



**FACULTAD DE METALURGIA ELECTROMECAÁNICA
DEPARTAMENTO DE MECÁNICA**

**SOLDADURA DISÍMIL POR ROTACIÓN CONTINUA ENTRE UNA
PLANCHA DE ACERO INOXIDABLE Y UNA BARRA DE AISI 1045**

Tesis en opción al título de Master en Electromecánica

Autor: Ing. Ricardo Quevedo Mejías

Moa - 2020



**FACULTAD DE METALURGIA ELECTROMECAÁNICA
DEPARTAMENTO DE MECÁNICA**

**SOLDADURA DISÍMIL POR ROTACIÓN CONTINUA ENTRE UNA
PLANCHA DE ACERO INOXIDABLE Y UNA BARRA DE AISI 1045**

Tesis en opción al título de Máster en Electromecánica

Autor: Ing. Ricardo Quevedo Mejías

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

Moa - 2020

Declaración de autoridad:

Yo: Ing. Ricardo Quevedo Mejías

Autor de este trabajo de maestría, certifico su propiedad intelectual a favor de la Universidad de Moa “Dr. Antonio Núñez Jiménez”, la cual podrá hacer uso del mismo con la finalidad que estime conveniente.

Ing. Ricardo Quevedo Mejías

Dr. C. Tomás H. Fernández Columbié

Agradecimientos

***A Dios por permitirme enfrentarme a esta difícil tarea y
prevalecer hasta el final.***

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

***A todos mis profesores por los conocimientos
transmitidos durante las clases de la maestría.***

***A mis padres que nunca me desanimaron a dejar esta
parte importante en mi vida profesional y que me
apoyaron en todo momento.***

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

***A la revolución, por darme la oportunidad de
convertirme en Máster.***

A todos

Muchas Gracias.

Dedicatoria

Quiero dedicar este trabajo a mis padres.

A mi madre: Nelis Massiel Mejías Acosta,

A mi padrastro: Jorge Castillo Revé,

A mi tutor: Dr. C. Tomás Fernández Columbié

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

RESUMEN

En el trabajo se establece el comportamiento microestructural y la dureza del proceso de soldadura por fricción radial de la unión disímil entre una plancha de acero AISI 316L y una barra de acero AISI 1045. Se cortó una plancha de 50x50x15 de AISI 316L y una barra de 20 mm de diámetro de AISI 1045, rotando la plancha en un torno C 11 MT, con número de revoluciones de 1 400 r/min, presión de 75 MPa y una fuerza axial de 23 550 N, se logró la unión metalúrgica entre ellas, en un tiempo de 14 segundos. Se analizó la zona termomecánicamente afectada y la térmica afectada, donde la estructura está compuesta por las fases martensita-ferrita-perlita, microconstituyentes del AISI 1045 y la austenita-ferrita del AISI 316L, la perlita ocupa un 65,42 % del área sobre la superficie, mientras que la austenita es de 67,95 %. Existe un incremento de la dureza desde 180 y 217 HV respectivamente hasta 306 HV en la ZTMA, generada por efecto de la fricción. Por último, se realiza la valoración económica y las incidencias en el medio ambiente.

ABSTRACT

The work establishes the microstructural behavior and the hardness of the radial friction welding process of the dissimilar joint between an AISI 316L steel plate and an AISI 1045 steel bar. A 50 x 50 x 15 AISI 316L plate and a steel bar were cut and 20 mm in diameter of AISI 1045, rotating the plate on a C 11 MT lathe, with a number of revolutions of 1440 r/min, a pressure of 75 MP and an axial force of 23 550 N, the metallurgical union between them was archived, in a time of 14 seconds. The thermomechanically affected area was analyzed, where the structure is composed by the martensite-ferrite-pearlite phases, microconstituents of AISI 1045, perlite occupies 65,42 % of the surface area, while austenite is 67,95 %. There is an increase in hardness from 180 and 217 HV respectively to 306 HV in the ZTMA, generated by the effect of friction. Finally, the economic valuation and the incidents in the environment are carried out.

ÍNDICE	Pág.
INTRODUCCIÓN	1
CAPÍTULO 1. MARCO TEÓRICO. ANTECEDENTES INVESTIGATIVOS	
1.1. Introducción	4
1.2. Generalidades de los aceros inoxidables	4
1.2.1. Soldadura de los aceros inoxidables austenísticos por arco eléctrico	5
1.2.2. Fase sigma en los aceros inoxidables	8
1.3. Características de los aceros al carbono	9
1.3.1. ZAT en los aceros al carbono	10
1.4. Soldadura por fricción radial o rotativa	11
1.4.1. Mecanismo de unión en la primera etapa durante el proceso de fricción	14
1.5. Soldadura por fricción de aceros inoxidables	17
1.5.1. Soldadura por fricción de aceros al carbono	17
1.5.2. Soldadura por fricción disímil acero al carbono - acero inoxidable	18
1.5.3. Consideraciones para aplicación de revestimiento	19
1.6. Efectos de los parámetros del proceso en la soldadura por fricción	20
1.6. Conclusiones del capítulo 1	23
CAPÍTULO 2. MATERIALES Y MÉTODOS	
2.1. Introducción	24
2.2. Composición química estándar del acero AISI 1045	24
2.2.1. Propiedades generales del acero AISI 1045	25
2.2.2. Composición química estándar del acero AISI 316L	25
2.2.3. Propiedades generales del acero AISI 316L	26
2.4. Preparación y equipo empleado para la unión	27
2.4.1. Variables operativas utilizadas para el proceso de unión	28
2.4.1. Relación entre las variables	29
2.4.3. Características entre las variables del proceso	30
2.5. Preparación metalográfica de las probetas	30
2.5.1. Operación de desbaste y pulido	31
2.5.2. Ataque químico de las muestras	32
2.5.3. Microestructura patrón de las aleaciones	32

2.5.4. Ensayo de dureza en las diferentes zonas	33
2.5.5. Microscopio óptico para el análisis de imágenes	34
2.5.6. Obtención del porcentaje de microconstituyentes	34
2.6. Procedimiento metodológico para el proceso de soldadura	35
2.6.1. Cálculo de la fuerza de calentamiento	35
2.6.2. Cálculo del área de contacto o de soldadura	36
2.6.3. Cálculo de la fuerza de contacto	36
2.6.4. Cálculo de la distribución de la temperatura en la junta soldada	36
2.6.5. Cálculo del carbono equivalente	39
2.7. Diseño de experimentos	39
2.7.1. Determinación de los coeficientes de regresión	40
2.7.2. Cálculo de la varianza	41
2.8. Conclusiones del capítulo 2	42

CAPÍTULO 3. ANÁLISIS DE LOS RESULTADOS

3.1. Introducción	43
3.2. Análisis de la composición química del acero AISI 316L	43
3.3. Análisis del procedimiento metodológico para el proceso de soldadura	44
3.4. Análisis de las microestructuras de la ZTMA	46
3.4.1. Análisis de las microestructuras de la ZAT del AISI 1045	48
3.4.2. Análisis de las microestructuras de la ZAT del AISI 316L	49
3.4.3. Análisis de las microestructuras en la interface AISI 316L – AISI 1045	50
3.4.4. Comportamiento de las fases presentes	51
3.5. Establecimiento de los parámetros de soldadura	53
3.6. Valoración económica	57
3.8. Valoración del impacto medio ambiental	59
3.9. Conclusiones del capítulo 3	60

CONCLUSIONES GENERALES

RECOMENDACIONES

REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

INTRODUCCIÓN

Desde tiempos inmemoriales la soldadura de piezas siempre ha sido una preocupación del hombre. Esta unión que inicialmente se convirtió en un asunto de supervivencia en la antigüedad, al ensamblar mediante fibras vegetales la piedra y el palo, se convertiría a partir de ese momento en una cuestión fundamental. Con el desarrollo de nuevos materiales los procesos de unión han ido variando con el decursar del tiempo, desde las primeras armas soldadas en el Egipto de la edad del bronce hace más de 3 000 años, hasta las últimas soldaduras realizadas en los paneles solares de la estación espacial internacional.

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 misma implica la aplicación de calor altamente localizado en metales que responden a la ley física de expansión contracción, capaces de afectar su estructura y en condiciones de movimiento restringido, de esta manera se puede afirmar que durante el calentamiento que la soldadura impone a una pequeña parte de las piezas, el aumento de volumen de ésta, resulta impedido por el calentamiento desigual del metal base y por el grado de embridamiento que tenga la misma, por lo que el crecimiento de volumen libre será función directa del gradiente de temperatura y del coeficiente de dilatación del material calentado.

En el proceso de soldadura ocurren diferentes fenómenos físicos como consecuencia del campo de temperatura, de esfuerzos y deformaciones y de estado microestructural. Los esfuerzos residuales en las soldaduras tienen un efecto muy significativo en la integridad de las estructuras, componentes y piezas metálicas, debido a que disminuyen la resistencia a la fatiga y resistencia mecánica de los materiales. En ocasiones los cordones de soldadura son mecanizados por condiciones de diseño, induciendo posiblemente aún más esfuerzos residuales al material.

Los problemas derivados de la corrosión poseen un importante impacto económico dentro de la industria, particularmente en planta de producción de ácido sulfúrico, producto de la corrosión interna, debido a la disolución de gases en la mezcla de transporte, se generan pérdida de espesores de las mismas. La soldadura por métodos convencionales, por efecto del ciclo térmico introduce calor en el metal soldado que también afecta la integridad del conjunto soldado, que más tarde provoca en esta zona el fenómeno de la corrosión.

En la actualidad la industria busca contemplar aplicaciones con diversos materiales, en correspondencia con 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 es un novedoso proceso de estado sólido que supera los procesos convencionales por arco eléctrico, teniendo en cuenta que permite obtener soldaduras sanas sin producir la fusión del material base, a temperaturas mucho menores que las producidas en estos procesos. Se espera que las propiedades mecánicas de la junta mejoren con respecto a otros métodos del tipo fusión, 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.

Situación problemática: el empleo de soldadura por fusión en la unión disímil de aceros austeníticos y 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 nuevas alternativas para garantizar la continuidad metalúrgica de este tipo de unión y minimizar los efectos negativos es una vía de solución a estos problemas para ser empleado en las industrias.

El **problema** de la investigación: las teorías existentes aún no fundamentan el comportamiento microestructural y la dureza entre una plancha de acero AISI 316L y una barra de acero al carbono AISI 1045 con el empleo de la soldadura por fricción rotativa.

Sobre la base del problema a resolver se establece la siguiente **hipótesis:** con la rotación de una plancha de acero austenítico AISI 316L y el efecto de la fricción ejercida por una barra de acero AISI 1045, considerando parámetros como: velocidad de rotación, temperatura de fusión y presión de forja se puede realizar la unión entre ambos aceros, garantizando su continuidad metalúrgica.

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

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

Se define como **objetivo del trabajo**: establecer el comportamiento microestructural y la dureza de la unión metalúrgica entre el acero austenítico AISI 316L 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 316L 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 316L 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 y teorías relacionadas 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 rotativa.

Capítulo 1: Marco teórico. Antecedentes investigativos

CAPÍTULO 1. MARCO TEÓRICO. ANTECEDENTES INVESTIGATIVOS

1.1. Introducción

La importancia de estudiar las modificaciones microestructurales en la unión disímil de aceros inoxidable con acero al carbono, se debe a que cada vez es más necesario usarlos en las industrias química, petroquímica, alimentaria, farmacéutica; debido, principalmente, a sus excelentes propiedades mecánicas y químicas. La soldadura disímil reviste importancia a nivel industrial, ya que hace posible la combinación de las mejores propiedades químicas y mecánicas de cada material en una sola estructura. 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.

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. Generalidades sobre los aceros inoxidables

Acero es la denominación que comúnmente se le da en ingeniería metalúrgica a una aleación de hierro con una cantidad de carbono variable entre el 0,01 y el 2,1 % en peso de su composición, dependiendo del grado; aunque normalmente estos valores se encuentran entre el 0,03 y el 1,7%. Los aceros inoxidables son definidos como aleaciones ferrosas que contienen básicamente hierro, carbono y cromo. Los dos primeros son elementos intrínsecos de cualquier acero más el cromo en cantidades superiores a 12 %, hasta valores del orden de 30 %, al ser un metal reactivo, se combina con el oxígeno del aire o en cualquier otra condición oxidante para formar una película estable de óxido de cromo, que lo aísla al acero del medio agresivo (Termo Soldex S.A, 2004).

Ha sido referido por De Tiedra y Martín (2013) que, los aceros inoxidables austeníticos son una aleación muy utilizada en la ingeniería debido a su estabilidad química. No son usados

frecuentemente en la condición de trabajados en frío, teniendo en cuenta que, la deformación plástica en frío tiene marcada influencia sobre las propiedades mecánicas, en particular a temperaturas menores a cero grados centígrados. Los mismos 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. Esto determina su importancia crítica en el desarrollo de la industria tecnológica.

Los aceros inoxidable según Higgins (1993); Badeshia y Honeycombe (2006) referenciados en Romero (2017), se aplican a muchas aleaciones preparadas a base de hierro, las cuales contienen por lo menos 12 % de cromo con o sin adiciones de otros elementos de aleación. La propiedad notable de estos aceros, es su resistencia a la corrosión en muchos, aunque no en todos los medios corrosivos. Además, poseen una adaptabilidad excepcional a los procesos de conformado en frío, en caliente y pueden desarrollar una alta resistencia a la tensión y al movimiento plástico. La composición de los aceros inoxidable es normalizada y cada aleación posee un número específico de tipo AISI.

Se plantea por Laufgang (2003) que, la resistencia a la corrosión de los aceros inoxidable 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 esta, el contacto del acero con el medio oxidante.

1.2.1. Soldadura de los aceros inoxidable austeníticos por arco eléctrico

En la soldadura de los aceros inoxidable austeníticos es práctica generalizada mantener la temperatura del material base y la zona afectada por el calor (ZAC) lo más baja posible, esto se logra con el uso de bajas intensidades de corriente (compatibles con 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 (Elmer *et al.*, 2004).

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, 1988).

Como excepción y rara vez puede ser requerido un calentamiento a 500 °C con el objeto de producir precipitación de carburos de Niobio (Nb) en aceros inoxidable AISI 347L estabilizados al Nb (en EEUU Columbio) 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.

Durante la soldadura de los aceros inoxidables (figura 1.1) 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 el soldeo de los aceros inoxidables es proporcionar una buena unión con cualidades iguales o mejores a las del metal base (Andersson, 2005).

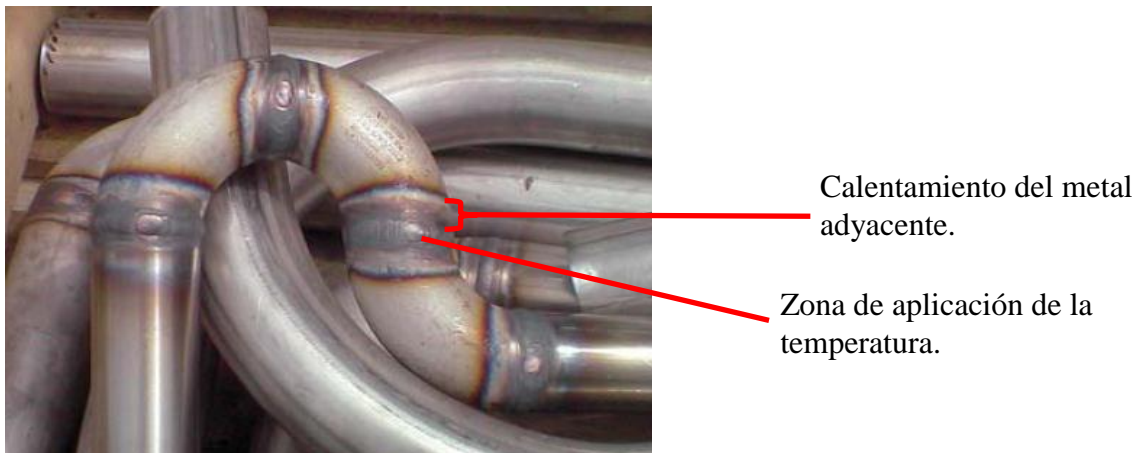


Figura 1.1. Calentamiento del acero inoxidable en la soldadura. Fuente: Samal *et al.* (2009).

La evolución microestructural de la zona afectada térmicamente (ZAT) de los aceros inoxidables depende de diferentes factores como: la microestructura del metal base, la temperatura pico alcanzado y las velocidades de calentamiento y enfriamiento (Nelson *et al.*, 1985). Según el criterio de Nelson *et al.* (1985), la microestructura resultante en la ZAC

es diferente a la que presenta el metal base, pero muy parecidas a la del metal de soldadura en los aceros inoxidable, esta zona se presenta en una región estrecha, la cual es complicado de distinguir.

