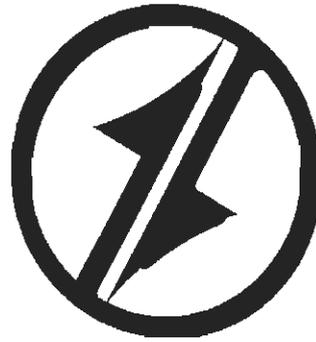


CORPORACIÓN MEXICANA DE INVESTIGACIÓN EN MATERIALES

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POST-GRADO



“ESTUDIO DE LA METALURGIA DE LA SOLDADURA Y SU IMPACTO EN LAS PROPIEDADES MECÁNICAS DE UNA ALEACIÓN DE TITANIO GRADO 5 (Ti-6Al-4V) UNIDA POR EL PROCESO DE SOLDADURA EN ESTADO SÓLIDO FRICCIÓN-AGITACIÓN FSW (FRICTION STIR WELDING)”

POR

Morelia Vázquez Rentería

TESIS

EN OPCIÓN COMO MAESTRO EN TECNOLOGÍA DE LA SOLDADURA INDUSTRIAL

SALTILLO, COAHUILA, MÉXICO A 12 DE ENERO 2010

CORPORACIÓN MEXICANA DE INVESTIGACIÓN EN MATERIALES

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POST-GRADO



“ESTUDIO DE LA METALURGIA DE LA SOLDADURA Y SU IMPACTO EN LAS PROPIEDADES MECÁNICAS DE UNA ALEACIÓN DE TITANIO GRADO 5 (Ti-6Al-4V) UNIDA POR EL PROCESO DE SOLDADURA EN ESTADO SÓLIDO FRICCIÓN-AGITACIÓN FSW (FRICTION STIR WELDING)”

POR

Morelia Vázquez Rentería

TESIS

MAESTRO EN TECNOLOGÍA DE LA SOLDADURA INDUSTRIAL

SALTILLO, COAHUILA, MÉXICO A 12 DE ENERO 2010

Corporación Mexicana de Investigación en Materiales
Gerencia de Desarrollo Humano
División de Estudios de Postgrado

Los miembros del Comité Tutorial recomendamos que la Tesis **ESTUDIO DE LA METALURGIA DE LA SOLDADURA Y SU IMPACTO EN LAS PROPIEDADES MECÁNICAS DE UNA ALEACIÓN DE TITANIO GRADO 5 (Ti-6Al-4V) UNIDA POR EL PROCESO DE SOLDADURA EN ESTADO SÓLIDO FRICCIÓN-AGITACIÓN FSW (FRICTION STIR WELDING)** realizada por la alumna **MORELIA VÁZQUEZ RENTERÍA**, con número de matrícula **09-MS015** sea aceptada para su defensa como Maestro en Tecnología de la Soldadura Industrial.

El Comité Tutorial



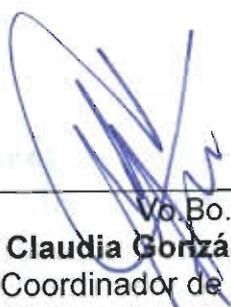
Dr. Felipe Arturo Reyes Valdés
Tutor Académico



M.C. Víctor Hugo López Cortez
Tutor en Planta



Dr. José Jorge Ruiz Mondragón
Asesor

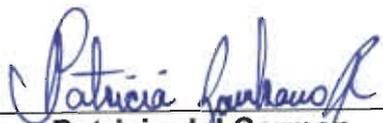


Vo. Bo.
M.C. Claudia González Rodríguez
Coordinador de Posgrado

Corporación Mexicana de Investigación en Materiales
Gerencia de Desarrollo Humano
División de Estudios de Postgrado

Los abajo firmantes, miembros del Jurado del Examen de Grado de la alumna **MORELIA VÁZQUEZ RENTERÍA**, una vez leída y revisada la Tesis titulada **ESTUDIO DE LA METALURGIA DE LA SOLDADURA Y SU IMPACTO EN LAS PROPIEDADES MECÁNICAS DE UNA ALEACIÓN DE TITANIO GRADO 5 (Ti-6Al-4V) UNIDA POR EL PROCESO DE SOLDADURA EN ESTADO SÓLIDO FRICCIÓN-AGITACIÓN FSW (FRICTION STIR WELDING)**, aceptamos que la referida Tesis revisada y corregida, sea presentada por el alumno para aspirar al grado de Maestro en Tecnología de la Soldadura Industrial durante el Examen de Grado correspondiente.

Y para que así conste firmamos la presente a los 12 días del mes de enero del año 2010.



**Dra. Patricia del Carmen
Zambrano Robledo**
Presidente



Dr. Rafael Colás Ortiz
Secretario



Dr. Felipe Arturo Reyes Valdés
Vocal

ÍNDICE

SÍNTESIS	1
CAPÍTULO 1 INTRODUCCIÓN	2
1.1 Antecedentes	4
1.1.1 Problema	4
1.1.2 Justificación	4
1.1.3 Objetivos	4
1.1.4 Hipótesis	5
1.1.5 Beneficios	5
1.1.6 Aportaciones y Alcances	6
CAPÍTULO 2 ESTADO DEL ARTE	7
2.1 Soldadura por Fricción-Agitación (Friction Stir Welding, FSW)	7
2.1.1 Descripción del proceso	8
2.1.2 Variables de proceso	11
2.2 Metalurgia del titanio	12
2.2.1 Clasificación de las aleaciones de titanio	13
2.2.2 Transformaciones de fase en las aleaciones de titanio	16
2.3 Características de la aleación Ti- 6Al-4V	18
2.4 FSW en titanio y aleaciones de titanio	19
2.4.1 Caracterización de la herramienta para soldar aleaciones de titanio	20
2.4.2 metalurgia de la soldadura en las aleaciones de titanio	21
2.4.2.1 zona de agitación (ZA)	22
2.4.2.2 zona afectada termomecánicamente (ZAT)	24
2.4.2.3 zona afectada por el calor (ZAC)	24

CAPÍTULO 3 METODOLOGÍA	26
3.1 Materiales y equipo	26
3.1.1 Características metalúrgicas y mecánicas de la aleación Ti-6Al-4V.	26
3.1.2 Equipo de soldadura	30
3.2 Procedimientos de soldadura	32
3.3 Caracterización de las uniones	34
3.3.1 Caracterización macroestructural	34
3.3.2 Caracterización microestructural	35
3.4 Caracterización mecánica	35
3.4.1 Perfiles de microdureza	36
3.4.2 Ensayo de tensión	36
CAPÍTULO 4 ANÁLISIS DE RESULTADOS Y DISCUSIONES	38
4.1 Caracterización del proceso FSW	38
4.2 Efecto de las variables de proceso en la sanidad de la unión	45
4.3 Caracterización microestructural	47
4.3.1 zona de agitación (ZA)	48
4.3.2 Zona afectada termomecánicamente (ZAT)	50
4.3.3 Zona afectada por el calor (ZAT)	52
4.4 Evolución microestructural	53
4.5 Propiedades mecánicas	58
4.5.1 Perfil de microdureza	58
4.5.2 Resistencia a la tensión	61
4.6 Efecto de los parámetros de proceso con la microestructura y las propiedades mecánicas	64

CAPÍTULO 5 CONCLUSIONES	69
BIBLIOGRAFÍA	72
LISTADO DE FIGURAS	77
LISTADO DE TABLAS	80

SÍNTESIS

El creciente interés de la industria en extender el proceso de soldadura en estado sólido por Fricción Agitación, (Friction Stir Welding, FSW) a materiales de alta resistencia a altas temperaturas, como lo son las aleaciones de titanio, ha fomentado el reciente interés de los investigadores en esta área. La combinación de propiedades mecánicas a una atractiva relación peso/volumen, entre otras características como resistencia a la corrosión, hacen de las aleaciones de titanio y, particularmente la aleación Ti-6Al-4V, llamativa para la industria aeroespacial donde los estándares de calidad requieren de numerosas investigaciones antes de llevar a cabo su aplicación industrial.

