE) de 2,0 es el valor medio de los residuos. El estadístico Durbin-Watson (DW) examina los residuos para determinar si hay

alguna correlación significativa basada en el orden en el que se han introducido los datos en el fichero.

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 3.4 se muestran los resultados obtenidos del costo de fabricación por soldadura.

Tabla 3.4. Costo de fabricación de la soldadura

No	Operación	Equipo y materiales	Tiempo en horas	Tarifa horaria CUP	Importe CUP
1	Torneado	C 11 MT	1,5	2,70	4,05
2	Corte	Segueta	0,25	2,70	0,675
3	Encapsulado	Resina epoxi	0,50	2,70	1,35
4	Pulido	Lijas	1	1,67	1,67
5	Observación	Microscopio	1	1,67	1,67
Total					9,41

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 3.5 se muestran los costos de mano de obra directa.

Tabla 3.5. 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 3.5 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 3.6 muestra el costo por concepto de materiales directos.

Tabla 3.6. Costos de los materiales directos

No	Materiales	Cantidad	Precio material (CUP)	Importe material (CUP)
1	Tubo AISI 1045	0,03	0,054	0,00162
2	Tubo AISI 316 L	0,03	0,053	0,00159
3	Lija de 180	0,50	0,44	0,22
4	Lija de 400	0,50	0,457	0,237
5	Lija de 600	0,50	0,27	0,135
6	Segueta	1	0,73	0,73
Total				1,32

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 3.7 se muestran los costos por consumo de energía eléctrica.

Tabla 3.7. 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	1,32	0,12
2	Microscopio	1	0,65	0,66
Total				0,78

El costo total de la fabricación de la soldadura se muestra en la tabla 3.8, ello incluye todos los costos que intervienen en el proceso.

Tabla 3.8. 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. Valoración del impacto medio ambiental

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 recalcado, no se va a poder acortar lo mismo, por lo que se perdería el objetivo inicial de que todas las piezas de un lote midan lo mismo después de la 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

- ❖ Las microestructuras obtenidas han permitido establecer los cambios producidos en la unión disímil AISI 1045 y AISI 316 L, al ser sometidos al proceso de soldadura por fricción de torque continuo.
- ❖ 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 316 L las cuales fueron obtenidas sin llegar a la temperatura de fusión de ambos materiales a soldar.
- ❖ 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

- ❖ En las microestructuras de la ZTMA de la soldadura disímil AISI 1045 – AISI 316 L, para 900 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 316 L, que lo caracteriza como una solidificación ferrita – austenita (FA).
- ❖ Se determinó en la ZTMA para 800 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.
- ❖ Quedó establecido que durante la unión de tubería con diámetro de 25 milímetros entre el AISI 1045 – AISI 316 L, 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 236,5 HV, según los números de revoluciones empleados.
- ❖ Al estimar las incidencias económicas del proceso de soldadura de torque continuo entre el AISI 1045 y el AISI 316 L, 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

- ❖ 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.
- ❖ Considerar en futuras investigaciones la posibilidad de establecer la distribución de tensiones de la unión disímil AISI 1045 – AISI 316 L con el empleo del método de los elementos finitos (MEF).
- ❖ 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 316 L.