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 inoxidable. En general, mientras más alto sea el contenido de cromo, más resistente a la corrosión será el acero (Lozano *et al.*, 2000).

Madhusudhan *et al.* (2005), realizaron un estudio de la influencia del proceso de soldadura por arco de tungsteno protegido con gas (GTAW) y soldadura por haz de electrones (EBW), en la microestructura y las propiedades mecánicas de las juntas disímiles de aceros inoxidable austeníticos (AISI 304L) y aceros inoxidable ferríticos (AISI 430L). Los procesos de fusión de soldadura usados fueron; (GTAW), (EBW) y soldadura por fricción. Los procesos EBW y GTAW fueron seleccionados para comprender los efectos de entrada de calor, mientras que la soldadura por fricción se incluye para comparar los procesos de fusión y de soldadura en estado sólido.

Por otro lado, Lippold y Kotecki (2005) consideran que, la formación de la ZAC puede ser explicada en función de los ciclos térmicos a los cuales están expuestos y puede dividirse en tres regiones distintas en función de estos ciclos térmicos y temperaturas a las que estén expuestos.

Especifica Lippold *et al.* (1994) que, existen cuatro tipos de posibles solidificaciones y transformaciones hasta el estado sólido para la soldadura de los aceros inoxidable

austeníticos. Las solidificaciones tipo A (Austenita) y AF (Austenita – Ferrita) están asociados con la austenita primaria. Las solidificaciones tipo FA (Ferrita – Austenita) y F (Ferrita) tienen ferrita delta como fase primaria.

1.2.2. Fase sigma en los aceros inoxidable

La fase sigma es probablemente la fase intermetálica más estudiada y la más indeseable en los aceros inoxidable. En 1907 inclusive, antes del desarrollo de los aceros inoxidable, Treitschke y Tamman encontraron un compuesto en el sistema Fe - Cr, cuya composición química presentaba un contenido de cromo de 30 - 50 por ciento. En 1927, Bain y Griffiths encontraron una fase de alta dureza, pero muy frágil en un sistema Fe – Cr – Ni, a la cual llamaron componente B. En 1936, Jett y Footela llamaron fase sigma al componente B, pero no fue hasta 1951, cuando se estudió a detalle su estructura cristalográfica (Villanueva *et al.*, 2006).

La nucleación de la fase sigma predominantemente ocurre en los bordes de grano ferrita - ferrita y ferrita - austenita (Weber y Uggowitzer, 1998; Sieurin y Sandström; 2007). Esta fase regularmente surge, cuando los aceros inoxidable son expuestos a temperaturas entre 600 y 1 000 °C, por lo que el rango de formación de esta fase es el mayor en comparación a los demás compuestos intermetálicos (Dobranzky *et al.*, 2004; Elmer *et al.*, 2007).

La fase sigma se caracteriza por su estructura tetragonal centrada en el cuerpo, tiene una composición rica en hierro, en cromo y en molibdeno. Se caracteriza por tener una elevada dureza y fragilidad, por lo que su presencia afecta las propiedades mecánicas y la resistencia a la corrosión de los aceros inoxidable, debido a que remueve el Cr en solución sólida (Strutt y Vecchio, 1999; Pardal *et al.*, 2009).

Por esta razón, se han realizado estudios para evitar la formación de la fase sigma, como el realizado por Lee *et al.* (1998), en donde sustituyeron el molibdeno por tungsteno, encontrándose que, de esta manera se retarda y disminuye la formación de la misma, pero se origina la chi, la cual presenta una composición química rica en tungsteno, sin embargo, esta no degrada la resistencia al impacto (Lee *et al.*, 1998; Martins y Casteletti, 2009).

Según Lefebvre (1993), un contenido de ferrita entre 5 y 15 % en el metal base, permite evitar el agrietamiento en caliente, mejorar las características mecánicas y disminuir la

susceptibilidad a la corrosión frente a ácidos oxidantes a alta temperatura, así como la formación de la fase sigma.

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 (Fernández-Columbié *et al.*, 2016 y Romero 2017).

1.3. Características de 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 tienen entre 0,35 y 0,50 % de carbono y los que el contenido es más de 0,50 % de carbono. Estos se conocen respectivamente como aceros de bajo carbono, aceros de medio carbono y aceros de alto carbono (Lajtín 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 si no 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 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 de soldadura 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.

Sin embargo, otros autores en los que se encuentran Llewellyn y Hudd (1998); Badeshia y Honeycombe (2006) son del criterio 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 esta 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. ZAT en los aceros al carbono

La ZAT 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.

Las transformaciones de la ZAC, 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 ZAC 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, las cuales están definidas por la temperatura pico y el historial térmico al que fueron sometidas (AWS, 1990; Zhang *et al.*, 2005).

Ciertas regiones de la ZAC 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. Soldadura por fricción radial o rotativa

El principio básico de la soldadura por fricción es usar el calor generado a través de la fricción de la pieza para producir una junta limpia, sin la formación de una fase líquida. Esta fuerza de contacto primero genera calor en la interfase. Una vez que el material se ha suavizado suficientemente, la presión aplicada en contra de los dos componentes, la fuerza en el interior del material caliente de la interfase produce el destello, eliminando cualquier contaminante de la superficie y produciendo una unión limpia.

La soldadura por fricción como se muestra en la figura 1.2, 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), 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).

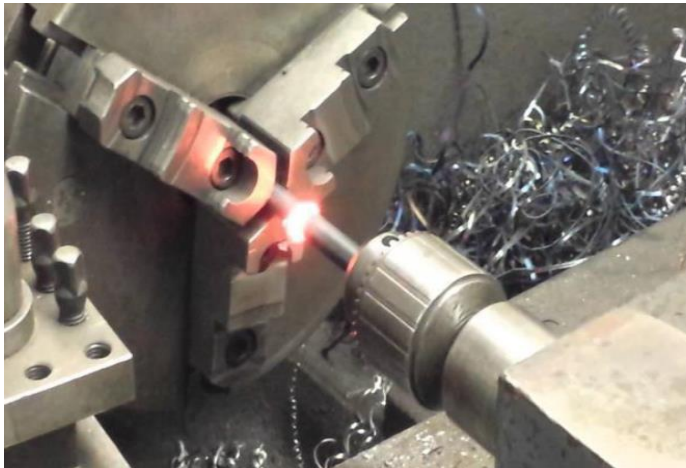


Figura 1.2. Soldadura por fricción rotativa. Fuente: Nicholas (2003).

La velocidad de rotación y la presión axial que se aplica, determinan la forma de la unión soldada, 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 esta.

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 Nunes (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 interfase en la FRW desarrolla una rebaba mediante deformación plástica de la zona calentada. Esta rebaba, de ser necesario, se puede retirar por medio de maquinado o

rectificado. Las máquinas para soldadura por fricción son totalmente automáticas y la habilidad requerida del operador es mínima, una vez que se han ajustado en forma apropiada los ciclos individuales de tiempo para la operación completa.

La soldadura que se produce se caracteriza por una 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.

Falla *et al.* (2012) plantea que, con este método no se requiere metal de aporte, fundente ni gas protector. Los pasos básicos de la soldadura por fricción se muestran en la figura 1.3; 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, como se observa en la 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).

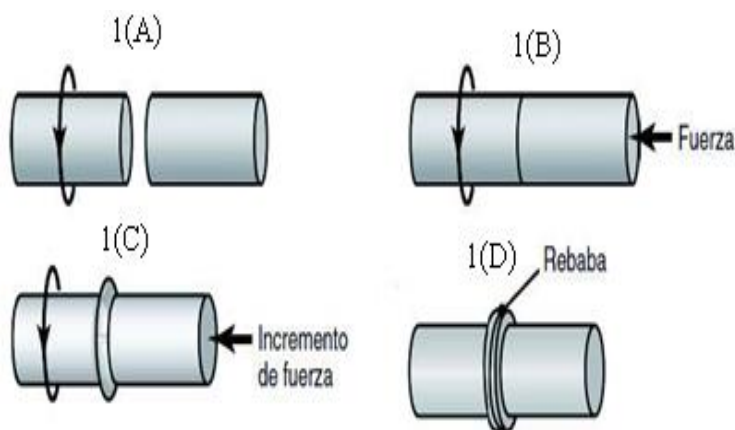


Figura 1.3. Principios de la soldadura por fricción. Fuente: Mishra (2014).

En la etapa de fricción, 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 interfase. 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).

Para la etapa de forjado 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, 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. No se requiere de consumibles como el hilo de relleno, flux o gases para el escudo de protección, incluso para los materiales medioambientalmente tan sensibles como el titanio. La soldadura por fricción rotativa se divide en dos variantes: Direct Drive (Control Directo) e inercia. Debido a que, este tipo de soldadura es un proceso nuevo, se presenta la necesidad de conocer los valores de las variables involucradas que permitan uniones de calidad, siendo el tiempo en la etapa de calentamiento un factor determinante en la calidad de la unión.

Consideran otros autores en los que se encuentran Burgos (2010); Longhurst (2010) y Weglowski (2011) que, como novedoso proceso de estado sólido y que supera los procesos convencionales de soldadura por arco eléctrico, por efecto de la disminución de la temperatura, 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 ZAC.

1.4.1. Mecanismo de unión en la primera etapa durante el proceso de fricción

Basado en los resultados descritos en trabajos previos (Kimura *et al.*, 2002; Kimura *et al.*, 2005), los autores exponen que, el mecanismo de unión es la primera etapa durante el proceso de fricción para una junta de acero. En la figura 1.4 se muestra el esquema del mecanismo de unión durante la primera etapa del proceso de soldadura por fricción. En el lado izquierdo de la figura se muestra la baja presión de fricción, en el lado derecho, se

muestra la alta presión de fricción. El mecanismo simplificado de unión en la interfase de la soldadura, se muestra en el grupo de círculos concéntricos, mostrados en la derecha de la figura 1.4a y 1.4b. Además, las ilustraciones para (i), (ii) y (iii) es lo mismo que en la figura 1.4a y 1.4b. Al principio, ambas superficies de soldadura en los materiales base, contactan una con otra y luego, ambas superficies friccionadas se sueldan, como se muestra en (i).

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

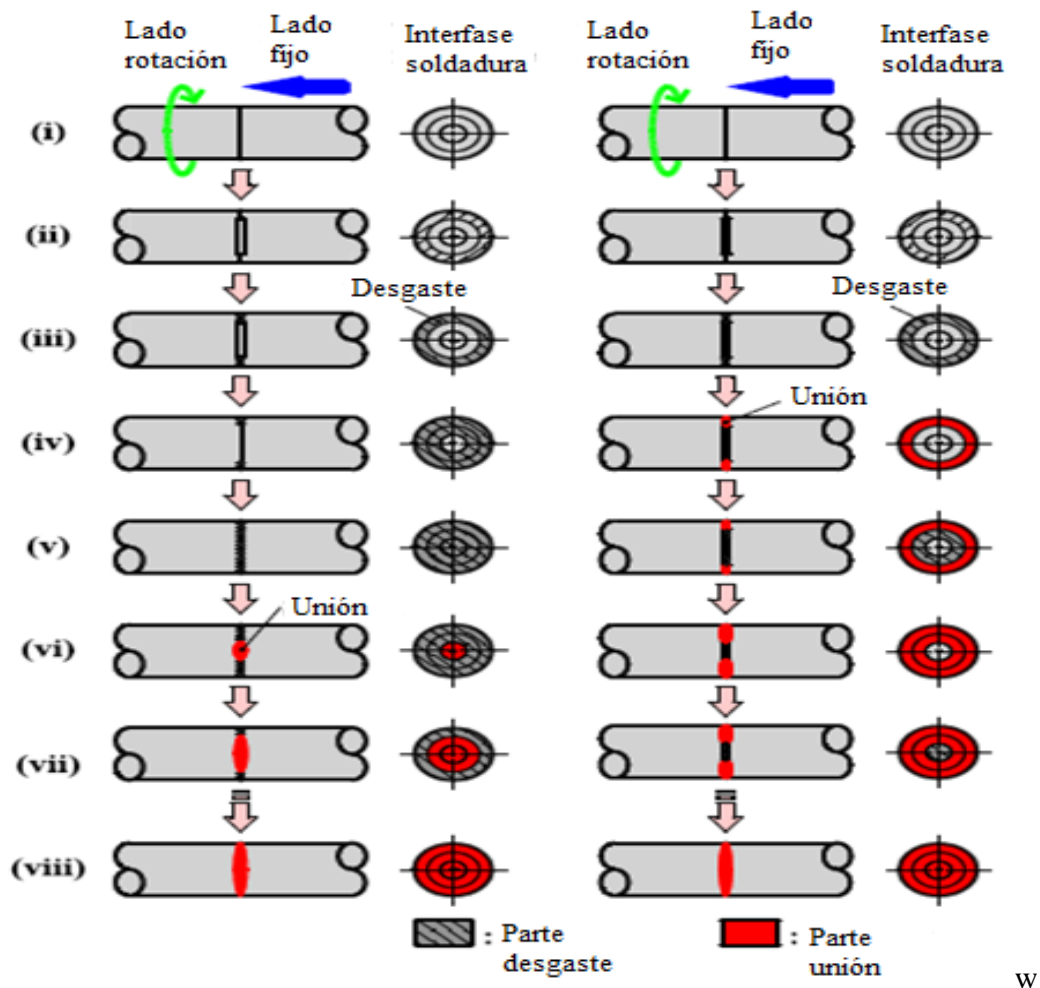


Figura 1.4. Ilustración del mecanismo de unión durante la primera etapa del modelo del proceso de fricción; (a) Baja presión de fricción, (b) Alta presión de fricción. Fuente: Kimura *et al.* (2002).

Cuando los materiales base son soldados bajo presión de fricción a 30 MPa, como se muestra en la figura 1.4a, el límite de elasticidad en la región periférica disminuye y luego en las regiones interiores friccionada una contra otra, fuera de la interfase de soldadura, como se señala en la figura 1.4a (iv). El desgaste y la superficie reciente creada repetidamente, en la región periférica hacia la central y luego se forma la interfase de soldadura completa, como se muestra en la figura 1.4a (v).

En este tiempo, la fuerza de fricción de torsión completa se mantiene constante. En el agarre o fusión y al inicio de la junta, en la región central, donde interactúa la velocidad relativa de soldadura en la interfase disminuye, porque la temperatura en la superficie creada fue lo suficientemente alta para generar esta fusión, cuando la presión de fricción fue baja, como se muestra en la figura 1.4a (vi).

Luego, la región de fusión de la unión, se extiende desde la región central hacia la región periférica, como se muestra en la figura 1.4a (vii). En ese tiempo, incrementa rápidamente la fricción de torque. La fusión en la junta es creada repetidamente en la región central hacia la periférica y luego en la interfase, si existe unión, según la figura 1.4a (viii).

Después de eso, con la fuerza de torsión de fricción se alcanza el pico inicial completo en la interfase de soldadura, si existe fusión. Por otra parte, cuando los materiales base son soldados, la alta presión de fricción a 90 MPa, como se muestra en la figura 1.4b, el proceso ilustrado (i) hasta (iii) corresponde al caso de baja presión de fricción. La fusión inicial de la junta, continúan en la región periférica, donde la velocidad relativa en la interfase de soldadura es alta, porque la temperatura de la superficie creada fue lo suficientemente alta para generar agarre, cuando la presión de fricción es alta, como se muestra en la figura 1.4b (iv).

Luego, el interior de las regiones en la interfase de soldadura, donde friccionan uno contra otro, como se muestra en la figura 1.4b (v). El desgaste y el agarre son creados repetidamente de la región periférica hacia la región central, como se indica en las ilustraciones (iii) hasta (vii) en la figura 1.4b y luego completo en la interfase de soldadura si existe agarre, como se muestra en la figura 1.4b (viii). Como resultado, la fuerza de fricción de torsión, aumenta también rápidamente y luego alcanza el pico inicial el máximo, cuando la interfase de soldadura completa tiene agarre. Es decir, la fuerza de torsión de fricción no tiene la fase de desgaste y cuando la presión de fricción es alta. Se considera

que la soldadura por fricción de los materiales similares, podrían ser considerados por el mismo mecanismo de arriba.

1.5. Soldadura por fricción de aceros inoxidables

La soldadura por fricción es un proceso que requiere aproximadamente la mitad de la temperatura con relación a la soldadura autógena, el efecto del ciclo térmico de este tipo de soldadura, tiende a ser menos energético en el comportamiento de la microestructura. El movimiento giratorio genera calor rápidamente, pero las máximas temperaturas en la interfase en la soldadura de los aceros inoxidables van desde 976 hasta 1 226 °C (Sluzalec, 1990; Zhang *et al.*, 2007; Maalekian *et al.*, 2008), en comparación con la soldadura autógena que se genera desde 1 726 hasta 2 526 °C (Kraus, 1987).