En este documento, se incluye una breve descripción del proceso FSW, el cual ha sido considerado como el desarrollo tecnológico más importante de los últimos años. La metalurgia de las aleaciones de titanio también se encuentra dentro del contenido de este trabajo como parte fundamental para la comprensión de los fenómenos metalúrgicos que se llevan a cabo durante el proceso de soldadura, así como también una síntesis de algunos de los trabajos pioneros sobre FSW en las aleaciones de titanio.

Dentro del contenido de esta tesis, se presentan los resultados del trabajo experimental realizado en el centro de investigación GKSS Alemania con un sistema de soldadura Gantry, para obtener uniones sanas de la aleación Ti-6Al-4V mediante el uso de diferentes herramientas de soldadura. La caracterización tanto del proceso como microestructural son detalladas en donde se enfatizan las condiciones favorables para obtener resultados satisfactorios.

CAPÍTULO 1

INTRODUCCIÓN

Actualmente, la industria aeroespacial utiliza tecnología de unión mecánica (i.e., remache) para unir componentes metálicos en la fabricación de aviones comerciales, militares, etc [1]. Este tipo de tecnología continúa en uso debido a las ventajas que ofrece. Importantes tópicos que conciernen a este tema como iniciación de grieta, resistencia al crecimiento de grieta y corrosión en los orificios maquinados para el aseguramiento mecánico de dos o más componentes han sido ampliamente estudiados. Información concerniente a la tolerancia al daño, metodologías de predicción, procedimientos de operación y mantenimiento de estas estructuras han sido también exitosamente aprovechados por la industria aeroespacial [2].

La eliminación de remaches, tornillos de sujeción, etc. resulta en importantes reducciones en peso que se traducen directamente en la reducción de los costos de fabricación. Sin embargo, la aplicación de procesos de soldadura convencionales que replacen las tecnologías mecánicas de unión, en las aleaciones de titanio no es factible debido a que presenta algunos resultados indeseables que comúnmente acompañan a los procesos de soldadura por fusión; entre otros resultados indeseables, se encuentran la formación de

microestructuras frágiles de colado, porosidad, distorsión y esfuerzos residuales [3].

Para evitar problemas asociados con la fusión y la solidificación en la soldadura de materiales, las tecnologías en estado sólido parecen ser muy convenientes para ser utilizadas en las aleaciones de Titanio. Procesos de Soldadura por fricción [4] y Soldadura por fricción lineal [5] son empleados para soldar estas aleaciones. Desafortunadamente su uso está limitado a ciertas configuraciones geométricas de los materiales base aunado a la posterior eliminación de rebaba aglomerada durante el proceso y retenida en los materiales base.

Basado en el éxito de las uniones de Aluminio, Magnesio y Cobre por el proceso FSW, en los últimos años ha aumentado el interés de extender este proceso a materiales de alta resistencia. El proceso FSW produce microestructuras finas, poca distorsión y segregación en la zona de unión en las aleaciones de Titanio, lo que significa que la unión de estos materiales mediante FSW ofrece definitivamente más ventajas en comparación con los procesos de soldadura convencionales [1, 6, 7, 8].

Aunque pocos, algunos artículos publicados sobre la factibilidad del proceso FSW en aleaciones de Ti demuestran las ventajas de éste, e incluso reportan que las propiedades mecánicas de la unión son comparables a las propiedades de los materiales base. En adición, la optimización de los parámetros de proceso y el diseño de las herramientas del equipo se obtienen mediante prueba y error, lo que resulta en costosos procedimientos que requieren de tiempo, material y mano de obra. Por otro lado, la unión de aleaciones de Ti mediante FSW se encuentra actualmente en desarrollo y no está optimizada para ser utilizada en aplicaciones aeroespaciales de alto nivel.

1.1 ANTECEDENTES

1.1.1 Problema

La industria aeroespacial optimiza continuamente los vehículos que utiliza, dado el alto costo de los combustibles y la seguridad de los tripulantes. Las aleaciones base Ti, por su muy atractiva combinación en propiedades está siendo considerada para dichas aplicaciones, pese a que las metodologías clásicas de unión de estos materiales no es adecuada para la aplicación aeroespacial; es entonces que el proceso de soldadura Fricción-Agitación FSW, es una fuerte opción para la unión de aleaciones de Ti. Actualmente, el estudio del comportamiento metalúrgico y mecánico de componentes producidos mediante el proceso de soldadura en estado sólido FSW es muy escaso, por lo que es importante promover proyectos de investigación que cubran las demandas de la industria en esta área.

1.1.2 Justificación

El conocimiento del comportamiento metalúrgico y mecánico de las aleaciones base Ti bajo condiciones de soldadura en estado sólido FSW, permitirá el diseño de metodologías de unión adecuadas para su aplicación industrial.

1.1.3 Objetivos

- Obtener conocimiento acerca de la soldabilidad y la metalurgia de la soldadura de las aleaciones base Ti, mediante el proceso de soldadura en estado sólido FSW.
- Conocer y estudiar el impacto de las variables y los parámetros de proceso para el proceso FSW en las transformaciones de fase de las aleaciones base Ti.

- Iniciar el diseño de metodologías de unión de aleaciones base Ti por FSW.
- Formación de recursos humanos especialistas en el proceso FSW.
- Incrementar la productividad científica del posgrado en Tecnología de la Soldadura de COMIMSA.

1.1.4 Hipótesis

Las transformaciones de fase durante el proceso de unión de aleaciones base Ti, por el proceso de soldadura Fricción-Agitación FSW, son susceptibles a las variables de proceso, por lo que conociendo este comportamiento será posible contar con las bases de conocimiento para el posterior diseño de metodologías de unión de estos materiales unidos por el proceso de soldadura en estado sólido FSW.

1.1.5 Beneficios

Los principales beneficios que aporta esta investigación se suman en los siguientes puntos:

- Generación de conocimiento.
- Formación de recursos humanos.
- Productividad científica y tecnológica.
- Desarrollo de procesos de unión por soldadura en estado sólido.
- Mejora en el desempeño de las metodologías de manufactura de vehículos aeroespaciales.

1.1.6 Aportaciones y alcances

- Se aportará conocimiento del tema, así como el desarrollo de tecnología para la industria aeroespacial, la formación de recursos humanos así como la vinculación entre COMIMSA y GKSS.
- El alcance del proyecto es conocer el comportamiento metalúrgico y mecánica de las aleaciones base Ti, cuando son soldadas por el proceso de Fricción-Agitación.