Referencias Bibliográficas

REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. Alcántara-Borges, D.; Fernández-Columbié, T.; Rodríguez-González, I. Fricción y desgaste en elementos circulares empleados en pasadores. Ingeniería Mecánica. Vol. 12. No.2, mayo-agosto de 2009, pág. 49-58.
2. Alves do Carmo, D.; Rocha de Faria. 2D finite element with through the thickness parabolic temperature distribution for heat transfer simulations including welding, Finite elements in analysis and desing, 2015.
3. Ananthapadmanaban, D. A study of mechanical properties of friction welded mild steel to stainless steel joints [J]. Materials and Design, 2009, 30: 2642–2646.
4. Andersson, R. Deformation Characteristics of Stainless Steels, 2005.
5. AWS. The metallurgy, welding and qualification of microalloyed (HSLA) steel weldments, AWS international conference, Houston, Texas, Nov 6 – 8, 1990.
6. Badeshia, H.; Honeycombe, R. Steels, Third edition. Butterworth-Heinemann, Oxford, UK. 2006.
7. Briones, R.; Ruíz, A. Rubio, C.; Carreon, H. Caracterización microestructural y mecánica de una soldadura disímil de aceros inoxidables 316L/AL-6XN. Rev. LatinAm. Metal. Mat. 2014; 34 (2): 306-315.
8. Burgos, A. Soldadura Por Friccion Agitación (FSW) De Aluminio". [Online] II CAIM Segundo Congreso Argentino de Ingeniería Mecánica. 2010, <http://www.ingenieria.unlz.edu.ar/proyecto/archivos-cms/papers/34.pdf>.
9. Cabibbo, M.; McQueen, H.; Evangelista, E.; Spigarelli, S.; Di Paola M.; Falchero A. Microstructure and mechanical property studies of AA6056 friction stir welded plate. Materials Science and Engineering A.; 460 - 461 86 - 94, 2007.
10. Cabot, P. Soldadura por friccion agitacion (FSW) De AA 6061 T6. Comisión Nacional de Energía Atómica, Av. Libertador 8250, Buenos Aires-Argentina. Matéria. 8 (2): 187 - 195, 2003. Disponible en la World Wide Web en <http://www.materia.coppe.ufrj.br/sarra/artigos/artigo10147>.
11. Capdevila, C. Modeling of Diffusional Phase Transformation during the Isothermal Decomposition of Austenite in A Carbon Manganese (0.37C-1.5Mn) Microalloyed with Vanadium and Titanium, 2008.

12. Celik, A., Alsaran A. Mechanical and structural properties of similar and dissimilar steel joints, *Materials Characterization*, V. 43, p. 311-318. 1999.
13. Chen, C.; Kovacevic, R. Finite element modeling of friction stir welding – thermal and thermomechanical analysis, *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 43, 1319-1326 (2003).
14. Cordero, G.; Rodríguez, R. Determinación del tiempo en la etapa de calentamiento para obtener la unión de un aluminio AA 6063 soldado por fricción. *Revista Digital de Investigación y Postgrado de la Universidad Nacional Experimental Politécnica “Antonio José de Sucre”*, Vicerrectorado Barquisimeto. Venezuela. Vol. 2 No. 5. Octubre 2012. Pp. 347-362.
15. Coy, A. Evaluación de la modificación de Elementos (Mo, Mn, Ti) En El Comportamiento Frente a la Corrosión de Aceros Inoxidables Austeníticos. 2006.
16. DebRoy, T.; Bhadeshia, H. Friction stir welding of dissimilar alloys – a perspective,” *Science and Technology of Welding & Joining*, vol. 15, no. 4, pp. 266–270, May 2010.
17. Dobrovodov, A. Selection of optimum conditions for the friction welding of high speed steel 45 [J]. *Weld Prod*, 1975, 22(3): 22–26.
18. Doyle, L. *Procesos y Materiales de Manufactura para Ingenieros*, Tercera edición, 1042 páginas, Prentice Hall, México, 1988.
19. Duffin, F.; Crossland, B. Friction welding with sudden release of the fixed component, *Advances in welding processes, Solid phase joining processes, proceeding of the conference*, The welding Institute, Abington Hall, Cambridge, (1971), 25-33.
20. Elmer, J.; Palmer, T.; Spercht, E. Direct Observations of Sigma Phase Formation in Duplex Stainless Steels Using In-Situ Synchrotron X-Ray Diffraction, *Metallurgical and Materials Transactions*, V.38A, N.3, p.464-475, 2007.
21. Falla, R.; Quintana, K.; Franco, F.; de Sánchez, N. Propiedades mecánicas de soldadura por fricción agitación de punto en aleación de aluminio AA6063 - T5. *Prospect*. 10 (1): 79 - 84, 2012.
22. Fernández-Columbié, T.; Rodríguez González, I.; Correa Suárez, R.; Alcántara Borges, D. Junta de soldadura disímil de la aleación HK – 40 y del hierro fundido 24. *Ingeniería Mecánica*. Vol. 17. No. 2, 2014, p. 98-107.