Los estudios de los efectos de los parámetros del proceso en la microdureza para acero inoxidable se han realizado con el empleo de soldadura por fricción rotativa y lineal. Con los parámetros de procesamiento en la fricción, soldando aceros inoxidables, el resultado en la microdureza, es similar a la soldadura por fusión (Lippold y Odegard, 1984; Bhole, 1991; Maalekian *et al.*, 2007).

La soldadura por fricción del acero inoxidable resulta en un incremento en la dureza debido al trabajo de endurecimiento cerca de la unión (Huang *et al.*, 2011 y Kirik *et al.*, 2012). Un mecanizado libre se realizó en un acero inoxidable con inclusiones de sulfuro para demostrar que el flujo plástico ocurre en un patrón espiral cerca de la interfase debido a la fricción deformacional, al calentamiento, al rápido movimiento giratorio y la forja axial. El componente del flujo giratorio fue más pronunciado que el componente radial, inducido por la inclusión de sulfuro en la superficie de la fractura (Lippold y Odegard, 1984).

1.5.1. Soldadura por fricción de aceros al carbono

Hazlett (1962) demostró en el acero AISI 1020, durante la soldadura por fricción, que el mismo mantuvo buen comportamiento microestructural en la unión, porque no se notificó gradiente de dureza Knoop, adicionalmente reportó que, bajo los parámetros seleccionados pueden ocurrir fallos en las uniones. Encontró que la presión axial aplicada tiene influencia no sólo en el ancho, sino también en la forma de la ZAT, con presiones más altas de soldadura, se produce una forma más estrecha, doble del cuerpo con una estructura en la interfase de grano fino (Ellis, 1972).

El empleo de la soldadura por fricción en el acero de medio contenido de carbón AISI 1045, resulta en la transformación de austenita al calentarse y de los diversos productos de la transformación en la ZAC, en dependencia de los parámetros del proceso y el subsiguiente enfriamiento (Nguyen y Weckman, 2006). El tamaño de la microestructura en la ZAT fue ~ 2 mm para los parámetros óptimo de la soldadura por fricción y ~ 5 mm para los parámetros considerados para un tiempo prolongado. Un incremento análogo de dureza ocurrió en el material base de ~ 220 HV, para ~ 300 HV en la ZAT para la óptima soldadura y ~ 275 HV para un tiempo de soldadura prolongado. Sólo un punto de dureza para cada una de soldadura en la ZAT indicó que podría haber una formación suavizada (Nguyen y Weckman, 2006).

1.5.2. Soldadura por fricción disímil acero al carbono - acero inoxidable

La soldadura disímil entre aceros al carbono con aceros inoxidables es ampliamente usada en diversas aplicaciones, pero la soldadura por fusión puede conducir a diferentes modos de actuación debido a la segregación de los elementos aleante durante la solidificación (Davis, 1993), embridamientos, formación de fase quebradiza (Lundin, 1982), formación de hidrógeno, agrietamiento en la interfase (Gittos, 2007), corrosión por picaduras por el ion cloruro (Reddy *et al.*, 2008) y la corrosión bajo tensión por agrietamiento (Correa, 2010).

Para la soldadura por fricción disímil, la dilución y los efectos elementales de partición son reducidos en comparación con la soldadura por fusión, consecuentemente hace más pequeña la probabilidad de zonas duras y zonas blandas, la adherencia de la disociación de hidrógeno, granos gruesos y la sensibilización. El aporte de calor ha sido demostrado de forma experimentalmente y computacional y existe una disminución en la presión de fricción y otras variables del proceso (Zhang *et al.*, 2007; Maalekian *et al.*, 2008; Straffelini *et al.*, 2004; Celik *et al.*, 2010). Por consiguiente, el proceso de soldadura por fricción puede ser optimizado para reducir el tamaño de la ZAT y obtener una unión metalúrgica.

En juntas de acero inoxidable 304L y 4340, Ozdemir *et al.* (2007) encontró que, un incremento en la velocidad de rotación, aumentó la cantidad de destello y disminuyó el tamaño de la ZAT. El empleo de la soldadura por fricción radial disímil del acero inoxidable y el acero al carbono, puede producir una zona, excepto dentro de algunos micrones de la línea de unión, donde la mezcla mecánica puede causar la formación de martensita y la migración del carbono en el acero inoxidable (Murti y Sundaresan, 1985).

Cuando el acero con más de 0,40 % C se suelda con un acero inoxidable bajo la condición de fricción y se ejerce alta presión, es posible la descarburación (Chander *et al.*, 2013). La formación de carburo y la sensibilización del límite del grano también pueden ser una preocupación en la ZAT del acero inoxidable (Korinko y Malene, 2001; Arivazhagan *et al.*, 2011). Sin embargo, puede ser posible que los parámetros de soldadura y el aporte de calor sean ajustados para controlar la descarburación, la formación de carburo y la martensita, algo semejante a lo que ocurre en los procesos extensivos de la soldadura por fusión.

La soldadura por fricción entre el acero de baja aleación y el acero inoxidable, con resistencias a la tracción en el metal base de 585 y 689 MPa respectivamente, pueden ser soldados para lograr hasta 675 MPa en la unión, lo cual puede ser mayor en el acero de baja aleación (Murti y Sundaresan, 1985). En puntualizar su decisión para usar distribución extensible y esfuerzo de corte fue experimentado por Murti y Sundaresan (1985), comentan sobre la dificultad de escoger una prueba mecánica apropiada para la soldadura por fricción. Indicaron que, aunque los métodos experimentales comunes incluyen tensión, torsión, curvado y prueba de impacto para juntas defectuosas, cuando en la soldadura por fricción se adhiere en las superficies impurezas, la aptitud de integración de carga en el área de la unión, necesariamente no puede ser determinable con técnicas convencionales de experimentación (Murti y Sundaresan, 1985).

La unión del acero al carbono y acero inoxidable por fricción tiene como finalidad demostrar que, la junta presenta mejores condiciones metalúrgicas que la soldadura por fusión (Rao *et al.*, 2011; Reddy y Rao, 2008). La resistencia a la tracción y la dureza pueden ser optimizadas en la unión del acero inoxidable y el AISI 4140, así como la fuerza utilizada (Chander *et al.*, 2013). La resistencia a la fatiga en la soldadura de estos aceros es buena, cerca de 50 % con relación al material base. En la soldadura disímil del acero inoxidable AISI 304L, la fuerza de fatiga excedió la del material similar (Lee *et al.*, 2004). Estudios recientes han sido realizados, usando variadas pruebas mecánicas para identificar los parámetros óptimos en la soldadura del acero inoxidable para forjar, donde la unión puede ser optimizada (Straffelini *et al.*, 2004; Hasçalik *et al.*, 2006; Paventhan *et al.*, 2011).

1.5.3. Consideraciones para aplicación de revestimiento

En la soldadura por fricción se puede plantear algunos aspectos beneficiosos en consideración en la aplicación de revestimiento; primeramente, puede ser realizada usando

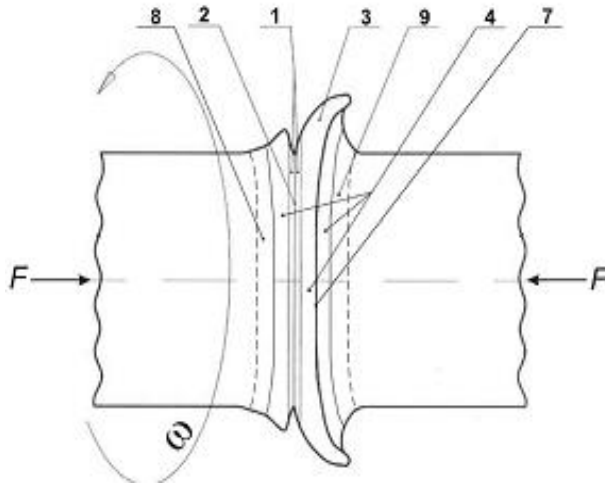
aleaciones trabajadas, estas aleaciones típicamente tienen menos composición de segregación que cubre una capa durante la soldadura y debido a esta homogeneidad, podría funcionar mejor en aplicaciones de corrosión. En segundo lugar, al ser un proceso en estado sólido, por consiguiente, la temperatura en la interfase es inferior que el límite de la soldadura autógena. La difusión más lenta y la mezcla mecánica en la soldadura por fricción, reemplaza la convección y la rápida difusión en la formación de la martensita por causa de la soldadura autógena disímil. El efecto combinado de alta temperatura y mecánica en la difusión y el crecimiento en la nucleación de segunda fase, aún no está claro (Hasçalik *et al.*, 2006; Paventhan *et al.*, 2011).

Sin embargo, más control puede ser experimentado en el uso de la soldadura por fricción, por ejemplo, la presión axial puede ser aumentada por la fricción de soldadura, disminuye el tiempo de soldadura y el de difusión. Si en la soldadura por fricción del acero inoxidable y el acero al carbono, la ZAT es más pequeña que en la soldadura por fusión, los efectos perjudiciales pueden ser eliminados. Estos fenómenos perjudiciales como la formación de zona blanda y la descarburación muestran la disminución en la vida de fatiga (Zhang *et al.*, 2005). Adicionalmente, si la soldadura en estado sólido no produce un límite de grano austenita "tipo II", en la interfase de soldadura, el riesgo de inclusión de hidrógeno puede reducirse.

Al soldar por fricción se puede eliminar o reducir algunos efectos negativos de solidificación presente en la unión disímil por soldadura por fusión. Para el empleo de la soldadura por fricción específicamente, hay tres parámetros que deben ser cuidadosamente seleccionados: el momento de inercia del volante, la velocidad de rotación y la presión axial, que interactúan con el gobierno de la generación de calor, la fricción de soldadura y el tiempo del destello (Della-Rovere *et al.*, 2015).

1.6. Efecto de los parámetros del proceso en la soldadura por fricción

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



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

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

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

Ananthapadmanaban (2009) informó en sus estudios experimentales el efecto de la soldadura por fricción y 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.

En la investigación realizada por Duffin y Crossland (1971) se pudo determinar que, consideran que para r/min inferiores de las partes giratorias se forman momentos excesivos 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 ZAC, 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, 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, ésta 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 interfase.

El momento de fricción y forja están directamente relacionados con las propiedades del material. El tiempo de fricción debe permitir que se produzca la deformación plástica 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 interfase 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 Garcia-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.

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

1.6. Conclusiones del capítulo 1

- ❖ En la soldadura disímil del acero inoxidable y el acero al carbono, la dilución y los efectos elementales de partición son reducidos en comparación con la soldadura por fusión, lo que hace más pequeña la probabilidad de zonas duras y zonas blandas, la adherencia de la disociación de hidrógeno, granos gruesos y la sensibilización.
- ❖ Los aceros al carbono e inoxidables 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 unión en estado sólido, donde se logran juntas 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 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.

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 316L mediante el proceso de soldadura por fricción radial.

2.2. Composición química estándar del acero AISI 1045

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 masa

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

Como se observa en la tabla 2.1 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, al incrementar 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).

2.2.1. Propiedades generales del acero AISI 1045

La resistencia de los materiales disminuye con el aumento de la temperatura debido a que la movilidad de los átomos se incrementa con la misma, los procesos de deformación son controlados por la difusión de la materia, lo que tiene un efecto significativo sobre las propiedades mecánicas a altas temperaturas. En la tabla 2.2 se muestran las propiedades generales del acero AISI 1045.

Tabla 2.2. Propiedades generales del acero AISI 1045

Propiedades mecánicas	Unidad	Observaciones
Densidad (kg/dm ³)	7,85	
Dureza Brinell (HB)	170	
Tensión última (MPa)	565	
Tensión de fluencia (MPa)	310	
Elongación (%)	16	En 50 mm
Reducción del área (%)	40	
Módulo de elasticidad (GPa)	200	Típico para aceros
Coefficiente de Poisson	0,29	Típico para aceros
Maquinabilidad (%)	57	
Propiedades eléctricas		
Resistencia eléctrica (Ohm - cm)	1,66 e-0,05	a 20 °C
Propiedades térmicas		
Punto de fusión (°C)	1 400	
CTE, línea 20 °C (µm/m- °C)	11,7	
Capacidad térmica (J/g- °C)	0,486	
Conductividad térmica (W/m °C)	52	

Independientemente de las propiedades expuestas en la tabla 2.2, hay que exponer que, todos los metales son soldables siempre que se aplique el procedimiento y la técnica adecuados. Si se comprenden la composición, la estructura y las propiedades de un metal, se estará en la posibilidad de diseñar y hacer mejores soldaduras. Esto pone de relieve la estrecha relación que existe entre la metalurgia de un metal y su soldabilidad o habilidad para dejarse soldar.

2.2.2. Composición química estándar del acero AISI 316L

Para el análisis químico del acero AISI 316L como se observa en la tabla 2.3, 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 2.3. Composición química del acero AISI 316L, % en masa

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

Esta familia de aceros se obtiene con la adición de elementos formadores de austenita, tales como níquel, manganeso y nitrógeno. El contenido de cromo varía del 16 al 26 % y su contenido de carbono se mantiene bajo, en el rango de 0,03 a 0,08 %. El cromo proporciona resistencia a la oxidación y a la corrosión hasta temperaturas aproximadas de 650 °C en una variedad de ambientes. El níquel y en menor extensión el manganeso, se adiciona a estos aceros para estabilizar la fase austenítica en un amplio rango de temperaturas y evitar así su transformación en martensita cuando son enfriados rápidamente a temperatura ambiente.

2.2.3. Propiedades generales del acero AISI 316L

Las propiedades del acero inoxidable son, en general, distintas a las del acero al carbono, si bien los parámetros que definen tales propiedades son similares para ambos tipos de acero. Por otra parte, las propiedades mecánicas de este material dependen del tipo de aleación y son en función del proceso de fabricación y de los tratamientos superficiales a los que ha sido sometido. En la tabla 2.4 se muestran las propiedades del acero AISI 316L

Tabla 2.4. Propiedades del acero AISI 316L

Propiedades mecánicas	Unidad	Observaciones
Densidad (kg/dm ³)	7,96	
Dureza Brinell (HB)	160 – 190	
Tensión última (MPa)	727	
Tensión de fluencia (MPa)	460 – 860	
Elongación (%)	40	En 2 o 51 mm
Reducción del área (%)	50	
Módulo de elasticidad (GPa)	190 – 210	Típico para aceros
Coefficiente de Poisson	0,2	Típico para aceros
Maquinabilidad (%)	45	
Propiedades térmicas		
Punto de fusión (°C)	1 437	
CTE, línea 20 °C (µm/m - °C)	16 – 18	
Capacidad térmica (J/g - °C)		
Conductividad térmica (W/m °C)	16,3	A 23 °C

La principal diferencia entre el acero inoxidable y el acero al carbono es la forma del diagrama tensión-deformación. Mientras que el acero al carbono tiene un comportamiento elástico lineal hasta el límite elástico y luego presenta, en la mayoría de los casos, un 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 (1 437 °C), así que se requiere menor calor para lograr la fusión. Su resistencia eléctrica es mayor que la de los aceros comunes, se requiere menos corriente eléctrica para la soldadura. Estos aceros inoxidables tienen un coeficiente de conductividad térmica menor, lo cual causa que el calor se concentre en una zona pequeña adyacente a la soldadura. Los aceros inoxidables austeníticos también tienen coeficientes de expansión térmica aproximadamente 50 % más grandes que los aceros al carbono, lo cual requiere más atención en el control de la distorsión y deformación.

2.4. Preparación y equipo empleado para la unión

En la soldadura por fricción se deben tener en cuenta las funciones principales del proceso como son: unión, compresión, desacople de las partes, rotación y fricción bajo presión de las partes, frenado y ajustes minuciosos de los tiempos de procesamiento requeridos, así como, otras fuerzas radiales y axiales. En modelo considerado para la unión fue una barra de AISI 1045 de 20 mm de diámetro y una plancha de AISI 316L de 50 x 50 x 15 mm. En el proceso, la plancha de AISI 316L fue la que se sometió a proceso de rotación.

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

Esta máquina es usada en el proceso de fabricación de piezas de revolución, que permite pequeñas tolerancias y acabados superficiales, la misma está estructurada por una combinación de cajas angulares y componentes internos, que da como resultado una amplia gama de aplicaciones. Equipada 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.

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 cuatro muelas. Se seleccionó esta máquina porque posee precisión estable y se encuentra en la capacidad de realizar cortes difíciles de piezas a altas revoluciones. Debido a que cumple con las características necesarias para usarse como máquina de soldadura por fricción rotativa, así como a los altos precios de las máquinas específicas hechas para esta soldadura, es que se adapta para la aplicación de este tipo de soldadura, particularmente para fines de investigación.