CAPÍTULO 2

ESTADO DEL ARTE

2.1 Soldadura por Fricción-Agitación (Friction Stir Welding, FSW)

El proceso de soldadura Fricción-Agitación (FSW), es un proceso de soldadura en estado sólido creado a principios de la última década por el TWI "Technological Welding Institute" considerado como el desarrollo tecnológico en unión de metales más importante de la década. Al igual que otros procesos de soldadura en estado sólido (explosión, ultrasónica, fricción, difusión, etc.) las ventajas que ofrece FSW están directamente relacionadas a la temperatura de trabajo, por debajo del punto de fusión de los materiales base, que evita la formación de defectos durante la solidificación, así como los gradientes de temperatura que resultan en esfuerzos residuales de importante magnitud y en la formación de microestructuras que degradan las propiedades mecánicas del metal base. Desde su invención en 1991, FSW ha sido ampliamente usado para soldar componentes metálicos ligeros, difíciles de soldar mediante procesos de soldadura convencionales o con limitada soldabilidad (aluminio, magnesio e incluso cobre y algunas de sus aleaciones), debido a que FSW es un proceso

de relativo bajo costo, versátil, y ofrece mayor productividad industrial en comparación con los procesos de soldadura en estado sólido.

2.1.1 Descripción del proceso

La unión de los componentes metálicos se lleva a cabo mediante un proceso termomecánico producido por una herramienta cilíndrica rotatoria compuesta de dos cuerpos cilíndricos concéntricos y constituye la parte fundamental del proceso; la configuración de la herramienta se muestra en la Figura 1. El cilindro de menor diámetro consta de un perno el cual es generalmente conocido como "pin" y el cilindro de mayor diámetro es un componente de apoyo denominado hombro que produce el confinamiento de material y evita que sea expulsado hacia la superficie.

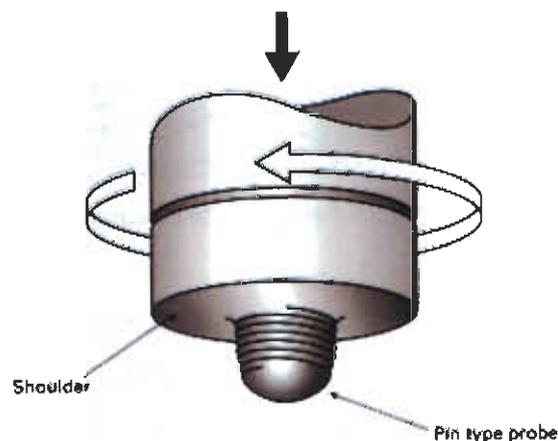


Figura 1. Herramienta rotatoria del proceso FSW.

La etapa inicial del proceso ocurre cuando la herramienta en rotación penetra el material base, bajo la acción de varias fuerzas, hasta un punto en donde el hombro hace contacto con la superficie del mismo como se muestra en la Figura 2. La herramienta cumple dos funciones primordiales: la generación de calor como resultado de la fricción entre el hombro y el material base (siendo ésta la mayor fuente de generación de calor) y el flujo de material a causa del movimiento y avance de ésta [13]. El calentamiento y la deformación del

material a causa de la rotación de la herramienta (principalmente del pin) promueven un comportamiento plasto-viscoso del material que favorece el flujo del mismo cuando la herramienta rotatoria se desplaza a lo largo de la junta originando una gran cantidad de deformación plástica, al mismo tiempo que el material es transportado desde el frente de la herramienta hacia la parte trasera de la misma, ver el esquema de la Figura 3. Se considera que este mecanismo de flujo consolida la unión de los materiales base mediante la extrusión y forja del material a altas velocidades de deformación [14].

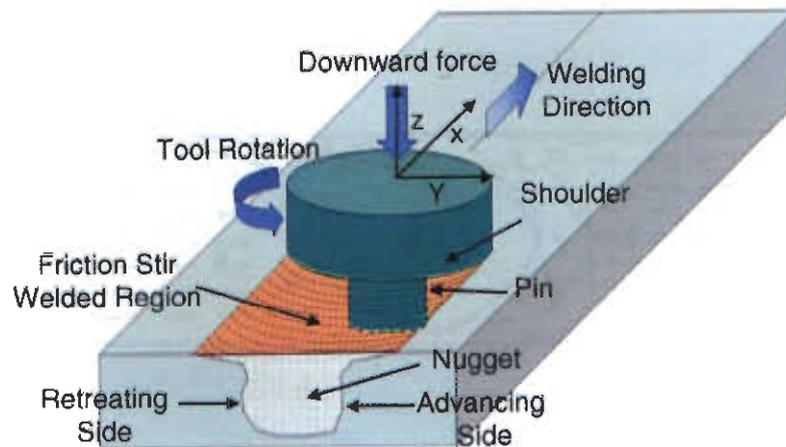


Figura 2. Representación esquemática del proceso FSW.

El proceso FSW produce una unión con diferentes zonas bien definidas conocidas como Zona Afectada por el Calor (ZAC), Zona Afectada Termomecánicamente (ZAT) y la Zona de Agitación (ZA), como se muestra en la Figura 4.

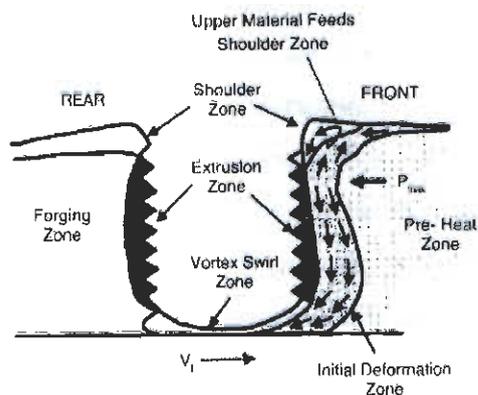


Figura 3. Representación del flujo de material visco-plástico.

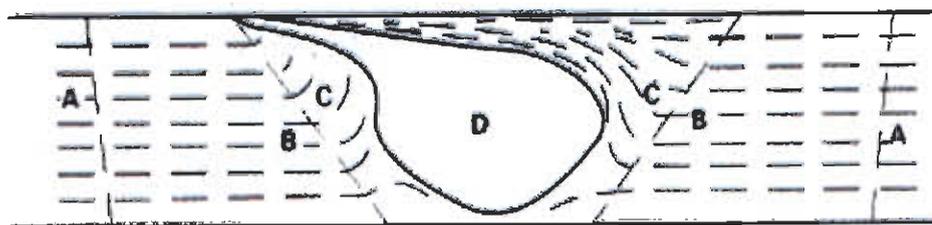


Figura 4. Diferentes zonas metalúrgicas típicas de una unión producida por el proceso FSW. A; Metal base; B, Zona afectada por el calor; C, Zona afectada termomecánicamente, D; Zona de agitación.

La ZAC es muy similar a la zona afectada por el calor generada por los procesos de soldadura de fusión convencionales aunque la máxima temperatura que alcanza la primera está muy por debajo de la temperatura "sólidus" del material base. La ZA sin embargo, experimenta el mayor grado de deformación y calentamiento generado por ambos fenómenos fricción y deformación; los fenómenos de recristalización que se llevan a cabo en esta zona, resultan en la generación de una microestructura fina equiaxial en comparación a la microestructura del material base. La ZAT se localiza entre la ZAC y la ZA; la característica principal de esta zona es la retención de la microestructura original en un estado de elongación ascendente, que tiende a seguir la dirección del flujo de la deformación alrededor de la zona central.

Además de las zonas metalúrgicas ya definidas, existen otras dos características particulares de este tipo de uniones. El lado del material base en donde la dirección de rotación de la herramienta es igual a la dirección de avance se le conoce como Sitio de Avance (SA); el lado opuesto se conoce como Sitio de Retroceso (SR) (esquema de la Figura 2), y dependen de la asimetría de la transferencia de calor, el flujo de material y de las propiedades de los materiales base en el caso de uniones disímiles [14].