23. Fuji, A.; Kimura, M.; North, T.; Ameyama, K.; Aki, M. Mechanical Properties of Titanium 5083 Aluminum Alloy Friction joints”, Material. Science. Technology. Vol. 13, pp. 673-678. 1997.
24. García-Castillo, F.; García-Vázquez, F.; Reyes-Valdés, F.; Zambrano-Robledo, P.; Hernández-Muñoz, Rodríguez-Ramos, G. Evolución Microestructural en Uniones de la Aleación Ti-6Al-4V Mediante el Proceso de Soldadura de Punto por Fricción-agitación. Soldagem & Inspeção. 21(2):185-196, 2016
25. Gretoft, B.; Karisson L. Laboratorio Metalográfico del Grupo ESAB), Fisuración en Caliente durante la Soldadura de Aceros Inoxidables Austeníticos. Soldadura y Tecnologías de Unión, No. 6, 1990, pp 68-73.
26. Guliaev, A. Metalografía. Moscú. Editorial Mir, 1983. t. 1.
27. Hakan, A, Mehmet, T, Adem, K. Effect of friction pressure on the properties of friction welded MA956 iron based super alloy [J]. Materials and Design, 2007, 28: 948–953.
28. Hart, P.; Twi, M. Hydrogen cracking-its causes, costs and future occurrence. London 2000.
29. Higgins, R. Engineering metallurgy part I, 6th edition, Hodder Headline Group, London, UK. 1993.
30. Higgins, R. Engineering metallurgy part I, 6th edition, Hodder Headline Group, London, UK. 1993.
31. Hull, F. The effect of ferrite on the hot cracking of stainless steel. Welding Journal, 1967, 46, 399s–409s.
32. Jessop, T.; Dinsdale, W. Mechanical Testing of Dissimilar Metal friction Welds”, Welding Res. Int., Vol. 6, pp. 1-22. 1976.
33. Joseph, A.; Sanjai, K.; Jayakumar, T.; Murugan, N. International journal of pressure vessel and piping, V.82, p.700-705, 2005.
34. Kawai, G.; Ogawa, K.; Tokisue, H. Friction Welding of 6061 Aluminum Alloy Pipe to S25C Carbon Steel Pip. 1997. Documento en línea disponible en: <http://www.isopec.org/publications/journals/ijope-8-2/abst-8-2-p144-JC-208Kawai.pdf>
35. Kiran Kumar, G.; Kishore, K.; GopalKrishna, P. Investigating the Capabilities of Medium Duty Lathe for Friction Welding. Department of Mechanical

Engineering, Vasavi College of Engineering., Hyderabad, India, Journal of Emerging Trends in Engineering and Applied Sciences (JETEAS) 1 (1): 36-39 © Scholarlink Research Institute Journals, 2010