2.4.1. Variables operativas utilizadas para el proceso de unión

Varios parámetros se pueden controlar en la soldadura por fricción rotativa. Estos incluyen el diámetro de la pieza a soldar, la velocidad de rotación, tiempo de fricción y de forja, presión de fricción y de forja, así como otros como la geometría de las piezas y las propiedades del material. La velocidad de rotación, tiempo de fricción y de forja, presión de fricción y de forja son los necesarios a tener en cuenta al optimizar el proceso de soldadura. Un proceso de soldadura exitoso se puede producir si dichos parámetros se optimizan. En la tabla 2.5 se muestran los parámetros del proceso de soldadura para las aleaciones soldadas por fricción.

Tabla 2.5. Parámetros de soldadura empleados

Niveles	Variables				Salida
	Velocidad de rotación (r/min)	Presión fricción (MPa)	Presión de forja (MPa)	Tiempo de solda. (s)	Dureza (HV)
1	1 400	75 MPa	X	X	X
2	1 400	75 MPa	X	X	X
3	1 400	75 MPa	X	X	X

Se tuvo en cuenta los parámetros de soldadura en función de determinar como variable de salida la dureza. Las probetas se sometieron a la acción de soldadura por fricción en diferentes condiciones. A partir de los mismos, se realizó el tratamiento matemático de las variables involucradas en la soldadura por fricción, que está relacionado con este fenómeno

para producir la unión metalúrgica a través del flujo plástico, así como el análisis de los cambios metalúrgicos internos que ocurren en la aleación.

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 cuatro muelas según las r/min seleccionadas y se comenzó la soldadura donde se tuvo en cuenta los parámetros establecidos en la matriz de planificación de experimentos.

2.4.2. Relaciones entre las variables

Velocidad de soldadura: la función de la rotación es producir una velocidad relativa en las superficies de empalme. Desde el punto de vista de la calidad de la soldadura, la velocidad casi nunca es una variable crítica. Para probetas de hasta 25 milímetros de diámetros, la velocidad tangencial que se debe utilizar está en un rango desde 1,27 hasta 1,78 m/s (O' Brien, 1996). Se empleó 1 400 r/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 (O' Brien, 1996). En nuestro trabajo se empleó una presión de fricción de 75 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 disparejo, 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 (O' Brien, 1996).

Dureza: es uno de los parámetros más importantes de los materiales, se admite también que es el más relevante en cuanto a la influencia en la resistencia al desgaste abrasivo, adhesivo y a la fatiga por contacto superficial (Rodríguez, 2009). Esta variable define el comportamiento del proceso, se medirá al concluir la soldadura entre la aleación AISI 1045 y el acero inoxidable AISI 316L.

2.4.3. Características entre las variables del proceso

La relación entre las características de las variables del proceso de la soldadura por fricción de torque continuo está relacionada por la velocidad de la pieza móvil, la cual se incrementó hasta la velocidad de soldeo, dando inicio a la etapa de calentamiento, se aumentó la fuerza axial hasta que alcanzó el valor de la fuerza de calentamiento, la velocidad permaneció constante a cuenta del incremento de la potencia que el motor entrega a medida que lo hace la fuerza axial. En la etapa de calentamiento la interfase se encuentra en estado plástico y las piezas comienzan a acortarse.

Inició la etapa de transición, se desconectó el motor y se aplicó el mecanismo de freno, la velocidad desciende bruscamente a la vez que la fuerza axial se incrementó hasta el valor de forja, el acortamiento de las piezas se incrementó igualmente. La etapa de forja comenzó al detener la pieza móvil y la fuerza axial alcanzó el valor esperado, el acortamiento de las piezas se incrementó, expulsando el material en estado plástico de la zona de interfase. Una vez que terminó el acortamiento se produjo la unión soldada.

2.5. Preparación metalográfica de las probetas

La muestra se seleccionó de la zona de la pieza que necesitaba examinarse, es decir, en la sección transversal. Como se requiere más de una muestra para el análisis, se realizaron tres corridas. 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 2.1 se muestra la unión luego de haber realizado la soldadura y de donde se obtendrán las muestras para la preparación metalográfica.



Figura 2.1. Probetas obtenidas luego del proceso de soldadura.

Se realizaron tres corridas de soldadura según el diseño de experimentos considerado, se observa macroscópicamente en las muestras obtenidas que el acortamiento se produjo en el

acero AISI 1045, en la superficie del acero inoxidable AISI 316L existe poca variación de deformación, independientemente de que la temperatura de fusión de este último es menor que la del primero.

La operación de corte como se observa en la figura 2.2, se realizó según norma ASTM E 3 – 95. Las muestras fueron colocadas en una mordaza, se tuvo en cuenta que, durante esta operación la rotación de la fresa no generara microfisuras internas en el material base.

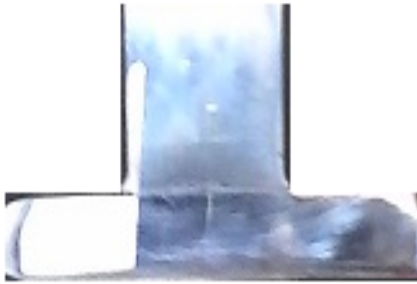


Figura 2.2. Corte transversal de la muestra.

Se tronzó en una fresadora vertical 6 M 13 L, con 125 r/min y un avance transversal de 25 mm/r, se empleó abundante refrigeración para evitar que, por producto de la fricción entre la fresa y la pieza, existieran posibles transformaciones en la estructura por cambios de fase. La selección de los parámetros de números de revoluciones y avance seleccionados se atribuye a las características abrasivas que presenta el AISI 316L durante el maquinado.

2.5.1. Operación de desbaste y pulido

Se realizó con la variación de la granulometría de los papeles abrasivos al ser aplicadas en la superficie de la pieza, desde la más gruesa a la más fina, del tipo No 400, 600 y 800 (ASTM E 3 - 95). Las lijas fueron colocadas sobre una placa de vidrio, se cambió el sentido del lijado a 90° al pasar de un pliegue a otro, para eliminar la capa de material distorsionado y deslizado dejado por el anterior, esto permite obtener una superficie lisa y pulida, libre de impurezas o ralladuras, por último, las muestras se pulieron en una pulidora metalográfica marca MONTASUPAL.

Para el acabado se utilizó un paño de fieltro grueso, se usó como sustancia abrasiva el óxido de cromo. Una vez pulida las muestras se lavaron con agua destilada, secándose con papel de filtro, se volvieron a lavar con tetracloruro de carbono (Cl₄C) para evitar cualquier vestigio de grasa y pasta de pulir.

2.5.2. Ataque químico de las muestras

Antes de atacar, la probeta se le realizó un desengrasado. En este caso, para atacar ambos materiales con contenido en cromo - níquel y carbono se ha elegido para el primero; el reactivo agua regia y para el segundo nital. En la tabla 2.6 se muestra el modo de preparación de los reactivos químicos empleados.

Tabla 2.6. Reactivos químicos empleados.

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

Preparado el reactivo, se vertió en una cápsula en la que se introdujo la probeta, mojando la superficie pulida, se detuvo el ataque con agua y se observó. La operación se repitió hasta que la superficie a examinar estuvo bien atacada. El tiempo de ataque fue variable y sólo la práctica o la observación repetida de la probeta al microscopio dirán cuando debe darse por terminado. En este caso se realizó el ataque por separado ya que la unión soldada es de acero disímil. Después del ataque se lavó la probeta de nuevo con abundante agua corriente, se secó con alcohol absoluto y al aire.

2.5.3. Microestructura patrón de las aleaciones

Se empleó un microscopio óptico binocular marca NOVEL modelo NIM – 100, ubicado en el Laboratorio de Ciencia de los Materiales de la Universidad de Moa, dotado de una cámara instalada, el hardware IMI.VIDEOCAPTURE.exe (2006), que refleja la micrografía en el computador. Las muestras de las figuras 2.3(a) y 2.3(b), se corresponden con la estructura metalográfica de las aleaciones AISI 1045 y AISI 316L.

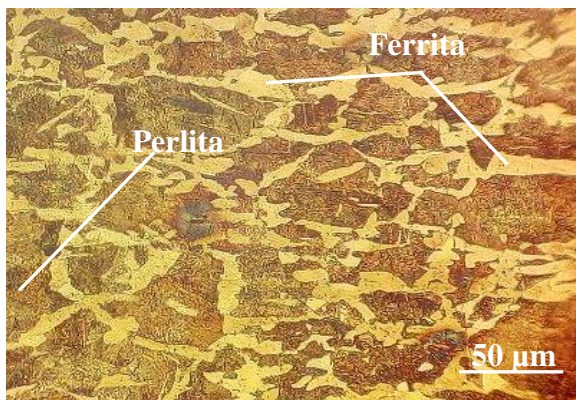


Figura 2.3(a). Microestructura del AISI 1045.

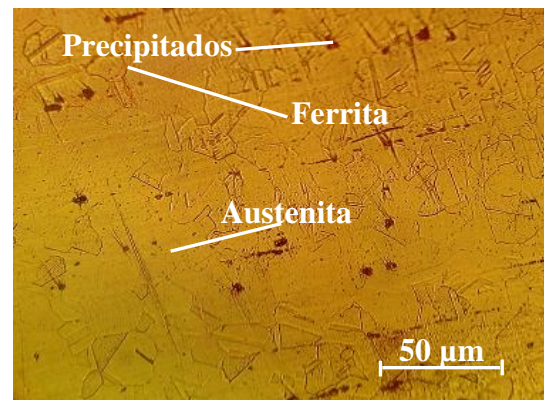


Figura 2.3(b). Microestructura del AISI 316L.

La muestra de la figura 2.3(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 0,8 % C, tiene como constituyente matriz la ferrita y como constituyente disperso la perlita.

La microestructura de la figura 2.3(b), pertenece a la aleación AISI 316L, está compuesta por una estructura austenítica, que es una solución sólida de carbono en hierro gamma. Es blanda, dúctil, tenaz y no magnética. El contorno de los granos es rectilíneo. Es estable por encima de la temperatura crítica Ac1. Está formada por cristales cúbicos centrados en las caras (FCC). Su resistencia varía de 590 a 885 MPa.

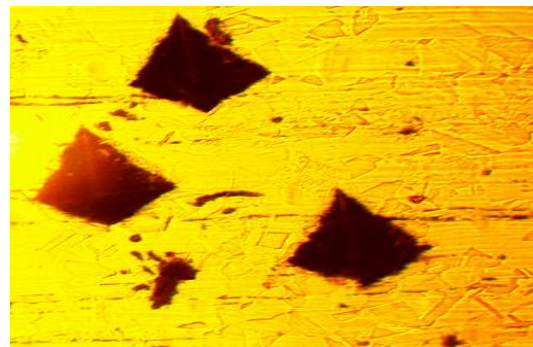
El objetivo de este análisis fue obtener una muestra sin afectación en su estructura cristalina que permitiera determinar luego de la soldadura, posibles cambios ocurridos en la ZAT, en la zona termomecánicamente afectada (ZTMA) y el metal base (MB).

2.5.4. 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 2.4 muestra las zonas donde se realizó el análisis de dureza y la 2.4(b) el barrido.



Figura 2.4. Zonas para la medición de durezas.



2.4(b). Barrido realizado.

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.

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 ZAT, en la ZTMA. Se realizó el mismo procedimiento en las zonas de ambas aleaciones.

2.5.5. Microscopio óptico para el análisis de imágenes

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

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

2.5.6. Obtención del porcentaje de microconstituyentes

El porcentaje de microconstituyentes se determinó en el microscopio reflexivo. Funciona básicamente por medio de la combinación entre el sistema óptico y la iluminación. En este ensayo los granos van a presentar colores diferentes, adicionalmente los átomos en los límites de grano son más reactivos durante el ataque químico y se disuelven en mayor cantidad que el grano mismo, por ello la reflexividad cambia y se acrecienta su visibilidad. En la tabla 2.7 se muestra el procedimiento para el análisis de los microconstituyentes según la norma ASTM A 247.

Tabla 2.7. Procedimiento para el análisis de los microconstituyentes.

Datos de las fases		
Microconstituyentes	Área	Área %
1	Área 1	Área 1
2	Área 2	Área 2
3	Área 3	Área 3

El análisis de imagen fue necesario para estimar los porcentajes de los microconstituyentes presentes en la ZTMA, con los cuales a su vez se puede estimar la dureza en esta zona.

2.6. 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 de este metal depende de la composición de los metales base, del metal de aporte y la dilución relativa de estos materiales. Actualmente la mayoría de los procesos de soldadura se llevan a cabo mediante la aplicación de calor a las piezas a unir. El calor a menudo es de suficiente intensidad y cantidad como para producir la fusión de los materiales a unir. En la figura 2.5 se muestra el modelo para determinar los cálculos de la soldadura por fricción.

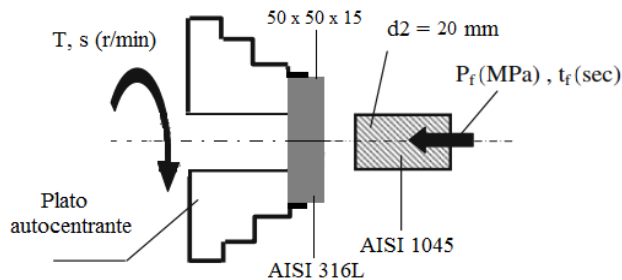


Figura 2.5. Modelo para cálculo de la soldadura por fricción. Fuente: Mumin *et al.* (2017).

Una barra con un radio (r) y con una longitud de 100 mm y una plancha de 15 mm de espesor, se ponen en contacto con una presión de fricción (P_f) y una velocidad de fricción (r/min). La temperatura de fricción es instantánea, generando la interfase de soldadura. El calor es transmitido por el radio y la dirección longitudinal. Las condiciones son consideradas para el análisis en dos dimensiones de la transferencia de calor.

2.6.1. 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 interfase 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; mm^2

2.6.2. 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.

$$A = \frac{\pi \cdot d^2}{4} \quad (2.2)$$

Donde:

d - diámetro exterior de la barra; mm

2.6.3. Cálculo de la fuerza de contacto

El movimiento durante el proceso se produce normalmente, utilizando pequeñas distancias de recorrido del orden de 1 a 3 mm y a alta frecuencia (25 – 100 Hz). 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 interfase de contacto. Esta fuerza de contacto se calculó por la ecuación 2.3.

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

Donde:

F_c - fuerza de contacto; MPa

μ - coeficiente de rozamiento dinámico

F - presión aplicada, MPa

Para el caso del rozamiento acero - acero, $\mu = 0,15$.

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

Los factores para la distribución de temperatura durante la soldadura por fricción han sido estudiados por varios investigadores (Cheng 1963, Rich y Roberts 1971, Sluzalec y Sluzalec, 1993; Midling y Grong 1994). El modelo de la figura 2.6, originalmente propuesto por Rikalín, considera una fuente de calor plana continua en una barra (Midling y Grong 1994).

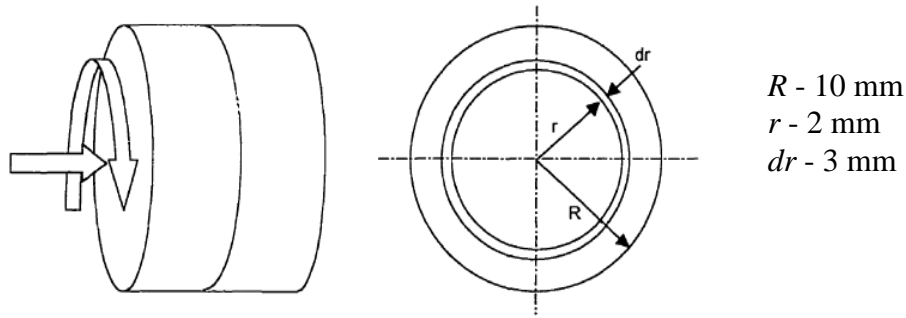


Figura 2.6. Modelo para la distribución de temperaturas. Fuente: Grong (1994).

La velocidad de rotación es determinada por el tipo de material para ser soldado, en el cual cada uno de ellos requiere una energía específica y una velocidad de la interfase para una buena soldadura. La energía requerida para lograr una soldadura aceptable se puede determinar por la ecuación 2.4 según Cheston (1977).

$$Q = T_{pf} \sqrt{\frac{K\rho C}{10^4}} \quad (2.4)$$

Donde:

Q - energía requerida; W

T_{pf} - temperatura del punto de fusión, °C

K - conductividad térmica; W/m °C

ρ - densidad; g/m³

C - calor específico; J/kgK

10^4 - factor de escala

La energía entrante (Q) es una medida directa de la fuerza de torsión por la velocidad. Esta energía localizada produce una zona de deformación plástica. El torque producido en la interfase no debe exceder una excesiva deformación plástica.