El proceso FSW involucra diferentes y complejas interacciones entre varios procesos termomecánicos que se llevan a cabo simultáneamente. Dichas interacciones afectan las velocidades de calentamiento y enfriamiento, diferentes transformaciones de fase en estado sólido, así como otros procesos metalúrgicos, deformación plástica y flujo de material, fenómenos de restauración como recristalización y recuperación, que en conjunto determinarán la integridad mecánica de la unión.

2.1.2 Variables de proceso

Las principales variables independientes que controlan la sanidad de la unión son: velocidad de avance de la herramienta, velocidad de rotación de la herramienta, fuerza axial o presión ejercida sobre la herramienta durante el proceso, el ángulo de inclinación y el diseño de la herramienta. La velocidad de generación de calor, el perfil de temperatura, la velocidad de enfriamiento y la fuerza de torque dependen de las primeras, sin embargo éstas determinan la evolución microestructural de la unión y sus propiedades y/o características mecánicas [14].

La interacción de los parámetros del proceso resulta en la cantidad de calor que se genera, debido a la magnitud de la fricción con respecto al tiempo de trabajo de la herramienta en un mismo punto. Así, es comprensible el efecto de unos sobre otros, por ejemplo: el aumento de la temperatura va acompañado con el aumento en la velocidad de rotación y en la fuerza axial (debido a que la

magnitud de la fricción es mayor), por otro lado disminuye ligeramente con el aumento de la velocidad de avance (disminuye el tiempo en el que la herramienta tiene un efecto sobre el material base). Sin embargo el efecto de los parámetros de proceso, su impacto sobre las características de la unión y su optimización son objeto de diversos estudios debido al tamaño y a la complejidad que envuelve este tema.

El diseño de ambos componentes de la herramienta constituye una variable de gran importancia debido a que promueve la generación de calor, el flujo plástico y la uniformidad de la unión. Hasta ahora no existe suficiente información disponible que permita la profunda comprensión sobre este tema; sin embargo, investigadores por parte del TWI, se han encargado en los últimos años de estudiar y desarrollar diferentes diseños de herramientas combinando el tamaño y las características de sus componentes [15]. Estas configuraciones, han permitido soldar diferentes tipos de juntas, así como la optimización de la unión incrementando la velocidad de la generación de calor, el transporte de material, la cantidad de material en deformación, la agitación, entre otros.

2.2 Metalurgia del titanio

El titanio en su estado puro posee dos estructuras cristalinas: una estructura cúbica centrada en las caras (bcc) estable a altas temperaturas denominada β , y una estructura cristalina hexagonal compacta (hcp) estable a temperatura ambiente denominada α , ambas estructuras están ilustradas en la Figura 5. La transformación alotrópica, de una estructura a otra, se lleva a cabo a una temperatura aproximada de 882°C y es sensible en gran magnitud a los elementos de aleación que contenga el titanio [16].

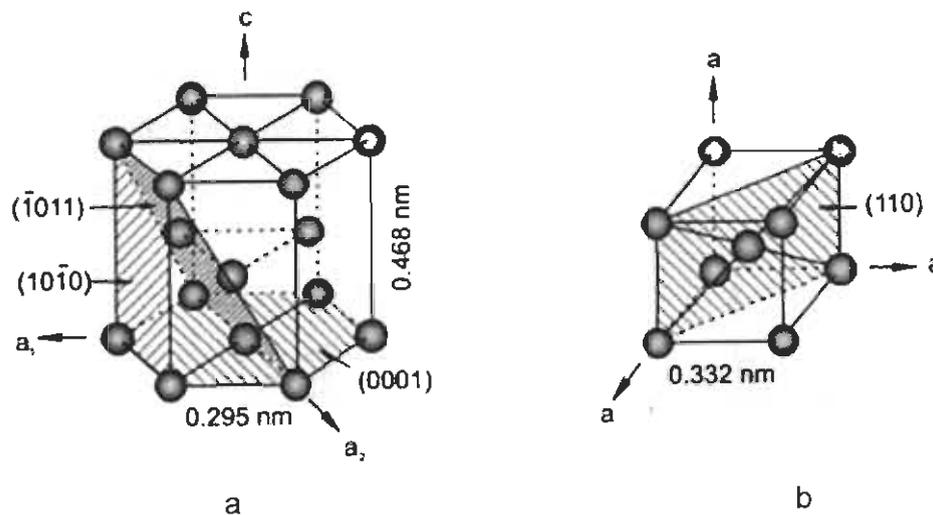


Figura 5. Estructuras cristalográficas del titanio; a) Hexagonal compacta; b) Cúbica centrada en el cuerpo.

Los elementos de aleación constituidos en las aleaciones de titanio, generalmente se clasifican como estabilizadores de α y estabilizadores de β , dependiendo de su efecto sobre la temperatura de transformación α/β , (por arriba o por debajo de 882°C); a esta temperatura se le conoce como "T-transus, $T\beta$ ". Los elementos que estabilizan la fase α (aluminio, oxígeno, nitrógeno), extienden el dominio de α a altas temperaturas, mientras que elementos como zirconio y estaño poseen un efecto mínimo sobre la temperatura de transformación, por lo que se consideran elementos neutros. Los elementos que estabilizan la fase β se dividen en dos grupos: elementos como Va y Mo que son miscibles en la fase β y que extienden el dominio β a bajas temperaturas y elementos que forman sistemas eutécticos con el titanio (Mn, Fe, Cr, Co, Ni, Cu y Si) [16].

2.2.1 Clasificación de las aleaciones de titanio

Debido a que la composición química de las aleaciones de titanio determina en gran medida la fracción de volumen de las fases α y β , las aleaciones de titanio se clasifican en aleaciones α , $\alpha + \beta$ y β (de acuerdo a la cantidad de

elementos de aleación que las componen), con una subdivisión de aleaciones en casi α y casi β . Sin embargo, en la práctica comercial esta subdivisión es poco frecuente. En el esquema de la Figura 6 se puede ver, de manera general, la influencia de los elementos de aleación.

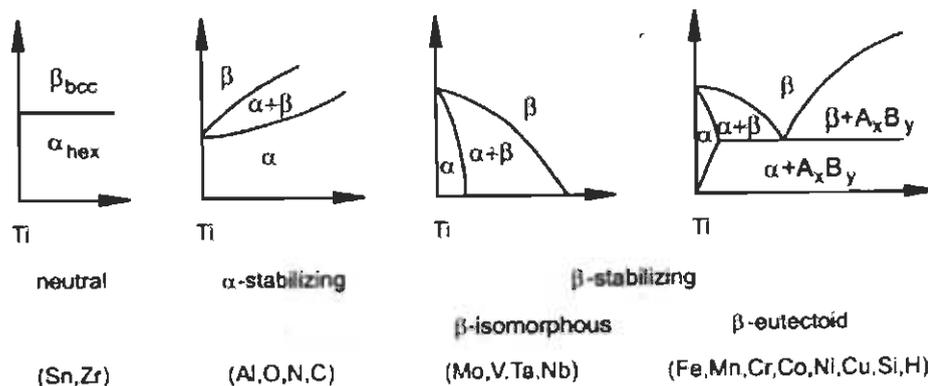


Figura 6. Influencia de los elementos de aleación sobre el diagrama de fase de las aleaciones de titanio.