36. Klueh, R.; King, J.; Griffith, J. A simple test for dissimilar-metal welds, *Welding Journal*, V.62, N.6, p.154s-159s, 1983.
37. Kocks, U.; Eng, J. *Mater. Technol.*, Vol. 98, 1976, 76-85.
38. Kou, S. *Welding metallurgy*, Second edition, 2003.
39. Kurt, B. *Journal of Materials Processing Technology* 190 2007 138–141.
40. Kuziak, R.; Bold, T.; Yi-Wen Cheng. Microstructure control of ferrite-pearlite high strength low alloy steels utilizing microalloying additions, *Journal of Materials Processing Technology*, V. 53, p. 255-262, 1995.
41. Lajtn, Y.; Arzamásov, B. *Tratamiento termoquímicos de los metales*, Editorial MIR, Moscú. 1985.
42. Laufgang, S. *Aceros inoxidable, termo soldex S.A tratamiento térmico de soldadura – prueba hidráulica de gasoductos*. 2003.
43. Lippold, J.; Kotecki, D. *Welding metallurgy and weldability of stainless steels*, 1st edition. Jhon Wiley & Sons, New Jersey, USA. 2005.
44. Lippold, J.; Kotecki, D. *Welding metallurgy and weldability of stainless steels*. 1ra ed: John Wiley & Sons, Inc. 2005; p. 20, 21, 147, 154, 165.
45. Llewellyn, D.; Hudd, R. *Steels: Metallurgy and Applications*, 3rd edition, Butterworth-Heinemann, Oxford. 1998
46. Lombard, H.; Hattingh, D.; Steuwer, A.; James, M. Effect of process parameters on the residual stresses in AA5083-H321 friction stir welds. *Materials Science and Engineering: A*, vol. 501, no. 1–2, pp. 119–124, Feb. 2009.
47. Longhurst, A. Torque control of friction stir welding for manufacturing and automation. *Int J Adv Manuf Technol*, 905 - 913. 2010.
48. López, M.; Zerguera, M.; Martínez, A. Cantu, V. *Metodología de diseño de fuentes de soldadura por arco eléctrico.*, 2000.
49. Lozano, J.; Moreda, P.; Llorentea, C.; Bilmes, P. Características de Fusión de Soldaduras GMAW de Aceros Inoxidables Austeníticos. *Jornadas SAM 2000 – IV Coloquio Latinoamericano de Fractura y Fatiga*, agosto de 2000, 171 – 178.

50. Lundin, D. Dissimilar metal welds transition joints literature review, *Welding Journal*, V.61, N.2, p. 58s-63s, 1982.
51. Maalekian, G. Friction welding - critical assessment of literature. *Science and Technology of Welding and Joining*, Vol. 12, (2007), 738 –759.
52. Madhusudan, G.; Srinivasa, R. Microstructure and mechanical properties of similar and dissimilar stainless steel electron beam and friction welds, *International Journal of advance manufacturing technology*, V.45, p. 875-888, 2009.
53. Méndez, M. Efecto de la velocidad de rotación en la cantidad de la unión de la soldadura por fricción en una aleación de Aluminio AA 6063. Trabajo de grado para Ingeniería Metalúrgica. Universidad Nacional Experimental Politécnica “Antonio José de Sucre”. 2011. Barquisimeto, Venezuela.
54. Mishra, R.; De, P.; Kumar, N. Friction stir processing. In *Friction Stir Welding and Processing* (pp. 259-296). Springer International Publishing. 2014.
55. Mishra, R.; Mahoney M. *Friction stir welding and processing*, ASM International, 2007.
56. Moreno, S. Soldadura por fricción. Universidad EAFIT. Escuela de Ingeniería. Departamento de Ingeniería Mecánica. Medellín. 2008. 68p.
57. Mumim, S. Evaluation of the joint interface properties of austenitic stainless steel joined by friction welding [J]. *Materials and Design*, 2007, 28: 2244–2250.
58. Murti, K.; Sunderesan, S. Structure and properties of friction welds between high-speed steel and medium carbon steel for bimetal tools [J]. *Mater Sci Technol*, 1986, 2: 865–870.
59. Nelson, D.; Baeslack, W.; Lippold, J. Characterization of the weld structure in a duplex stainless steel using color metallography, *Metallography*, V.18, p. 215-225, 1985.
60. Nicholas, E. Friction Processing Technologies. *Welding in the World*, Vol. 47, No. 11-12, (2003), 2-9.
61. O' Brien, R. *Manual de Soldadura*. Tomo III. American Welding Society/. 8ª Edición. 1996, Naucalpan de Juárez: México.
62. Oystein, G. *Metallurgical Modelling of Welding*, 2nd edition, London: The Institute of Materials, UK. 1994.