En la soldadura por fricción el problema se complica por el efecto del radio en factores como la velocidad de fricción, la distribución de presión y el coeficiente de fricción. Por la ecuación 2.5 se determina la tasa de generación de calor (Qg) según Wang (1975).

$$Qg = 4\pi^2 \int_0^x \mu(r)P(r)nr^2 dr \quad (2.5)$$

Donde:

Qg - energía generada; J/s

μ - coeficiente de fricción

r - distancia desde el centro; mm

$P(r)$ - presión; MPa

n - velocidad de rotación; m/s

dr - ancho del círculo; mm

Cuando una fuerza de torsión es aplicada en la superficie de contacto (figura 2.5), el trabajo plástico producido por carga de esfuerzos de corte es transformado en calor. El aporte promedio de entrada de calor se determina por consiguiente como:

$$\frac{q_o}{A} = \frac{1}{A} \int_0^T \mu P V_{m\acute{a}x} \frac{r}{R} 2\pi dr = \frac{2}{3} \mu P V_{m\acute{a}x} \quad (2.6)$$

Donde:

$\frac{q_o}{A}$ - energía neta; W

P - presión de fricción; MPa

$V_{m\acute{a}x}$ - velocidad de rotación; m/s

La ecuación 2.6 permite realizar los cálculos en base a la generación de calor en la línea de unión (Grong, 1994).

Un problema común en la soldadura por fricción es el tamaño limitado de pequeño diámetro en la superficie de fricción y en la rigidez de las barras. Con una superficie pequeña de fricción, el calentamiento de fricción no es suficiente para realizar la unión. La cantidad de calor generada por la fricción se puede determinar por las ecuaciones siguientes, según Nakamura (1969), referenciado en Asano *et al.* (2017).

$$q_{cg} = 2\pi n T \eta \quad (2.7)$$

$$T = \frac{2}{3} \pi \mu P r^3 \quad (2.8)$$

Donde:

q_{cg} - cantidad de calor generado; J/s

T - torque; Nm

n - número de revoluciones; m/s

η - coeficiente de eficiencia de calor

r - radio de la barra; m

2.6.5. 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-Columbié *et al.*, 2017). El contenido de carbono es el que más afecta esta propiedad, de ahí que la influencia de los elementos químicos que componen el acero sobre la templabilidad se acostumbra a cuantificar a partir de un parámetro conocido como carbono equivalente (Ceq).

Según (Seferian, 1981) la expresión para determinar el carbono equivalente de un acero es la siguiente:

$$Ceq = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr + V + Mo}{5} + \frac{Ni + Cu}{15} \quad (2.9)$$

Donde:

Ceq - carbono equivalente; %

Mn - manganeso; %

Cr - cromo; %

V - vanadio; %

Mo - molibdeno; %

Ni - níquel; %

Cu - cobre, %

2.7. Diseño de experimentos

El diseño de experimentos se puede definir como un conjunto de métodos que se utilizan para manipular un proceso con el fin de obtener información de cómo mejorarlo (Sarache, 2004). El diseño de experimentos permitió analizar los datos mediante modelos estadísticos y observar la interacción entre las variables independientes y como afectan a la variable dependiente. El diseño de experimentos que se consideró fue realizado con la ayuda del paquete office de Excel y el software STATGRAPHICS en su versión 1.5 en español. En la tabla 2.8 se muestra este diseño de experimentos.

Tabla 2.8. Diseño de experimentos

Niveles	Variables		Salida
	Presión de forja (MPa)	Tiempo de soldadura (s)	Dureza (HV)
1	X	X	X
2	X	X	X
3	X	X	X

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.

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

2.7.1. 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:

$$Y_1 = b_0 + b_{1X1} + b_{2X2} + b_{12X12} \quad (2.10)$$

Donde Y_1 es la dureza obtenida del ensayo en N; X_l es el tiempo de duración de la soldadura, en s, variables que se obtienen en cada probeta después de concluida la unión.

2.7.2. 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 como:

$$J_y^2 = \frac{\sum_{i=1}^{n_o} J_{yi}^2}{N_o} \quad (2.11)$$

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

Posteriormente se calcula la varianza por la ecuación siguiente:

$$J_{aj}^2 = \frac{\sum_{i=1}^{n_o} (y - y^{\text{mod } f})^2}{N_o - K_o - 1} \quad (2.12)$$

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

Por la ecuación 2.13 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:

$$F_{cal} = \frac{J_{aj}^2}{J_y^2} \quad (2.13)$$

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

2.8. Conclusiones del capítulo 2

- ❖ Quedaron establecidas las técnicas experimentales, a través de las cuales se le dará cumplimiento al desarrollo del trabajo, que permitirá 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 316L permiten establecer la distribución de temperaturas para obtener la unión metalúrgica entre ambas aleaciones.
- ❖ Se estableció la metodología de cálculo de los parámetros seleccionados 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.

Capítulo 3. Análisis de los resultados

CAPÍTULO 3. ANÁLISIS DE LOS RESULTADOS

3.1. Introducción

La industria metalmeccánica requiere una alta calidad en la fabricación de sus productos, por lo que es de importancia tener un control sobre el comportamiento mecánico de estos productos. Los procesos de unión en estado sólido, son conocidos como procesos de unión permanente, o procesos de soldadura. Son empleados debido a su diversa aplicación en distintos tipos de industrias, así como también en la unión permanente de materiales ferrosos y no ferrosos. Determinar las transformaciones que ocurren en la ZTMA y en la ZAT, contribuirá a mejorar significativamente la soldadura de estos materiales y consecuentemente disminuiría pérdidas por uniones deficientes.

El objetivo del capítulo es determinar las transformaciones que se originan en la ZTMA y en la ZAT en la unión disímil del acero AISI 1045 y del AISI 316L realizada mediante soldadura por fricción radial.

3.2. Análisis de la composición química del acero AISI 316L

El acero AISI 316L (18 – 8), a temperatura ambiente, está constituido por una solución sólida homogénea de hierro gamma (austenita), en la que el carbono, cromo y otros elementos se encuentran en disolución. Al calentar un acero que contenga más de 0,03 % de carbono a 500 °C, en las uniones de los cristales de austenita comienzan a formarse carburos de cromo.

Estos carburos, que son de composición variable y cuyo contenido en cromo suele oscilar entre 30 y 90 % y de carbono entre 1 y 2 %, se forman como consecuencia 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 elevada como la del carbono, es 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

En la soldadura por fricción de torque continuo las piezas que se van a soldar se unen a través de la aplicación de una fuerza axial de soldadura. Al friccionarse una superficie de empalme contra la otra (cara interna de soldadura), se produce calor. Para unir el acero AISI 1045 y el AISI 316L se aplicó una fuerza axial de 75 MPa, en un área calculada por la ecuación 2.2 de 314 mm². Aunque la unión es entre una barra y una plancha, se consideró la configuración geométrica de la barra.

Como la soldadura por fricción se caracteriza por la combinación de movimiento y presión, para el área calculada, la fuerza axial de calentamiento, teniendo en cuenta la ecuación 2.1 es de 23 550 N. Con esta presión se garantiza la obtención de una unión con resistencia a la fatiga y la fractura, independientemente que el proceso es sumamente complejo, también va a generar esfuerzos residuales debido a la presión ejercida, e incremento de la dureza por comportamiento mecánico de los materiales por las altas temperaturas alcanzadas.

En el acero AISI 1045, la tasa de acortamiento axial es aproximadamente proporcional a la presión de calentamiento, donde para una presión dada durante esta fase de calentamiento, la reducción es mayor a baja 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, según DebRoy y Bhadeshia (2010); Woo *et al.* (2011).

Para el acero inoxidable AISI 316L, caracterizado por ser de alta resistencia mecánica en caliente, va a requerir de una presión de forjado elevada. Con la fuerza de calentamiento se logra la obtención de una soldadura y que la junta presente una resistencia comparable con el material base, además del aumento de la microdureza Vickers con el tiempo de fricción creciente, expuesto por Sathiya *et al.* (2005).

Durante la soldadura por fricción, la fuente de calor es el rozamiento desarrollado entre las superficies en contacto, este calor es dependiente de la geometría de las superficies de las piezas. La fuerza de contacto entre ambas superficies y calculada por la ecuación 2.3, donde para un coeficiente de rozamiento dinámico acero - acero ($\mu = 0,15$) y fuerza axial necesaria de 23 550 N, esta fuerza es de 11,25 MPa.

La fuerza de contacto garantiza que, al calentarse ambos materiales, por efecto de la fatiga térmica, el material alcance el punto de forja y se mezcle por efecto de la turbulencia que genera la fricción. Este proceso al ser termomecánico entre ambos materiales, incluye el calentamiento adicional producido por las deformaciones viscoplásticas en la zona de soldadura y el funcionamiento físico consiste en calentar el material por medio del fenómeno de la fricción generada entre ambas superficies, criterio que ha sido expuesto por Chen y Kovacevic (2003) y Maalekian (2007).

La energía requerida en el proceso, que garantiza la distribución de la temperatura en la junta soldada se determinó por la ecuación 2.4, para un punto de fusión de 1 710 K. una conductividad térmica de 52 W/m°C, una densidad de 7,85 g/m³ y un calor específico de 460 J/kg.K, esta energía es de 248 983,37 W.

El incremento de la tasa de generación de calor, así como en la temperatura de unión en la junta, permite que las piezas se deformen con mayor facilidad a alta temperatura y a alta tasa de deformación, una variable que permite este fenómeno es el incremento en la velocidad de rotación de la máquina, que va a generar una disminución en el torque debido a las variaciones de las temperaturas. Se obtiene mayor entrada de calor, al emplear menores avances y bajo estas mismas condiciones, los esfuerzos residuales tienden a disminuir. Variaciones en el avance causan mayores cambios en los valores de entrada de calor y esfuerzos residuales en comparación con la velocidad de rotación, según ha sido reportado por Singh-Sidhu y Singh-Chatha (2012).

La distribución de temperatura es determinada por factores como la potencia introducida, las propiedades termofísica de los materiales base y por la formación del destello. Por la ecuación 2.5 que considera el coeficiente de fricción de 0,15; una distancia desde el centro de 2 mm, con una presión de 75 Mpa, la velocidad de rotación de 1 400 r/min y un ancho del círculo (dr) de 0,0132 J/s.

El efecto de la velocidad de soldadura sobre la resistencia mecánica de las juntas se debe principalmente a la cantidad de calor generado por unidad de longitud, dado que cuanto mayor sea la velocidad de soldadura menor será la cantidad de calor que se genere. El calor friccional generado convertirá el recubrimiento del material en un estrato plástico que

consecuentemente unirá los componentes, cuando la junta se enfríe, de acuerdo a lo expuesto por Maalekian *et al.* (2008).

El aporte promedio de entrada de calor se determinó por la ecuación 2.6, la cual considera la presión de fricción de 75 Mpa, la velocidad de rotación y el coeficiente de fricción, este aporte es de 110 446 kJ/s. El cálculo del calor generado en la línea de unión durante la soldadura involucra problemas específicos a partir de la selección del coeficiente de fricción y la presión ejercida sobre la distribución en la interfase que contacta. 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, según Mohammed *et al.* (2015).

La cantidad de calor generada por la fricción se determinó por la ecuación 2.7, determinando primeramente el torque que se genera en el proceso por la ecuación 2.8 el cual es de 1 507 Nm, sustituyendo en la 2.7 la cantidad de calor que se genera entre el AISI 1045 y el AISI 316L es de 1 248,07 J/s.

Los valores de presión aplicados a la soldadura controlan el gradiente de temperatura y afectan el torque rotacional, así como la potencia según el criterio de Nicholas (2003). El torque no es afectado significativamente por la velocidad de avance de la herramienta, debido a que la tasa de generación de calor no es afectada considerablemente por este parámetro de acuerdo con las consideraciones de Lombard *et al.* (2009).

El carbono equivalente del acero AISI 1045 se calculó por la ecuación 2.9, donde a partir de los elementos químicos considerados en la tabla 2.1 del capítulo 2 se tiene un carbono equivalente de $C_{eq} = 0,70$; contenido que, en la ZTMA puede generar la presencia de estructura con dureza, así como formación de fases duras. En las uniones soldadas entre aceros al carbono y aceros inoxidable, la presencia del elemento carbono con cromo, provoca la precipitación de carburo de cromo, con la formación de fase sigma, fase dura y quebradiza.

3.4. Análisis de las microestructuras en la ZTMA

Para realizar el análisis microestructural de las muestras, se tuvo en cuenta las diferentes condiciones de soldadura a las que fueron sometidas. Las microestructuras analizadas en las

figuras 3.1(a), 3.1(b) y 3.1(c) muestran la ZTMA de la unión disímil acero al carbono - inoxidable.

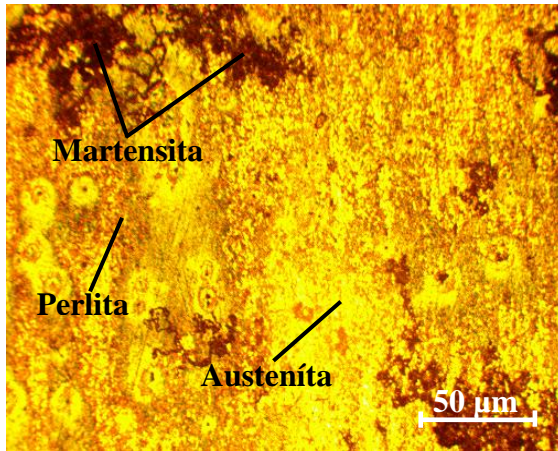


Figura 3.1(a). Muestra 1.

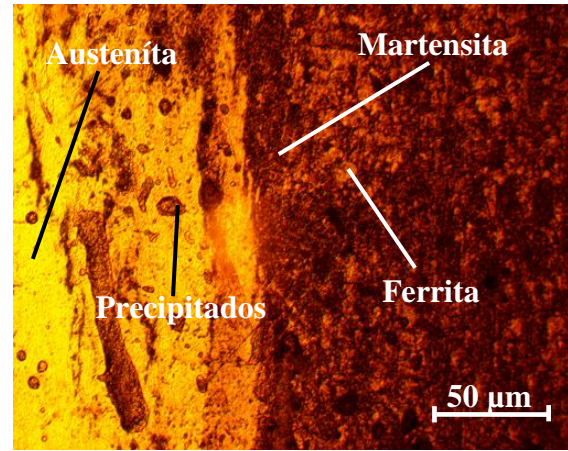


Figura 3.1(b). Muestra 2.

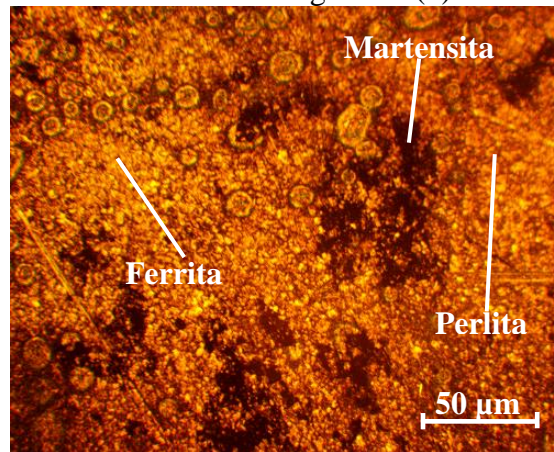


Figura 3.1(c). Muestra 3.

La 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 ZTMA, muestra una distribución en los granos de su estructura del tipo austeno-ferrita-martensita, con la presencia de algunos precipitados en la matriz, lo cual permite establecer que, durante el proceso de soldadura de torque continuo de estas dos aleaciones, la temperatura de fricción está por encima de 727 °C, ya que ha existido transformación de fase en el acero AISI 1045, donde para un contenido de carbono equivalente de 0,70 %; el mismo tiende a formar estructuras de más dureza como la martensita.

En las uniones soldadas, presentan una transición desde el material base, a través de una ZTMA, 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. En las microestructuras se observa la presencia de ferrita, lo cual favorece la resistencia de la unión soldada en los aceros austeníticos, planteado por Chander *et al.* (2013).

3.4.1. Análisis de las microestructuras en la ZAT del AISI 1045

Las figuras 3.2(a), 3.2 (b) y 3.2(c) se corresponden con la ZAT de la soldadura entre el acero AISI 1045 - AISI 316L.

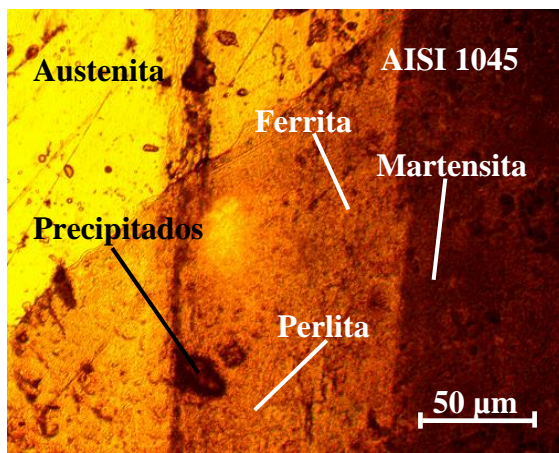


Figura 3.2(a). Muestra 1.