Titanio puro (Cp-Ti, commercially pure titanium). Está constituido por un contenido de titanio de alrededor de 98 a 99.5% y es ampliamente usado por su alta resistencia a la corrosión en aplicaciones donde considerable resistencia sea necesaria [17]. Los diferentes grados de esta aleación están determinados por la cantidad de impurezas que contiene (O y Fe principalmente) y que determina las características mecánicas de cada uno de los grados (en un rango de resistencia a la tensión desde 170 MPa a 485MPa, [17]). A temperatura ambiente está constituido por 100% de fase α , aunque con el incremento de impurezas se pueden encontrar mínimas cantidades de β .

Aleaciones alfa (α). Tenacidad, soldabilidad, alta resistencia a la tensión y a la deformación a altas temperaturas son las propiedades que caracterizan a este grupo de aleaciones constituidas por una estructura hexagonal compacta, ya que contienen un número importante de estabilizadores de la fase α . Su campo de aplicación se extiende a operaciones que se realizan a alta temperatura. Algunas de estas aleaciones contienen pequeñas cantidades de

elementos estabilizadores de la fase β y se consideran aleaciones casi α ; sin embargo, su comportamiento mecánico es muy similar al de las aleaciones α [18].

Aleaciones alfa + beta ($\alpha+\beta$). Los sistemas $\alpha+\beta$ contienen uno o más elementos estabilizadores de la fase α , e. g. Al, más uno o más elementos estabilizadores de la fase beta β . A consecuencia de esta combinación, es relativamente fácil alcanzar la temperatura de transformación $T\beta$ y por lo tanto la formación homogénea de β durante el calentamiento. Finalmente, durante el enfriamiento una cantidad importante de la fase β sin transformar se mantiene estable / metaestable a temperatura ambiente. Las propiedades mecánicas de estas aleaciones son definidas durante el procesamiento de fabricación de acuerdo a la cantidad de trabajo en caliente que se suministra a la aleación (proceso termomecánico), seguido por un tratamiento de solución y envejecimiento en donde el tiempo y la temperatura son factores críticos que determinan la microestructura y las propiedades finales de la aleación [16]. Como resultado del proceso de fabricación, las aleaciones $\alpha + \beta$ pueden ser producidas con 3 tipos de microestructura diferentes: α -laminar, α -equiaxial y dúplex (α -laminar+ α -equiaxial + β); las cuales tienen un impacto no sólo en las propiedades mecánicas de estas aleaciones, sino también en la evolución microestructural durante procesos de soldadura.

Aleaciones beta (β). Estas aleaciones retienen un 100% de β a temperatura ambiente debido a que los elementos de aleación que las constituyen suprimen la temperatura de transformación $T\beta$ [18]. La estructura hexagonal compacta de estas aleaciones deriva en ductilidad, tenacidad relativa baja resistencia a la tensión y excelente formabilidad; sin embargo, por ser una estructura metaestable, bajo condiciones de trabajo en frío o a relativa baja temperatura, una transformación parcial a fase α se puede llevar a cabo y modificar las propiedades mecánicas originales.

2.2.2 Transformaciones de fase en las aleaciones de titanio

A causa de la presencia de las dos formas alotrópicas del titanio, la transformación α/β se lleva a cabo durante un ciclo térmico cuando se alcanza la temperatura de transformación T_β . Durante el enfriamiento, la transformación $\beta \rightarrow \alpha$ puede ocurrir por la difusión ordenada de los átomos, mediante procesos de nucleación y crecimiento o por una transformación adifusional martensítica que depende de la velocidad de enfriamiento y la composición de la aleación.

Mediante un enfriamiento relativamente lento por encima de la temperatura de transformación (en la región bifásica $\alpha+\beta$), se forma una estructura widmanstätten que consiste en placas o láminas paralelas de α delineadas y confinadas por granos de β [16], observar la micrografía en la Figura 7.

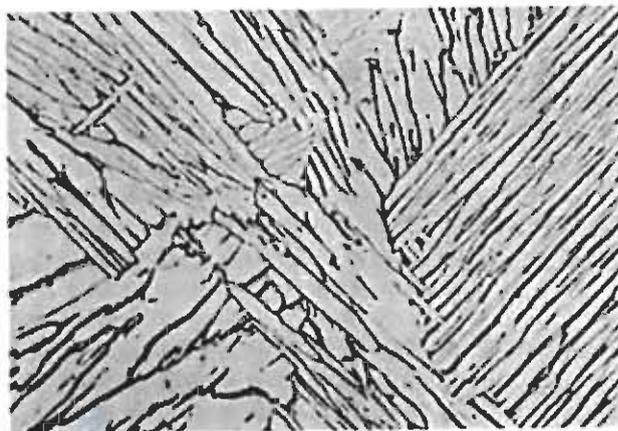
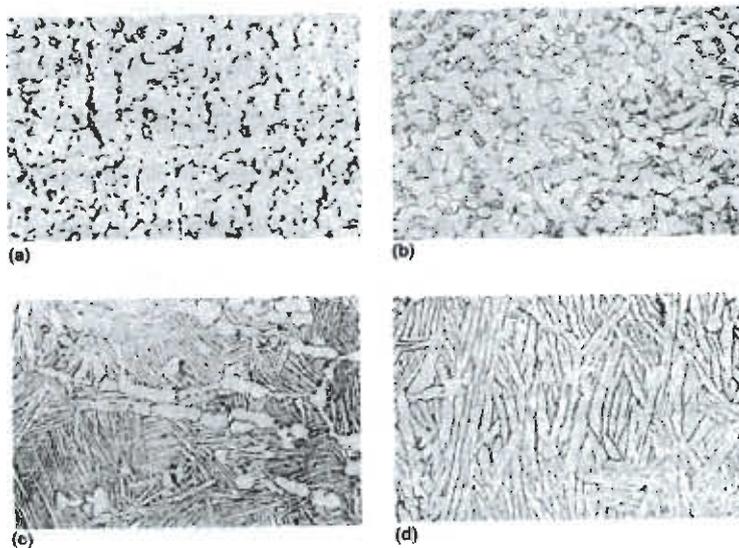


Figura 7. Típica estructura widmanstätten de las aleaciones $\alpha+\beta$. La fase α se observa en color claro y la fase β en oscuro [16].

Por otro lado, durante un enfriamiento relativamente rápido, β se descompone mediante una reacción martensítica en microestructuras hexagonales α' y/o ortorrómbicas α'' , dependiendo de la composición química de la aleación y de la temperatura de la que parte el enfriamiento; sin embargo, estructuras con morfología acicular o laminar también se pueden presentar (sin que la transformación martensítica se lleve a cabo) como productos de transformación fuera del equilibrio [16]. Diferentes morfologías de estas

transformaciones se presentan en la Figura 8; (8a), α -equiaxial con una mínima cantidad de β intragranular; (8b), α -equiaxial y α -acicular con una mínima cantidad de β intragranular; (8c), α -equiaxial en una matriz de α -acicular; (8d), α -equiaxial en pequeñas cantidades en una matriz de α -acicular; (8e), α -acicular con α en los límites de previos granos β ; (8f), colonias de α -acicular con α en los límites de grano β previos a la transformación.

La martensita hexagonal se puede observar en dos diferentes morfologías: laminar o compacta, la cual es se presenta sólo en las aleaciones de titanio puro o en aleaciones muy dúctiles; y acicular que consiste en una mezcla de placas individuales. A diferencia de la martensita hexagonal; con un incremento en el contenido de soluto, la estructura típica hexagonal de la martensita se deforma y es entonces cuando se define como martensita ortorrómbica.