63. Ozdemir, N. Investigation of mechanical properties of friction welded joints between AISI 304 L and AISI 4340 steel as a function of rotational speed [J]. Materials Letters, 2005, 59: 2504–2509.
64. Peel, M.; Steuwer, A.; Preuss, M.; Withers, P. Microstructure, mechanical properties and residual stresses as a function of welding speed in aluminium AA5083 friction stir welds,” Acta Materialia, vol. 51, no. 16, pp. 4791–4801, Sep. 2003.
65. Peel, M.; Steuwer, A.; Withers, P. Dissimilar friction stir welds in AA5083-AA6082. Part I: process parameter effects on thermal history and weld properties,” Metallurgical and Materials Transactions A, vol. 37, no. JULY, pp. 2183–2193, 2006.
66. Puchi-Cabrera, E. Mater. Sci. Technol., Vol. 17, 2001, 155-161.
67. Quintana, K. Evaluación de la soldadura por fricción - agitación de punto de la aleación de aluminio AA 6063 - T5. El hombre y la máquina No. 39. Mayo - Agosto de 2012. Disponible en la World Wide Web en: [http://ingenieria.uao.edu.co/hombreymaquina/revistas/39%252020122/Evaluacion soldadura.pdf](http://ingenieria.uao.edu.co/hombreymaquina/revistas/39%252020122/Evaluacion%20soldadura.pdf).
68. Rabensteiner, G. Influencia del contenido de Cr y Ni en los Aceros Inoxidables Austeníticos. Periodical "Technia", No. 15/16-88, 1995.
69. Rai, R, De A, Bhadeshia, H.; DebRoy, T. Review: friction stir welding tools. Science and Technology of Welding Joing. 16 (4): 325-342, 2011.
70. Reddy, G.; Rao, K.; Sekhar, T. Microstructure and pitting corrosion of similar and dissimilar stainless steel welds, Science and technology of welding and joining. 13 (4): 363-377, 2008.
71. Ren, S.; Ma, Z.; Chen, L. Effect of welding parameters on tensile properties and fracture behavior of friction stir welded Al–Mg–Si alloy. Scripta Materialia 56: 69 - 72, 2007.
72. Rodríguez, E.; Amorero, L.; Fraudita, F.; Bueno, A.; Suárez, K. Análisis espectral en el estudio de las señales ultrasónicas de un acero AISISAE 4340”, Revista de la Facultad de Ingeniería de la U.C.V. 19 (2): 89-98, 2004.
73. Sah, J.; Richardson, G.; Sellars, C.; Aust, J. Inst. Metals, 14 (1): 292-297, 1969.