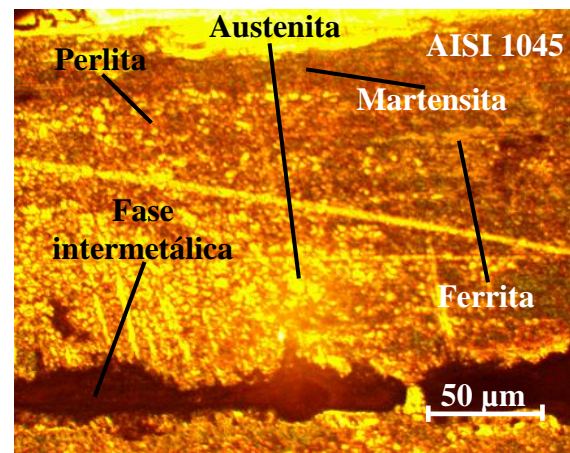


Figura 3.2(b). Muestra 2.

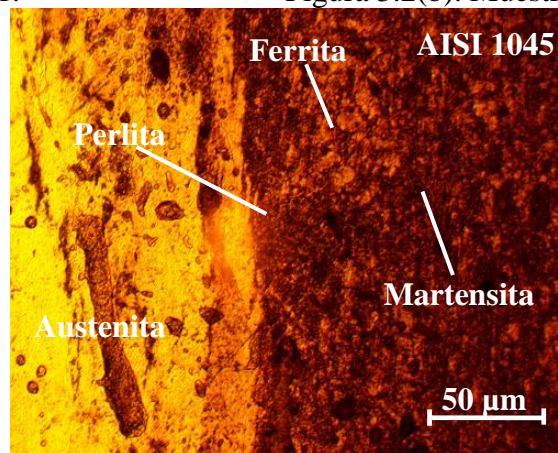


Figura 3.2(c). Muestra 3.

En las microestructuras de la ZAT del lado del acero AISI 1045, se han obtenidos estructuras de ferrita con austenita en los límites de granos, así como la presencia de

algunos precipitados, se puede plantear que el tipo de solidificación que ocurre durante la soldadura disímil es del tipo ferrita-austenita (FA).

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 esta existe solidificación de austenita primaria, aunque la subestructura de solidificación es realmente aparente. Una relación alta Cr equivalente/Ni equivalente, 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, según el criterio de Arivazhagan *et al.* (2011).

3.4.2. Análisis de la microestructura en la ZAT del AISI 316L

Las figuras 3.3(a), 3.3(b) y 3.3(c) se corresponde con el comportamiento microestructural de la ZAT del lado del acero inoxidable AISI 316L.

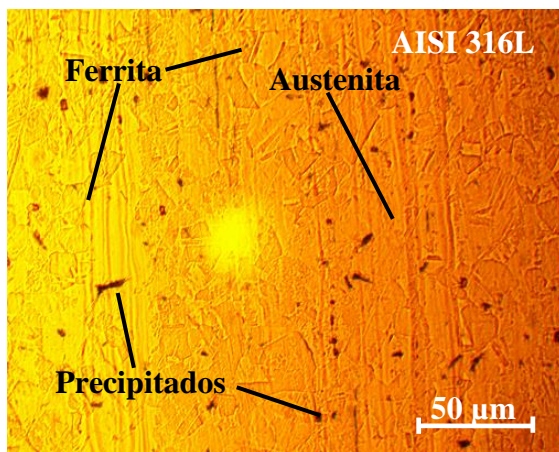


Figura 3.3 (a). Muestra 1.

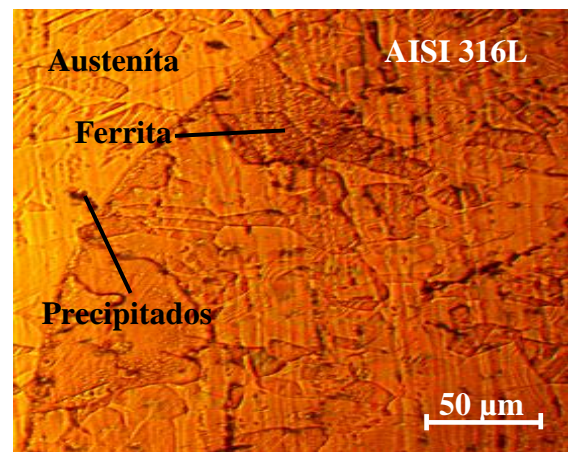


Figura 3.3 (b). Muestra 2.

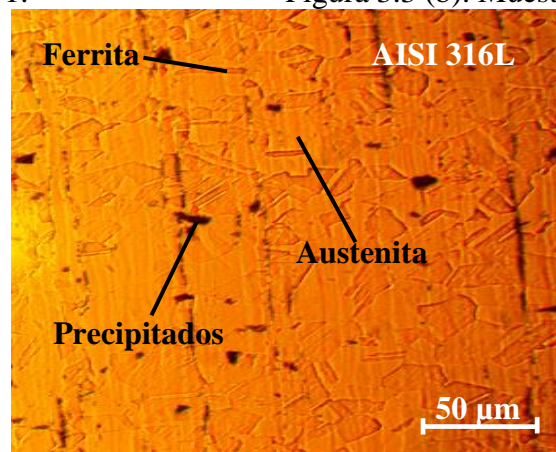


Figura 3.3 (c). Muestra 3.

Las microestructuras obtenidas en la ZAT del lado del acero AISI 316L están compuestas por granos de ferrita en una matriz austenítica, así como la presencia de algunos precipitados. En este lado del acero AISI 316L se presenta una solidificación del tipo austenítico (A). La estructura de solidificación está determinada por la morfología de los cristales sólidos, la cual es resultado de la estabilidad de la interfase sólido-líquido. La estabilidad de la interfase depende de la velocidad de esta interfase (sólido-líquido) y del gradiente de temperatura.

Los aceros inoxidable austeníticos, usualmente formarán ferrita- δ , cuando son calentados a temperaturas 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).

La obtención de un menor tamaño de grano en el lado del acero inoxidable AISI 316L está asociado a la forma geométrica de la pieza, al ser una plancha, ofrece mayor resistencia a ser deformada en la sección donde se produce el calentamiento por fricción, va existir una disipación de la temperatura con una menor tendencia a la deformación.

3.4.3. Análisis de la microestructura en la interfase AISI 316L-AISI 1045

En la figura 3.4 se muestra el comportamiento obtenido en la interfase de la soldadura entre el acero AISI 316L y el AISI 1045.

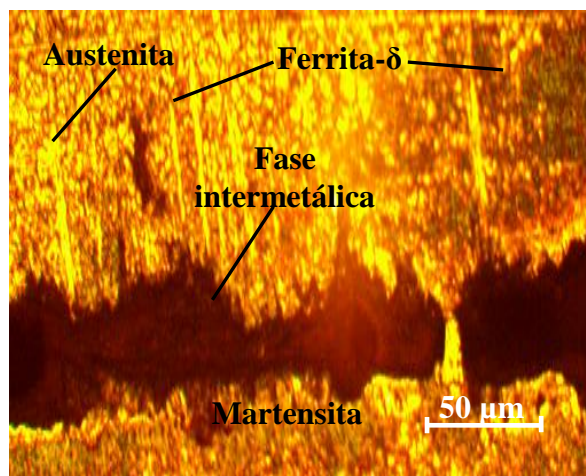


Figura 3.4. Microestructura en la interfase

Se observa en la interfase de la soldadura la presencia de la ferrita- δ y de la austenita en el lado del AISI 316L y la martensita en el AISI 1045, la ocurrencia de esta fase se debe a que, luego de traspasar la línea del centro de unión, los granos son más finos (por efecto del aporte de calor y sub enfriamiento, además posible recrystalización y crecimiento de grano en esta zona). En la muestra existe la formación de fase intermetálica en el centro, los granos fueron sometidos a deformación y se evidencia flujo de material debido al proceso de fricción, con formación equiaxiales.

La microestructura presenta un mayor tamaño en el crecimiento de grano. La fuerza impulsora del proceso de este crecimiento resulta de la disminución de la energía libre, como consecuencia de la reducción del área de la frontera de grano. Se produce por difusión, cuando la temperatura es elevada y el tiempo de tratamiento térmico suficientemente largo, lo que fue reportado por Fukui *et al.* (2004).

3.4.4. Comportamiento de las fases presentes

Se analizó la distribución de los microconstituyentes en las muestras luego de ser sometidas al proceso de soldadura por fricción. La figura 3.5(a) se corresponde con el AISI 316L en la ZAT y la 3.5(b), las fases presentes en esta estructura.

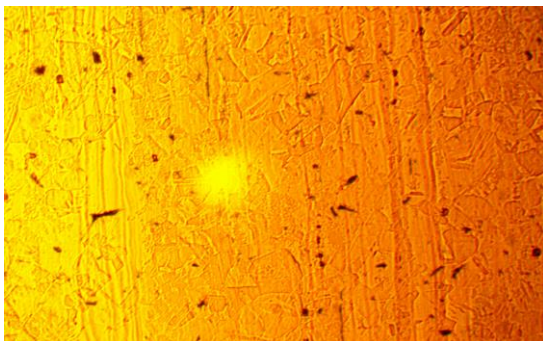


Figura 3.5(a). Estructura del AISI 316L.

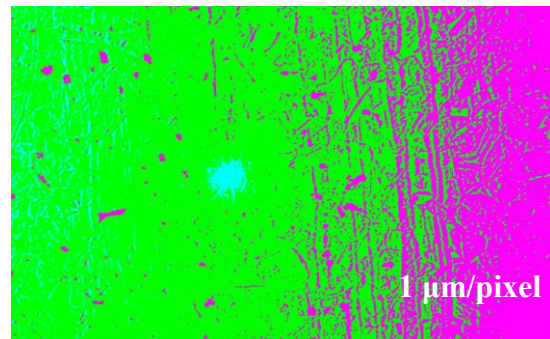


Figura 3.5(b). Fases presentes.

En la figura 3.5 se muestra el comportamiento de la distribución de los microconstituyentes en esta microestructura.

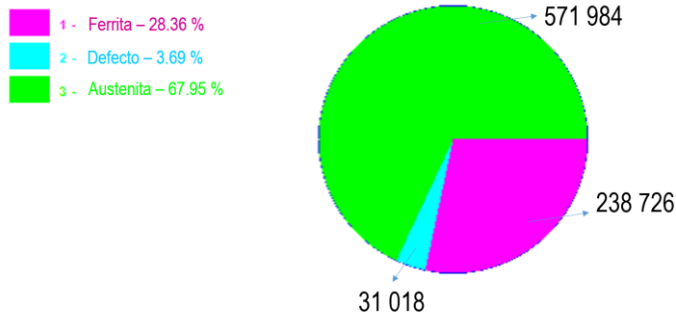


Figura 3.5. Distribución de fases.

De acuerdo con el comportamiento microestructural realizado, la mayor área en la distribución de las fases está ocupada por el color verde, la cual se corresponde con la austenita, que es el microconstituyente más denso en el acero AISI 316L.

Se determinó las fases presentes en la ZTMA. La figura 3.6(a) se corresponde con la microestructura y la 3.6(b), las fases presentes en la misma.

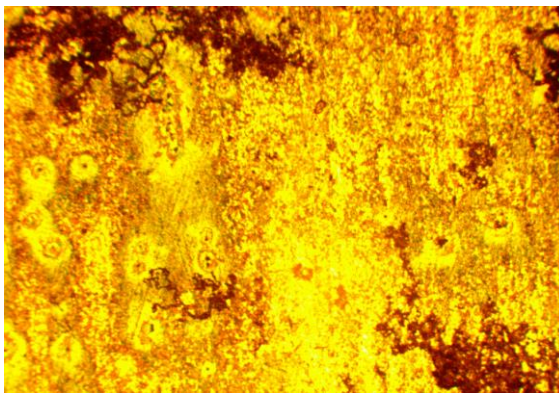


Figura 3.6(a). ZTMA (1045-316L).

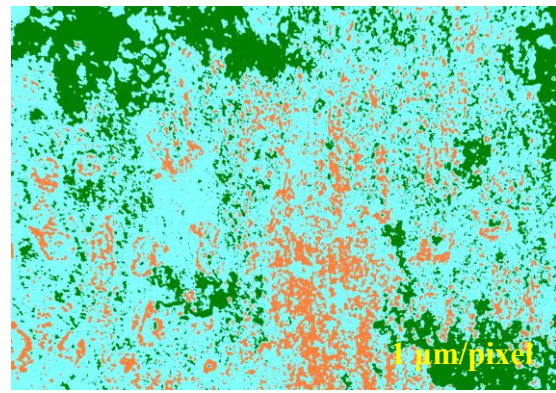


Figura 3.6(b). Fases presentes.

En la figura 3.7 se muestra el comportamiento de la distribución de los microconstituyentes en esta microestructura.

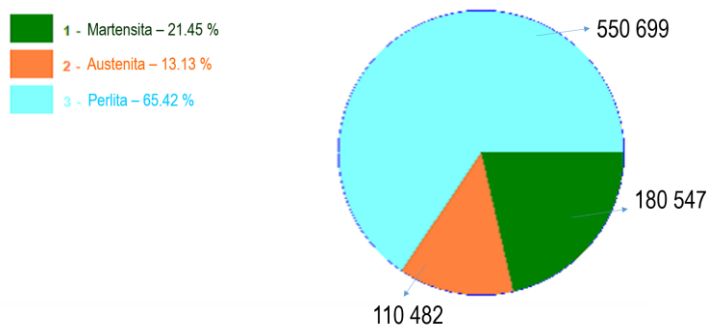


Figura 3.7. Distribución de fases.

Según el comportamiento microestructural realizado, la mayor área, en la distribución de las fases, está ocupada por el color azul, el cual se corresponde con la perlita, lo que demuestra que, durante el proceso de fricción, la temperatura tuvo influencia en la distribución de las fases entre ambos aceros.

La fase predominante en la estructura es la perlita, microconstituyente perteneciente a los aceros de medio contenido de carbono.

3.5. Establecimiento de los parámetros de soldadura

En correspondencia con los parámetros de soldadura, se realizó un barrido de dureza longitudinal en las muestras. En la tabla 3.3 se muestran los resultados de esta propiedad, obtenidos de los parámetros empleados en el proceso de soldadura por fricción radial entre el AISI 1045 y el AISI 316L.

Tabla 3.3. Resultados de los parámetros de soldadura

Muestras	Variables							
	Velocidad de rotación (r/min)	Presión fricción (MPa)	Presión de forja (MPa)	Tiempo de solda. (s)	Dureza MB (HV)	ZAT 1045 (HV)	ZAT 316L (HV)	ZTMA (HV)
1	1 400	75 MPa	11,25	17	180/217	210	237	305
2	1 400	75 MPa	11,25	17	180/217	215	225	307
3	1 400	75 MPa	11,25	17	180/217	212	235	307

En la tabla se muestra la variación de la dureza que experimentan las uniones soldadas para valor de rotación y presión constante. Desde el metal base, la dureza se reduce más en la ZAT con respecto a la ZTMA, donde presenta un incremento cerca de la periferia. 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 de la martensita. Esta zona presenta una estructura de grano más fina motivado al rápido enfriamiento del pozo de soldadura.

Se estableció el comportamiento de la dureza a diferentes distancias, considerando el barrido de dureza desde el material base hasta la ZTMA. En la figura 3.8 se muestra el mismo.

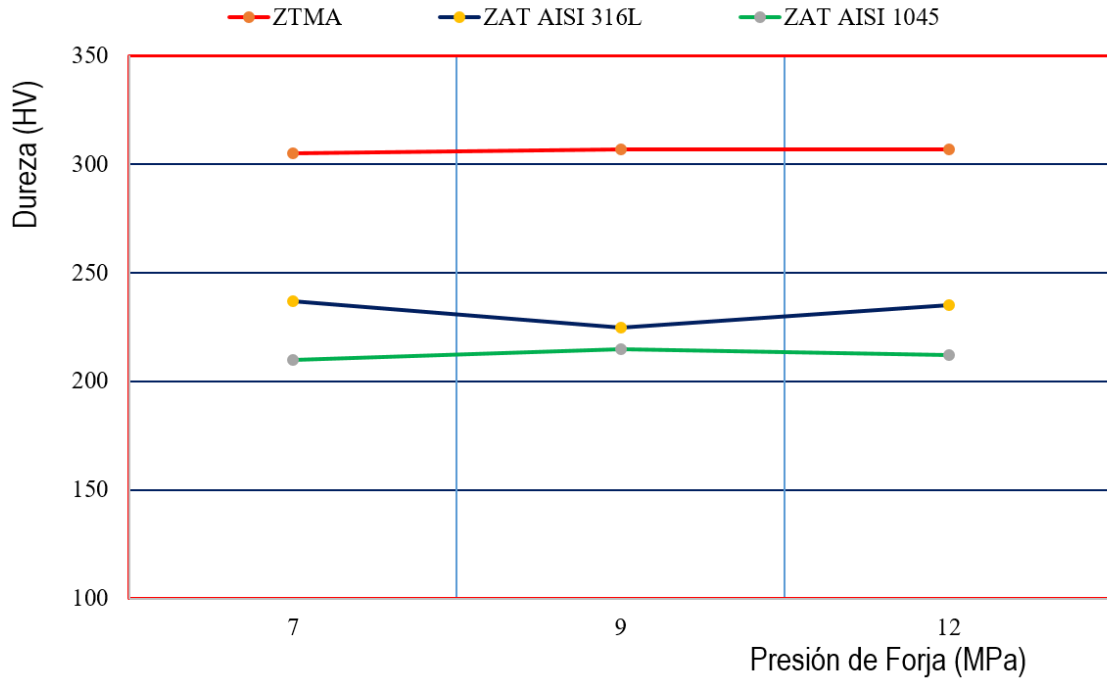


Figura 3.8. Comportamiento de la dureza.