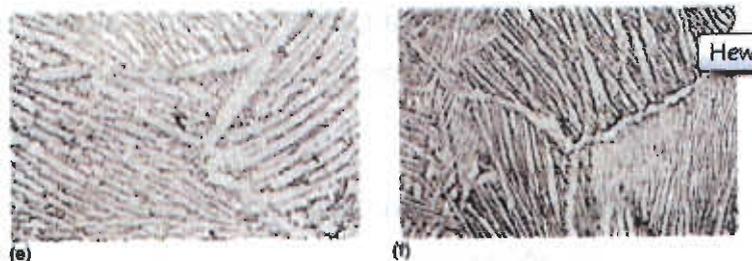


Figura 8. Diferentes representaciones metalúrgicas de las aleaciones $\alpha+\beta$ obtenidas a partir de diferentes parámetros de procesamiento [16].

2.3 Características de la aleación Ti-6Al-4V

La aleación Ti-6Al-4V es una aleación de titanio grado 5 del tipo $\alpha + \beta$ y es una de las aleaciones de titanio más utilizada tanto en aplicaciones biomédicas como industriales. Contiene un porcentaje en peso del 6% de aluminio, 4% vanadio y presenta una interesante relación entre resistencia y tenacidad, así como también buena estabilidad mecánica a temperaturas por arriba de los 400°C. Su resistencia a la cedencia es de 1000 MPa aproximadamente, sin embargo, la presencia de elementos de aleación alfaógenos (estabilizadores de α), incrementan su resistencia a la cedencia, mientras que elementos de aleación que estabilizan β , la reducen [22].

En comparación a la mayoría de las aleaciones estructurales de titanio, la aleación Ti-6Al-4V es considerada una de las aleaciones con mayor grado de soldabilidad. Sus características de soldabilidad son atribuidas principalmente a dos factores:

- La morfología laminar martensítica (α') que se forma a partir del rápido enfriamiento producido por el proceso de soldadura posee niveles de fragilidad y dureza menores, a diferencia de las aleaciones $\alpha + \beta$ con mayor número de elementos estabilizadores β .

- Las aleaciones Ti-6Al-4V presentan un relativamente pobre endurecimiento, lo que permite la formación a proporciones más grandes de α Widmanstätten + una estructura β retenida, aún a relativas altas velocidades de enfriamiento.

A pesar de su grado de soldabilidad, los procesos de soldadura convencionales comúnmente generan segregación durante la solidificación, daño por hidrógeno, agrietamiento, discontinuidades y/o la presencia de otros defectos. Por otro lado, las aleaciones Ti-6Al-4V han sido exitosamente soldadas por procesos de soldadura en estado sólido, particularmente si se trata de estructuras complejas para aplicaciones aeroespaciales [23].

2.4 FSW en titanio y aleaciones de titanio

A pesar de que la soldadura por FSW en las aleaciones de titanio no ha sido ampliamente estudiada (a diferencia de las aleaciones de aluminio), en los últimos años se han publicado algunos resultados interesantes:

Lee y colaboradores [9], reportaron la evolución microestructural y las propiedades mecánicas de la unión de titanio comercial puro con el uso de una herramienta de TiC sinterizado; Fonda et al. [10], trabajaron con una aleación Ti-511 donde analizaron los cambios microestructurales que se generaron durante el proceso FSW; Reynolds et al. [11] estudiaron la factibilidad de producir uniones en las aleaciones Ti-21S sobre un amplio rango de velocidades de avance, así como la evolución en la textura cristalográfica durante el proceso FSW. Juhas [12], reportó las características microestructurales de la ZC y la ZAT en la aleación Ti-6Al-4V. John et al. [1], demostraron que la presencia de esfuerzos residuales en la unión de la misma aleación, tiene un gran impacto sobre velocidad de crecimiento de grietas por fatiga. Estos estudios aportan aunque no suficiente, valiosa información sobre la microestructura de las uniones en las aleaciones de titanio mediante el proceso FSW en relación a sus propiedades mecánicas; sin embargo, su estudio y

análisis debe ser extendido, así como promover la investigación en temas relacionados al desgaste de la herramienta.

2.4.1 Características de la herramienta para soldar aleaciones de titanio

Debido a que el proceso de FSW se lleva a cabo a temperaturas en un rango de entre el 70% y 90% del punto de fusión de los materiales base y diferentes fuerzas se ejercen sobre éstos [19], es indispensable que la herramienta sea capaz de soportar la carga de compresión cuando hace contacto con los materiales base, así como mantener la resistencia en compresión y al corte a elevadas temperaturas que evite la fractura de ésta y/o su deformación durante el proceso. El titanio y sus aleaciones presentan una alta resistencia a la deformación a elevadas temperaturas [19]; el esfuerzo y la deformación que se produce en el primer contacto entre la herramienta y los materiales base son suficientes para provocar la ruptura de la herramienta, por lo que es indispensable que la herramienta cuente con adecuada tenacidad y resistencia a la oxidación. Por otro lado, es necesario que el material de la herramienta posea buena conductividad térmica, así como también contar con un sistema de enfriamiento para prevenir el daño al soporte de la herramienta y dañar el equipo. También es importante considerar que debido a algunos cambios metalúrgicos en la herramienta como envejecimiento, recocido, recuperación de dislocaciones, transformaciones de fase, etc., pueden debilitar la integridad mecánica de la herramienta.

Algunas herramientas de materiales refractarios como TiC sinterizado, tungsteno y molibdeno han sido utilizadas previamente en el proceso FSW [4, 8, 11], desafortunadamente los detalles son limitados. No obstante, el tungsteno presenta buena resistencia a altas temperaturas, aunque adiciones de Renio en un 25% aumentan la resistencia a la fractura y mejoran la resistencia al desgaste en comparación a las herramientas fabricadas de tungsteno puro [19]. Con base en un estudio realizado por Pilchak y colaboradores [10] sobre la

unión de una aleación de Ti-6Al-4V con una herramienta W25%-Re (Tungsteno con adiciones de 25% Renio), reportan que en el SA se produce un severo desgaste debido a que el flujo de material en esta área es más turbulento; encontraron una fracción importante de micropartículas ricas en tungsteno como evidencia del desgaste.

Por otro lado, las herramientas abrasivas de PCBN (polycrystalline cubic boron nitride) se han utilizado en los últimos años en el proceso de FSW para unir aleaciones que presentan resistencia a alta temperatura, sin embargo, su uso se ha limitado en titanio puro. Yu Zhang et al. [20] reportan una disminución importante en las dimensiones de la herramienta, además de que se encontraron residuos de la herramienta en la microestructura de la unión a consecuencia del desgaste de la misma.

A pesar de que ambos materiales (refractarios y abrasivos) poseen propiedades mecánicas superiores, su fabricación es compleja principalmente cuando se requieren de configuraciones especiales que resultan en altos costos de manufactura, por lo que frecuentemente se sacrifica durabilidad por precios razonables.

2.4.2 Metalurgia de la soldadura en las aleaciones de titanio

Las transformaciones de fase que toman lugar durante el proceso FSW generalmente se llevan a cabo bajo procesos fuera del equilibrio. Aunque en comparación con los procesos de soldadura convencionales, las velocidades de enfriamiento son relativamente bajas, dando lugar a la formación de microestructuras con diferentes morfologías: finas, gruesas, laminares, equiaxiales, etc. En las siguientes páginas se describen algunos de los resultados que se han obtenido tras estudiar la evolución microestructural de las aleaciones de titanio como resultado del proceso FSW.