74. Samal, M.; Balani, K., Seidenfuss, M.; Ross, E. An experimental and numerical investigation of fracture resistance behaviour of a dissimilar metal welded joint, *Journal of Mechanical Engineering Science*, 223 (100): 1502-1523, 2009.
75. Sathiya, P.; Aravindan, S.; Noorul Hag, A. Mechanical and metallurgical properties of friction welded AISI 304 austenitic stainless steel [J]. *Int J Adv Manufact Technol*, 26 (11): 505–511, 2005.
76. Sawhill, J. Welding HSLA line pipe steels, *Metallovedenie*, N.7, p. 56-60, 1977.
77. Schneider, J.; Núñez, A. Jr. Characterization of plastic flow and resulting microtextures in a friction stir weld, *Metall. Mater. Trans. B*. 35 (14): 777 - 783, 2004.
78. Séferian, D.: *Metalurgia de la soldadura*, Madrid: TECNOS, S.A., 1957
79. Seshagirirao, B.; Sivaramakrishna, V.; Saikrishnaprasad, G. Experimental investigation of rotary friction welding parameters of aluminum (H-30) and mild steel (AISI-1040). *International Journal of Innovative Research in Science, Engineering and Technology*. 4 (5): 2920 - 2925, 2015.
80. Shafer, J. Soldadura por fricción (Friction Stir Welding). 2014. 24 p. Disponible en la World Wide Web en http://biblio3.url.edu.gt/Libros/2013/pro_ma/19.pdf
81. Shankar, V.; Gill, T. Solidification cracking in austenitic stainless steel”, *Sadhana*, Vol 28, June/ August 2003, pp 359-382. www.ias.ac.in/sadhana/Pdf2003JunAug/Pe1119.pdf.
82. Singh-Sidhu, M.; Singh-Chatha, S. Friction Stir Welding – Process and its Variables: A Review. *International Journal of Emerging Technology and Advanced Engineering*. 2 (12): 275, 2012.
83. Sun, Z.; Karppi, R. *Journal of Materials Processing Technology*, 59, 1996 257 - 267.
84. Sunghak Lee, Byung Chun Kim, Gongil Kwon Correlation of microstructure and fracture properties in weld heat affected zones of thermomechanically controlled processed steels, *Metallurgical Transactions A*. 23A (12): 2803-2816, 1992.
85. Tither, G.; Lauprecht, W. Pearlite-reduced HSLA steels for line pipe, *Metallovedenie*, 7 (2): 37-40, 1977.
86. Tufaro, L.; Svoboda, H. Efecto del procedimiento de soldadura por fricción-agitación sobre las propiedades mecánicas en uniones de aleación de aluminio termoenviejecible. Instituto Nacional de Tecnología Industrial, Centro de

- Investigación y Desarrollo en Mecánica, San Martín, Buenos Aires, Argentina. 2014. Disponible en la World Wide Web en: <http://www.inti.gob.ar/tecnointi/CD/info/pdf/530.pdf>.
87. Uzkut, M.; Ünlü, B.; Yilmaz, S.; Akdağ, M. Friction Welding and Its Applications in Today's World", In: 2nd International Symposium on Sustainable Development, June 8-9 (2010), Sarajevo.
 88. Velandia, J. Determinación del efecto de la fuerza axial en la resistencia mecánica de soldaduras por fricción agitación (SFA); Tesis de Grado; Universidad del Valle; 2009.
 89. Venugopal, S.; Mannan, L.; Prasad, Y. Metall. Mater. Trans., Vol. 27A, 1996, 119-12.
 90. Vucetich, D. Soldadura por fricción y agitación de placas de aluminio 5086. Laboratorio de Investigaciones de Metalurgias Físicas (LIMF), Departamento de Mecánica, Facultad de Ingeniería, Universidad Nacional de La Plata. Segundas Jornadas de Investigación y Transferencia. 2013. Disponible en la World Wide Web en: <http://sedici.unlp.edu.ar/handle/10915/38232>.
 91. Weglowski, A. Friction stir processing - analysis of the process. Archives of metallurgy and materials. 56 (12): 779 - 788, 2011.
 92. Woo, W.; Feng, Z.; Wang, X.; David, S. "Neutron diffraction measurements of residual stresses in friction stir welding: a review," Science and Technology of Welding and Joining, vol. 16, no. 1, pp. 23–32, Jan. 2011.
 93. Yoon, H.; Kong, Y.; Kim, S.; Kohyama, A. Mechanical properties of friction welds of RAFs (JLF-1) to SUS 304 steels as measured by the acoustic emission technique [J]. Fusion Engineering and Design, 2006, 81: 945–950.
 94. Zhang, W., Elmer, J.; DebRoy T. Integrated modelling of thermal cycles, austenite formation, grain growth and decomposition in the heat affected zone of carbon steel, Science and Technology of Welding and Joining, V.10, N.5, p.574-582. 2005.
 95. Zimmer, S.; Langlois, L.; Laye, J.; Bigot, R. Experimental investigation of the influence of the FSW plunge processing parameters on the maximum generated force and torque. International Journal of Advanced Manufacturing Technology. 47 (1-4): 201-215, 2010. <http://dx.doi.org/10.1007/s00170-009-2188-3>.