Se modeló estadísticamente a través del análisis de regresión, la influencia de las durezas en las diferentes zonas luego de haber sometido a proceso de soldadura por fricción el acero AISI 1045 y el AISI 316L. Se realizó el análisis de varianza, según el método de Fisher, para evaluar el nivel de significación de las variaciones provocadas por los diferentes experimentos. En la tabla 3.4 se muestran los resultados del análisis de regresión.

Tabla 3.4. Regresión múltiple

Parámetro	Estimación	Error Estándar	Estadístico T	Valor-P
Constante	286,0	0,0220	2,465	0,0228
Presión forja	4,0	0,0242	-1,205	0,0568
Presión fricción	-0,3	0,0160	0,129	0,2819

En la tabla 3.5 se muestran los resultados obtenidos del análisis de la varianza.

Tabla 3.5. Análisis de la varianza.

Fuente	Suma de Cuadrados	Gl	Cuadrado Medio	Razón-F	Valor-P
Modelo	2,66667	2	1,33333	24,82	0,0017
Residuo	0	0	0		
Total (Corr.)	2,66667	2			

R-cuadrado = 95,2057 porcentaje

R-cuadrado (ajustado para g.l.) = 91,3703 porcentaje

Error estándar de est. = 0,222354

Error absoluto medio = 0,123185

Estadístico de Durbin-Watson = 2,21962 (P=0,1510)

Autocorrelación residual en Lag 1 = -0,138003

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

$$\text{Dureza} = 286,0 + 4,0 \cdot \text{Presión de forja} - 0,3 \cdot \text{Presión de fricción}$$

El estadístico R-Cuadrado indica que el modelo así ajustado explica 95,2057 % de la variabilidad en Dureza. El estadístico R-Cuadrado ajustada, que es más apropiada para comparar modelos con diferente número de variables independientes; es 91,3703 %. El error estándar del estimado muestra que la desviación estándar de los residuos es 0,222354. Este valor puede usarse para construir límites para nuevas observaciones. El error absoluto medio (MAE) de 0,123185 es el valor promedio de los residuos. El estadístico de Durbin-Watson (DW) examina los residuos para determinar si hay alguna correlación significativa basada en el orden en el que se presentan en el archivo de datos. Dado que el p-valor es inferior a 0,05; hay indicio de autocorrelación serial en los residuos.

Se realizó la estimación para las durezas obtenidas en las diferentes muestras, en correspondencia con las variables presión de fricción y de soldadura. La figura 3.10 muestra la estimación para todas las durezas obtenidas. La función es del tipo: $10 + 2 \cdot X + 3 \cdot Y - 10 \cdot X \cdot Y$

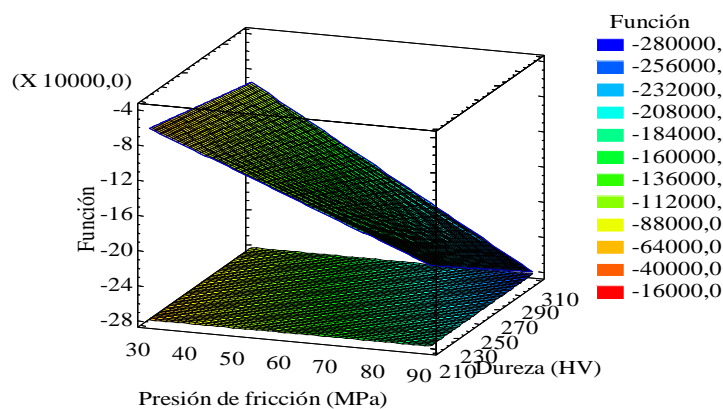


Figura 3.9. Estimación para la dureza obtenida.

Al estimar el error del modelo experimental con el calculado existe diferencia estadísticamente significativa entre las medias de las dos muestras para un nivel de confianza del 95,0 %. Los resultados expuestos demuestran que se mantiene la tendencia a incrementar la dureza en la medida que se acerca a la ZTMA, pero disminuye en la ZAT.

Se realizó la prueba de hipótesis para determinar el comportamiento de las variables consideradas en el diseño de experimentos. La figura 3.10 muestra este comportamiento.

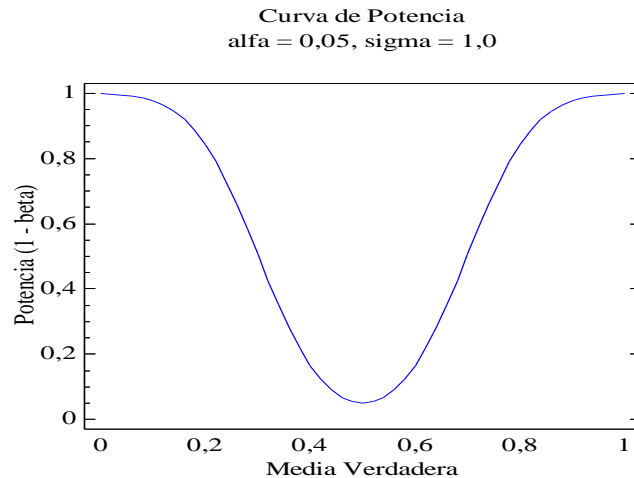


Figura 3.10. Prueba de hipótesis.

Pruebas de hipótesis

Media muestral = 0,0

Desviación estándar muestral = 1,0

Tamaño de muestra = 100

Intervalos de confianza del 95,0 % para la media: 0,0 +/- 0,198422 [-0,198422; 0,198422]

Hipótesis Nula: media = 0,5

Alternativa: no igual

Estadístico t calculado = -5,0

Valor-P = 0,00000265129

Rechazar la hipótesis nula para alfa = 0,05.

Este análisis muestra los resultados de realizar una prueba de hipótesis relativa a la media (μ) de una distribución normal. Las dos hipótesis a ser evaluadas aquí son:

Hipótesis nula: $\mu = 0,5$

Hipótesis alterna: $\mu \neq 0,5$

Dada una muestra de 100 observaciones con una media de 0,0 y una desviación estándar de 1,0; el estadístico t calculado es igual a -5,0. Puesto que el valor-P para la prueba es menor que 0,05, puede rechazarse la hipótesis nula con un 95,0 % de nivel de confianza. El intervalo de confianza muestra que los valores de μ soportados por los datos se encuentran entre -0,198422 y 0,198422.

3.6. Valoración económica

Para establecer el cálculo de costos del proceso de soldadura se tiene en cuenta que es la suma de todos ellos, como el de los materiales empleados, de cada una de las operaciones ejecutadas, así como el de su montaje y los salarios pagados a los trabajadores que participen en el proceso de fabricación. En la tabla 3.6 se muestran los mismos.

Tabla 3.6. Costo de fabricación de la soldadura

No	Operación	Equipo y mater.	Tiempo (h)	Tarifa horaria CUP	Importe CUP
1	Torneado	C 11 MT	1,5	2,70	4,05
2	Corte	Fresadora	1,25	2,70	3,37
3	Encapsulado	Resina epoxi	0,50	2,70	1,35
4	Pulido	Lijas	1,5	1,67	2,50
5	Observación	Microscopio	1	1,67	1,67
Total					12,94

Para la estructura de costos se consideró un conjunto de elementos que permitieran reunir la información de los costos incurridos y los ingresos obtenidos de forma verificable mediante una representación realista, de manera de colaborar con la empresa en la organización y coordinación de las funciones de manufactura, distribución y administración. En la tabla 3.7 se muestran los costos de mano de obra directa.

Tabla 3.7. Costos totales de la mano de obra directa

Mano de obra directa	CUP
Salario mano obra	12,94
Vacaciones (9,09 %)	0,85
Salario complementario	10,26
Aporte a la seguridad social 12 %	1,55
Impuesto sobre la fuerza 5 %	0,64
Total	26,24

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

En el costo total de la soldadura se incluyen otros renglones, que van a incrementar los costos de soldadura y serán considerados dentro del costo total de soldadura como costos adicionales. La tabla 3.8 muestra el costo por concepto de materiales directos.

Tabla 3.8. Costos de los materiales directos

No	Materiales	Cantidad	Precio material (CUP)	Importe material (CUP)
1	Barra AISI 1045	0,31	3,64	1,128
2	Plancha AISI 316L	0,37	5,95	2,201
3	Lija de 400	3,0	0,45	1,35
4	Lija de 600	3,0	0,27	0,81
Total				5,489

Para determinar el costo de la energía eléctrica se tuvo en cuenta la tarifa de pago del MINEM a la UNE. La tarifa es 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 3.9 se muestran los costos por consumo de energía eléctrica.

Tabla 3.9. Costos del consumo de la energía eléctrica

Nro	Equipo	Horas por consumo eléctrico	Precio kW.h (CUP)	Importe kW.h (CUP)
1	Torno	0,30	1,32	0,39
2	Fresadora	0,45	1,32	0,59
2	Microscopio	1	0,65	0,65
Total				1,63

El costo de la energía eléctrica se considera parte de los gastos generales. Por otro lado, cuando es necesario comparar procesos competitivos de manufactura o de soldadura se sugiere incluir el costo de la energía eléctrica como costo directo en los cálculos.

El costo total de la fabricación de la soldadura se muestra en la tabla 3.10, ello incluye todos los costos que intervienen en el proceso.

Tabla 3.10. Costos totales

Costos totales	CUP
Mano de obra directa	12,94
Materiales directos	26,24
Energía eléctrica	1,64
Total	40,82

Al realizar la construcción soldada se tuvo en cuenta dos tiempos, en el que el operario (tornero) estuvo efectivamente realizando la soldadura y los tiempos accesorios. Entre los tiempos accesorios se consideró: tiempo de ensamble, de posicionamiento y de preparación de la junta. Todos los sistemas de costos incluyeron los elementos básicos de mano de obra, materiales y gastos generales, por lo que costo total del proceso es de 40,82 CUP.

3.7. Valoración del impacto medio ambiental

La soldadura por fricción al realizarse en máquinas herramienta no requiere de equipos de protección para el soldador ya que el calor que genera no tiene incidencia en el cuerpo por efecto de la radiación. Lo fundamental del proceso radica en la selección de los parámetros de soldadura, 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, si la energía aportada durante la etapa de fricción, es diferente de una soldadura a otra, en la siguiente fase, en la del recalcado, no se va a poder acortar lo mismo, por lo que se perdería el objetivo inicial de que todas las piezas de un lote midan lo mismo después de la soldadura.

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.

3.8. Conclusiones del capítulo 3

- ❖ Las microestructuras obtenidas han permitido establecer los cambios producidos en la unión disímil AISI 1045 y AISI 316L, al ser sometidos al proceso de soldadura por fricción de torque continuo.
- ❖ Durante el análisis de las diferentes zonas que se forman en la unión soldada, se estableció la zona afectada térmicamente y la zona termomecánicamente afectada de la unión disímil AISI 1045 - AISI 316L las cuales fueron obtenidas sin llegar a la temperatura de fusión de ambos materiales a soldar.
- ❖ 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 las mismas no afectan la continuidad metalúrgica en la unión.

CONCLUSIONES GENERALES

- ✚ En la unión de la barra de acero AISI 1045 y de la plancha de AISI 316L, en la ZTMA se determinó que la estructura está compuesta por las fases martensita-ferrita-perlita, microconstituyentes del AISI 1045 y la austenita-ferrita del AISI 316L.
- ✚ Se determinó que en la ZTA en el AISI 1045, existe una distribución equiaxial de ferrita-perlita con austenita en los límites de granos y el AISI 316L la presencia de granos de ferrita en una matriz austenítica, pero con la existencia de una menor deformación debido a la forma geométrica de la pieza.
- ✚ Al aplicar número de revoluciones de 1 400 r/min, presión de 75 MPa y una fuerza axial de 23 550 N, existe un incremento de la dureza en los metales bases desde 180 y 217 HV respectivamente hasta 306 HV en la ZTMA, generada por efecto de la fricción.
- ✚ Al considerar las incidencias económicas del proceso de soldadura de torque continuo entre el AISI 1045 y el AISI 316L, donde se tuvo en cuenta el costo de fabricación, costos de mano de obra directa y costos de materiales directo, se incurre en un costo total de 40,82 CUP.

RECOMENDACIONES

- ✚ Someter a ensayo mecánico la unión obtenida con el objetivo de determinar la resistencia mecánica de la unión y minimizar el efecto económico que genera la compra de acero inoxidable.
- ✚ Evaluar la continuidad metalúrgica de la unión con el empleo de técnicas no destructivas como el ultrasonido, como una forma de determinar cualquier imperfección interna no detectada con el ensayo microscópico.

Referencias bibliográficas

REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. Ananthapadmanaban, D. A study of mechanical properties of friction welded mild steel to stainless steel joints [J]. *Materials and Design*. 30: 2642-2646, 2009.
2. Andersson, R. *Deformation characteristics of stainless steels*, 2005.
3. Arivazhagan, N.; Singh, S.; Prakash, S.; Reddy, G. Investigation on AISI 304 austenitic stainless steel to AISI 4140 low alloy steel dissimilar joints by gas tungsten arc, electron beam and friction welding, *Mater. Des.* 32 (5): 3036-3050, 2011.
4. Asano, Y.; Nomoto, M.; Maeda, M.; Katoh, K. Microstructures and mechanical properties of friction welded joint using a 5052 aluminum alloy small diameter rod. *Materials Transactions*. 58 (7): 1020-1026, 2017.
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. Biljana, S.; Svetislav, M.; Radovan, Ć. Physical model of the friction welded joint of different types of steel. *FME Transactions*. 36 (6): 93-97, 2008.
8. Box, G.; Hunter, W.; Hunter, J., *Estadística para experimentadores*. Editorial Reverté. Barcelona, 1989.
9. Bhole, S. Interface properties in friction welding: a technical note, *Weld. Res. Suppl.* p. 168s-70s, no. 7, pp. 168-170, 1991.
10. Briones, R.; Ruíz, A.; Rubio, C.; Carreon, H. Caracterización microestructural y mecánica de una soldadura disímil de aceros inoxidable 316L/AL6XN. *Rev. LatinAm. Metal. Mat.* 34 (2): 306-315, 2014.
11. Burgos, A. Soldadura por fricción 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>.
12. 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.
13. Cabot, P. Soldadura por fricción agitación (FSW) De AA 6061 T6. Comisión Nacional de Energía Atómica, Av. Libertador 8250, Buenos Aires-Argentina. *Matéria*. 8 (2): 187-195, 2003. Disponible en la World Wide Web en

<http://www.materia.coppe.ufrj.br/sarra/artigos/artigo10147>

14. Celik, S.; Dinc, D.; Yaman, R.; Ay, I. An investigation on weldability of AISI 304 and AISI 1040 steels on friction welding. *Prakt. Metallogr.* 47 (4): 188-205, 2010.
15. Correa, E. Influence of clad metal chemistry on stress corrosion cracking behaviour of stainless steels claddings in chloride solution, *Engineering.* 2 (5): 391-396, 2010.
16. Correa-Borges, O. Comportamiento microestructural de una unión disímil realizada por proceso de soldadura de rotación continua. Tesis en opción al título de Máster en electromecánica. ISMM. 2018.
17. Chander, G.; Reddy, G.; Tagore, G. Influence of process parameters on impact toughness and hardness of dissimilar AISI 4140 and AISI 304 continuous drive friction welds. *Int. J. Adv. Manuf. Technol.* 64 (9-12): 1445–1457, 2013.
18. Cheng, C. *Welding Journal*: 233s-240s, 1963.
19. 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.
20. Cheston, T. Social sciences aspects of space manufacturing facilities (Workshop), *Space Manufacturing Facilities 2: Space Colonies*, American Institute of Aeronautics and Astronautics, Proceedings of the third Princeton/AIAA Conference, May 9-12, 1977.
21. Davis, J. Hardfacing, weld cladding, and dissimilar metal joining, in *ASM Handbook Vol. 6: Welding, Brazing, and Soldering.* 6 (2): 789-829, 1993.
22. DebRoy, T.; Bhadeshia, H. Friction stir welding of dissimilar alloys - a perspective, *Science and Technology of Welding & Joining.* 15 (4): 266-270, 2010.
23. Della-Rovere, C.; Aquino, J.; Ribeiro, C.; Silva, R.; Alcântara, N.; Kuri, S. Corrosion behavior of radial friction welded supermartensitic stainless steel pipes, *Mater. Des.* 65: 318-327, 2015.
24. De Tiedra, P.; Martín, Ó. Effect of welding on the stress corrosion cracking behaviour of prior cold worked AISI 316L stainless steel studied by using the slow strain rate test. *Materials & Design*, 49 (0): 103-109, 2013.
25. Dobranzky, J.; Szabo, P.; Berecz, T.; Hrotko, V.; Portko, M. Energy-dispersive spectroscopy and electron backscatter diffraction analysis of isothermally aged SAF 2507 type superduplex stainless steel, *spectrochimica.* 59: 1781-1788, 2004.
26. Dobrovidov, A. Selection of optimum conditions for the friction welding of high speed