2.4.2.1 Zona de agitación (ZA)

La zona de agitación está constituida por el área central que ha sido completamente transformada mediante procesos de recristalización dinámica producidos por la intensa deformación plástica que es generada por la herramienta. En las aleaciones $\alpha+\beta$, la microestructura consiste en límites de grano α que delimitan los granos β previos a la transformación, los cuales varían en tamaño y contienen colonias de estructuras laminares alternadas compuestas por α acicular y β . [1, 5, 8, 19]. Ver Figura 9.

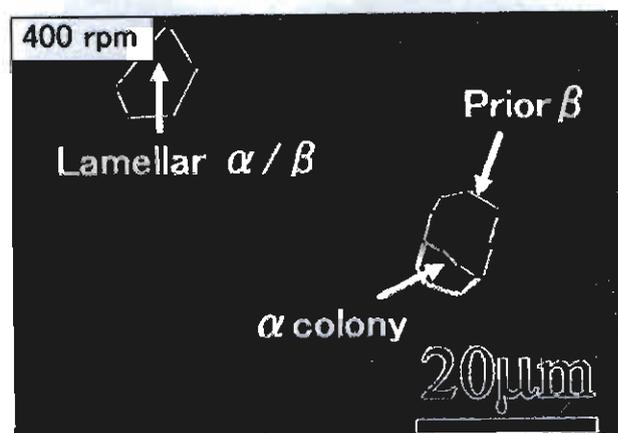


Figura 9. Imagen obtenida por Microscopía Electrónica de Barrido en donde se observa la microestructura de la ZA en una aleación $\alpha+\beta$ [8].

En las aleaciones de titanio puro, la microestructura está comúnmente formada por finos granos de α rodeados por límites de grano serrados [20, 9], debido a que en las aleaciones de titanio puro no se lleva a cabo transformación alotrópica alguna bajo rápidos ciclos térmicos como se muestra en la micrografía de la Figura 10. Yu Zhang y colaboradores [20], reportaron que el tamaño de grano promedio de los granos α es aproximadamente homogéneo en la zona de agitación (alrededor de $13\ \mu\text{m}$, en comparación con $25\ \mu\text{m}$ en el metal base), tanto en la parte superior e inferior, así como en las zonas SA y SR; mientras que las aleaciones $\alpha+\beta$ presentan una microestructura heterogénea en toda la ZA. Las zonas SA y SR están formadas por granos más pequeños que los granos de β previos a la transformación debido a que durante

el proceso de FSW la temperatura en el centro de la ZA es mayor que en las zonas SA y RS, y por lo tanto promueve el crecimiento de β en esta área. En la parte superior e inferior de la ZA, la microestructura es más fina que en el área central de la ZA puesto que la rápida extracción de calor por conducción y convección acelera el enfriamiento evitando el crecimiento de los granos en la microestructura [19].



Figura 10. Microestructura α de una aleación de titanio puro [9].

De acuerdo con observaciones microestructurales, no han sido observados productos de transformación martensítica [1, 5, 8, 9], por lo que los fenómenos de nucleación y crecimiento de α durante el enfriamiento se llevan a cabo después del suficiente subenfriamiento por nucleación en los puntos triples y límites de grano de los granos de β previos a la transformación. Posteriormente, α crece hasta cubrir los límites de grano de β . Con el subsecuente enfriamiento, una estructura acicular de α crece a partir de los límites de grano dentro de los granos iniciales de β (o límites de grano β previos a la transformación como se ilustra esquemáticamente en la Figura 11) con una interface definida como Relación de Orientación Burgers (BOR) [17] en colonias de estructuras laminares alternadas.

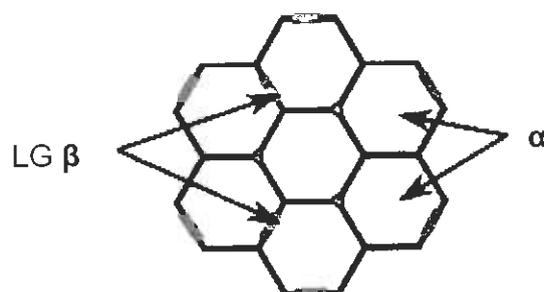


Figura 11 Representación esquemática a temperatura ambiente de los límites de grano β previos a la transformación.

2.4.2.2 Zona afectada termomecánicamente (ZAT)

No se ha reportado una clara presencia de la ZAT en las aleaciones de titanio. Sin embargo, existe una estrecha región de deformación entre la ZA y los materiales base [4, 6, 19] formada a causa del enfriamiento casi instantáneo sin la disipación del calor a través de la zona de unión o a través de los materiales base debido a la baja conductividad térmica que poseen las aleaciones de titanio (17W/mK aprox.) en comparación a las aleaciones de aluminio (120W/mK). Sin embargo, en el trabajo de Lienert et al. [19], se observa una región de aproximadamente 104 μm de longitud formada por granos elongados en dirección paralela a la junta como evidencia de la deformación durante el proceso FSW.

2.4.2.3 Zona afectada por el calor (ZAC)

De acuerdo con el trabajo de Lienert [19], no existe evidencia microestructural de que ocurra una transformación completa a β [8, 19], por lo que la temperatura que alcanza esta región está justo por debajo de la temperatura de transformación. Lienert [19], describe en su trabajo que durante el calentamiento, la fase β presente en la ZAT experimenta un crecimiento en cuanto a tamaño de grano, al mismo tiempo que algunos granos de α sin transformar permanecen en la región que corresponde tanto a la ZAT como a la ZAC; durante el enfriamiento, una porción de β transforma a α a lo largo de los límites de grano de β previos a la transformación. Posteriormente α acicular

crece en el interior de esos granos durante el enfriamiento generando así una estructura bimodal compuesta por colonias laminares de α acicular + β y α alotrófica.

CAPÍTULO 3

METODOLOGÍA

El diagrama de flujo de la Figura 12 esquematiza la metodología propuesta para este estudio, en donde se explican, de manera general, los procedimientos de la investigación. La información particular de cada procedimiento se detalla en los subtemas del mismo capítulo.

3.1 Materiales y Equipo

3.1.1 Características metalúrgicas y mecánicas de la aleación Ti-6Al-4V

El material base utilizado en esta investigación corresponde a una aleación de titanio $\alpha + \beta$ grado 5 (Ti-6Al-4V) en placa de 2.5 mm de espesor con una microestructura completamente equiaxial. La identificación de la dirección de laminación se llevó a cabo para tener en cuenta la dirección en que se lleva a cabo la soldadura de los materiales base y su posterior caracterización, un esquema de la dirección de laminación y la dirección transversal se presenta en la Figura 13(b).