- steel 45 [J]. Weld Prod. 22 (3): 22-26, 1975.
27. Doyle, L. Procesos y materiales de manufactura para ingenieros, Tercera edición, 1042 páginas, Prentice Hall, México, 1988.
28. Duffin, F.; Crossland, B. Friction welding with sudden release of the fixed component, Advances in welding processes, Solid phase joining processes, proceeding of the conference, The welding Institute, Abington Hall, Cambridge, 25-33, 1971.
29. Elmer, J.; Palmer, T.; Babu, S.; Zhang, W. Phase transformation dynamics during welding of Ti-6Al-4V. Journal of Applied Physics. 95 (12): 8327-8339, 2004. <http://dx.doi.org/10.1063/1.1737476>
30. Elmer, J.; Palmer, T.; Spercht, E. Direct observations of sigma phase formation in duplex stainless steels using in-situ synchrotron X-Ray diffraction. *Metallurgical and Materials Transactions*. 38A (3): 464-475, 2007.
31. Ellis, C. Continuous drive friction welding of mild steel. Welding Res. Supplement. pp. 183-197, 1972.
32. Falla, R.; Quintana, K.; Franco, F.; de Sánchez, N. Propiedades mecánicas de soldadura por fricción agitación de punto en aleación de aluminio AA 6063 - T5. Prospect. 10 (1): 79 - 84, 2012.
33. Fernández-Columbié, T.; Rodríguez-González, I.; Alcántara-Borges, D.; Salazar-Preval, A.; Abad-Brocard, A. Caracterización microestructural de uniones soldadas de acero AISI 316L en tuberías. *Minería y Geología*, 32 (1): 60-75, 2016.
34. Fernández-Columbié, T.; Rodríguez-González, I.; Alcántara-Borges, D. Proceso metalúrgico y tecnológico de la soldadura. Editorial Académica Española. 2017.
35. Fukui, Y.; Inamura, T., Mechanical properties of a Ti-Nb-Al shape memory alloys. *Material Transaction*. 45 (4) 1077-1085, 2004.
36. Garcia-Castillo, F.; García-Vázquez, F.; Reyes-Valdés, F.; Zambrano-Robledo, P.; Hernández-Muñoz, G.; Rodríguez-Ramos, E. 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.
37. Gene, M. The welding of aluminium and its alloys, Woodhead Publishing Ltd, Cambridge England; 2002.
38. Gittos, M. Disbonding of austenitic stainless steel cladding following high temperature hydrogen service, IIW Doc. Commission IX-2234-072, vol. Feb, pp. 1-14, 2007.

39. Guliaev, A. P: Metalografía. Ed. Mir, Moscú T.I y II, 1983.
40. Gretoft B. y Karisson L. Laboratorio Metalográfico del Grupo ESAB. Fisuración en caliente durante la soldadura de aceros inoxidables austeníticos. Soldadura y Tecnologías de Unión. 6 (2): 68-73, 1990.
41. Grong, O. Metallurgical modeling of welding. London (UK). The Institute of Materials, 1994.
42. Hart, P.; Twi, M. Hydrogen cracking-its causes, costs and future occurrence. London 2000.
43. Hasçalik, A.; Ünal, E.; N. Özdemir, N. Fatigue behaviour of AISI 304 steel to AISI 4340 steel welded by friction welding. J. Mater. Sci. 41: 3233-3239, 2006.
44. Hazlett, T. Properties of friction welded plain carbon and low alloy steels. Weld. J. 2: 49s-52s, 1962.
45. Higgins, R. Engineering metallurgy part I, 6th edition, Hodder Headline Group, London, UK. 1993.
46. Huang, Z.; Li, H.; Baxter, G.; Bray, S.; Bowen, P. Electron microscopy characterization of the weld line zones of an inertia friction welded superalloy. J. Mater. Process. Technol. 211 (12): 1927-1936, 2011.
47. Kimura, M.; Mioh, H.; Kusaka, M.; Seo, K.; Fuji, A. Observation of the Joining phenomena in first phase of friction welding. Quarterly Journal of the Japan Welding Society. 20 (3): 425-431, 2002.
48. Kimura, M.; An, G.; Kusaka, M.; Seo, K.; Fuji, A. An Experimental study of seizure phenomena at welded interface of steel friction weld. Quarterly Journal of the Japan Welding Society. 23 (3): 460-468, 2005.
49. Kirik, I.; Ozdemir, N.; Teker, T. Weldability of martensitic stainless steel to medium carbon steel by using friction welding. Int. Iron Steel J. 826-831, 2012.
50. Korinko, P.; Malene, S. Considerations for the weldability of types 304L and 316L stainless steel, Pract. Fail. Anal., 2001.
51. Kuziak, R.; Bold, T.; Yi-Wen, C. Microstructure control of ferrite-pearlite high strength low alloy steels utilizing microalloying additions, Journal of Materials Processing Technology. 53: 255-262, 1995.
52. Lajtín, Y.; Arzamásov, B. Tratamiento termoquímicos de los metales, Editorial MIR, Moscú. 1985.

53. Kraus, H. Experimental measurement of thin plate 304 stainless steel GTA weld pool surface temperatures. *Weld. J.*, no. Dec, pp. 353-359, 1987.
54. Laufgang, S. Aceros inoxidable, termo soldex S.A tratamiento térmico de soldadura-prueba hidráulica de gasoductos. 2003.
55. Lee, Y.; Kim, K.; Lee, Y.; Kim K. Effect of W substitution on sigma and chi phase precipitation and toughness in duplex stainless steels. *Material Science and Technology*. 14: 757-764, 1998.
56. Lee, D.; Jang, K.; Kuk, J.; Kim, I. Fatigue properties of inertia dissimilar friction-welded stainless steels. *J. Mater. Process. Technol.* 155-156: 1402-1407, 2004.
57. Lefebvre, J. Guidance on specifications of ferrite in stainless steel welds metals. *Welding in the World*. 31 (6): 390-407, 1993.
58. Lippold, J.; Odegard, B. Technical note: microstructural evolution during inertia friction welding of austenitic stainless steels. *Weld. J.* 2 (1): 35-38, 1984.
59. Lippold, J.; Varol, I.; Baeslack, W. The influence of composition and microstructure on the HAZ toughness of duplex stainless steels at -20°C, *Welding Journal*. 73 (4): 75s-79s, 1994.
60. Lippold, J.; Kotecki, D. *Welding metallurgy and weldability of stainless steels*. 1ra ed: John Wiley & Sons, Inc. 20, 21, 147, 154, 165, 2005.
61. Lombard, H.; Hattingh, D.; Steuwer, A.; James, M. Effect of process parameters on the residual stresses in AA5083-H321 friction stir welds. *Materials Science and Engineering: A*. 501 (1-2): 119 - 124, 2009.
62. Longhurst, A. Torque control of friction stir welding for manufacturing and automation. *Int J Adv Manuf Technol*, 905 - 913. 2010.
63. Lundin, C. Dissimilar metal welds - transition joints literature review. *Weld. J.* 2: 58s-63s, 1982.
64. Llewellyn, D.; Hudd, R. *Steels: Metallurgy and Applications*, 3rd edition, Butterworth-Heinemann, Oxford. 1998.
65. Maalekian, M. Friction welding - critical assessment of literature. *Science and Technology of Welding and Joining*. 12 (3): 738 - 759, 2007.
66. Maalekian, M.; Kozeschnik, E.; Brantner, H.; Ceriak, H.; Cerjak, H. Comparative analysis of heat generation in friction welding of steel bars. *Acta Mater.* 56 (12): 2843-2855, 2008.

67. Madhusudhan, G.; Mohandas, T.; Sambasiva, A. Influence of welding processes on microstructure and mechanical properties of dissimilar austenitic-ferritic stainless steel welds. *Materials and Manufacturing Processes*, 2005.
68. Martins M., Casteletti L.C. Sigma phase morphologies in cast and aged super duplex stainless steel, *Materials Characterization*. 60: 792-795, 2009.
69. Midling, O.; Grong, O. *Acta Metallurgica Materialia*, 42 (5): 161 1-1 622, 1994.
70. Mishra, R.; De, P.; Kumar, N. Friction stir processing. In *Friction Stir Welding and Processing* (pp. 259-296). Springer International Publishing. 2014.
71. Mohammed, A.; Kulkarni, A.; Sathiya, P.; Sunkulp, G. The impact of heat input on the strength, toughness, microhardness, microstructure and corrosion aspects of friction welded duplex stainless steel joints. *Journal of Manufacturing Processes*. 18 (3): 92-106, 2015.
72. Mumim, S. Evaluation of the joint interface properties of austenitic stainless steel joined by friction welding [J]. *Materials and Design*. 28: 2244-2250, 2007.
73. Mumin, S.; Cenk, M.; Selcuk, S. Friction weld of AISI 304 stainless steel and pure copper materials. *International Scientific Conference*. 17-18 November 2017, GABROVO.
74. Murti, K.; Sundaresan, S. Thermal Behavior of Austenitic-Ferritic Transition Joints Made by Friction Welding. *Weld. J.* 64 (12): 327-334, 1985.
75. Nakamura, T.; Nakahara, S.; Aoyagi, M.; Yano, M. *Journal of mechanical laboratory* 23 196-208, 1969.
76. Nelson, D.; Baeslack, W.; Lippold, J. Characterization of the weld structure in a duplex stainless steel using colour metallography, *Metallography*. 18 (4): 215-225, 1985.
77. Nicholas, E. Friction processing technologies. *Welding in the World*. 47 (11-12): 2-9, 2003.
78. Nguyen, T.; Weckman, D. A thermal and microstructure evolution model of direct-drive friction welding of plain carbon steel. *Metall. Mater. Trans. B.* 37 (4): 275-292, 2006.
79. O' Brien, R. *Manual de Soldadura*. Tomo III. American Welding Society/. 8ª Edición. 1996, Naucalpan de Juárez: México.
80. Oosterkamp, A.; Oosterkamp, L.; Nordeide, A. Kissing bond' phenomena in solid-state welds of aluminum alloys. *Welding Journal (Miami Fla)*. 83 (8): 225-S, 2004.

81. Ostle, B. Estadística Aplicada. Limusa - Wiley, México, 1975, Cap. 10.
82. Oystein, G. Metallurgical modelling of welding, 2nd edition, London: The Institute of Materials, UK. 1994.
83. Ozdemir, N.; Sarsilmaz, F.; Hascalik, A. Effect of rotational speed on the interface properties of friction-welded AISI 304L to 4340 steel. *Mater. Des.* 28 (1): 301-307, 2007.
84. Pardal, J.; Tavares, S.; Fonseca, M.; Souza, J.; Corte, R.; Abreu, H. Influence of the grain size on deleterious phase precipitation in superduplex stainless steel UNS S32750, *Materials Characterization.* 60: 165-172, 2009.
85. Paventhan, R.; Lakshminarayanan, P.; Balasubramanian, V. Prediction and optimization of friction welding parameters for joining aluminium alloy and stainless steel. *Trans. Nonferrous Met. Soc. China.* 21 (7): 1480-1485, 2011.
86. Rabensteiner, G. Influencia del contenido de Cr y Ni en los Aceros Inoxidables Austeníticos. *Periodical "Technia".* 15 (3): 16-88, 1995.
87. Rai, R.; De, A.; Bhadeshia, H.; DebRoy, T. Review: friction stir welding tools. *Science and Technology of Welding Joing.* 16 (4):325-342, 2011.
88. Rao, N.; Reddy, G.; Nagarjuna, S. Weld overlay cladding of high strength low alloy steel with austenitic stainless steel – Structure and properties, *Mater. Des.* 32 (4): 2496-2506, 2011.
89. Reddy, G.; Rao, K.; Sekhar, T. Microstructure and pitting corrosion of similar and dissimilar stainless steel welds. *Sci. Technol. Weld. Join.* 13 (4): 363-377, 2008.
90. 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.
91. Rodríguez, C. Tratamientos superficiales contra el desgaste. Grupo de Tribología. Dpto. Mecánica y Diseño. Facultad de Ingeniería Mecánica. Universidad de Oriente. 2009.
92. Rich, T.; Roberts, R., Thermal analysis for basic friction welding, *Metal Construction and British Welding Journal*, March, pp. 93- 98, 1971.
93. Romero, A. Comportamiento microestructural de una unión disímil realizada por proceso de soldadura de rotación continua. Tesis de Ing. Mecánica. ISMMM, 2017.
94. 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: 1502-1523, 2009.

95. Sawhill, J. Welding HSLA line pipe steels, *Metallovedenie*. 7: 56-60, 1977.
96. Sarache, L. Diseño de experimentos y análisis multifactorial aplicado a la industria. Facultad de Ingeniería, *Revista Ingeniería Industrial*. 4 (5) 585-590. 2004.
97. 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: 505–511, 2005.
98. Séferian, D.: *Metalurgia de la soldadura*, Madrid: TECNOS, S.A., 1981
99. Sieurin, H.; Sandström, R. Sigma phase precipitation in duplex stainless steels 2205, *Materials Science and Engineering, A* 444: 271-276, 2007.
100. Sluzalec, A.; Sluzalec, A. *International Journal of Heat and mass Transfer* 36 (6): 1 583-1 587, 1993.
101. 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.
102. Schneider, J.; Nunes, A. Jr. Characterization of plastic flow and resulting microtextures in a friction stir weld, *Metall. Mater. Trans. B*. 35 (14): 777-783, 2004.
103. Seshagirao, 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.
104. 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.
105. Sunghak, L.; Byung, C.; Gongil, K. Correlation of microstructure and fracture properties in weld heat affected zones of thermomechanically controlled processed steels, *Metallurgical Transactions A*. 23A (12): 2803-2816, 1992.
106. Sluzalec, A. Thermal effects in friction welding. *Int. J. Mech. Sci.* 32 (6): 467-478, 1990.
107. Straffelini, G.; Pellizzari, M.; Bernardi, N. Microstructure and impact behaviour of ASTM A105/AISI 304L friction weldments. *Mater. Sci. Technol.* 20 (5): 634-640, 2004.
108. Strutt A.; Vecchio, K. Simultaneous oxidation and sigma-phase formation in a stainless steel. *Metallurgical and Materials Transactions*. 30A: 355-362, 1999.

109. Termo Soldex S.A, Aceros inoxidables, No 36, agosto de 2004. Tratamientos térmicos en la soldadura y Pruebas hidráulica de gasoductos., 40 páginas, Colombia, 2004.
110. Tither, G.; Lauprecht, W. Pearlite-reduced HSLA steels for line pipe, *Metallovedenie*. 7: 37-40, 1977.
111. 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.
112. Villanueva, D.; Junio, F.; Plaut, R.; Padilha, A. Comparative study on sigma phase precipitation of three types of stainless steels: Austenitic, Superferritic and Duplex, *Material Science and Technology*. 22 (9): 1098-1104, 2006.
113. Wang, K. Friction Welding. *New York, Weldinci Research Bulletin* 204. 1975.
114. Weber, L.; Uggowitzer, P. Partitioning of chromium and molybdenum in super duplex stainless steel with Respect to nitrogen and nickel content, *Materials Science and Engineering*. A242: 222-229, 1998.
115. Weglowski, A. Friction stir processing - analysis of the process. *Archives of metallurgy and materials*. 56 (12): 779-788, 2011.
116. 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*. 16 (1): 23-32, 2011.
117. 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>.
118. Zhang, W.; Elmer, J.; DebRoy, T. Integrated modelling of thermal cycles, austenite formation, grain growth and decomposition in the heat affected zone of carbon steel, *Science and Technology of Welding and Joining*. 10 (5): 574-582, 2005.
119. Zhang, L.; Pei, J.; Zhang, Q.; Liu, C. The coupled FEM analysis of the transient temperature field during inertia friction welding of GH4169 alloy. *Acta Metall. Sin.* 20 (4): 301-306, 2007.