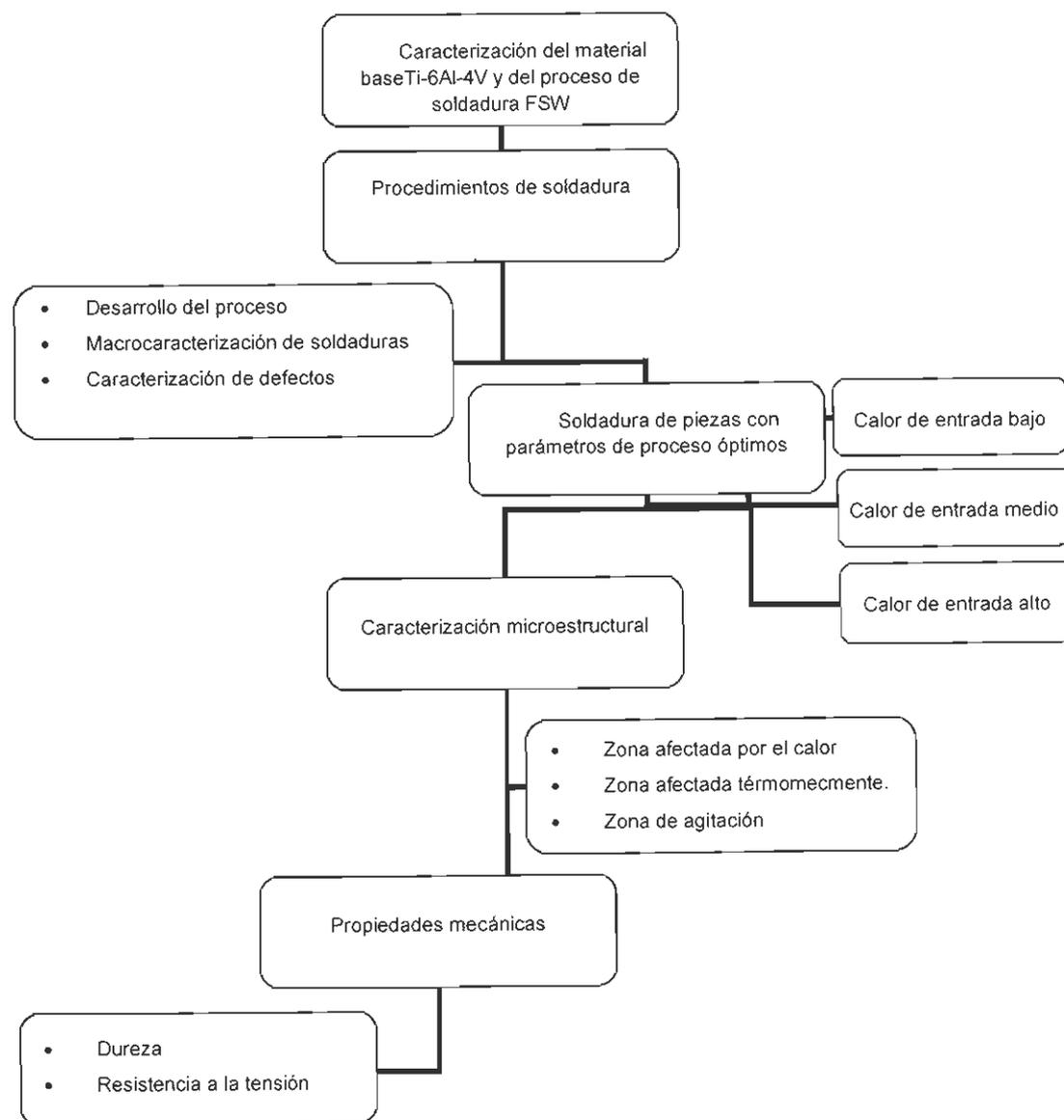


Figura 12. Diagrama de flujo de la metodología propuesta en esta investigación.

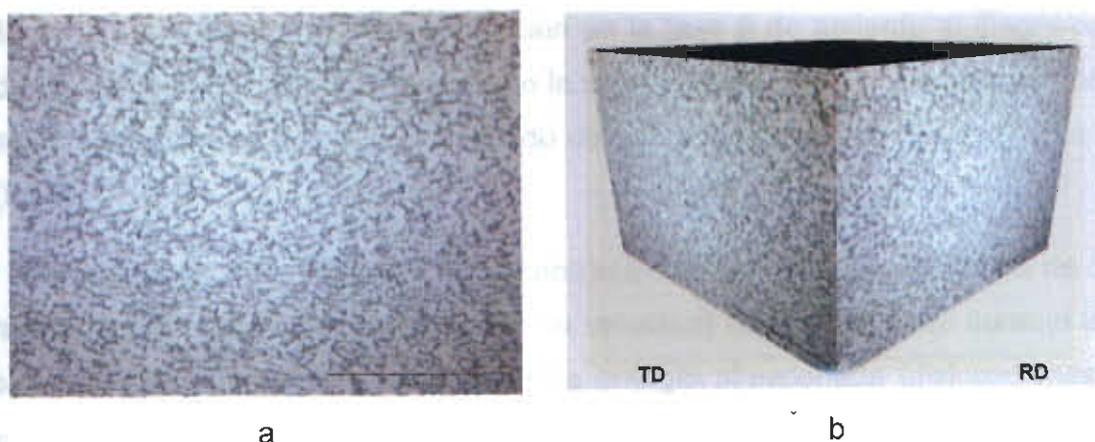


Figura 13(a). Microestructura del material base a 500X. 13(b) Identificación de la dirección de laminación a 500X.

En la Figura 13(a) se observa la microestructura de la aleación Ti-6Al-4V la cual consiste en una matriz α con morfología equiaxial. La fase β intergranular corresponde a las zonas oscuras de la Figura 13(a).

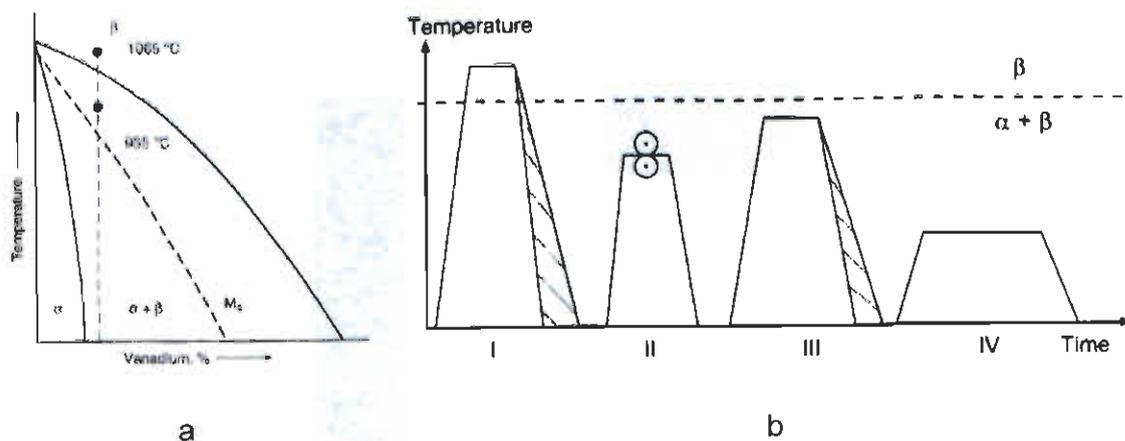


Figura 14 (a). Diagrama pseudo-binario de la aleación Ti-6Al-4V. Los puntos oscuros indican las diferentes temperaturas durante el proceso de fabricación. 14(b) Representación esquemática de la ruta de procesamiento de las aleaciones $\alpha + \beta$ con microestructura equiaxial gruesa a baja temperatura y velocidad de recristalización [18]. II, Homogenización; II, Deformación; III, Recristalización; IV, Relevado de esfuerzos.

La microestructura equiaxial de la aleación Ti-6Al-4V se originó como resultado de una ruta de procesamiento comprendida en 4 etapas como se

ilustra en la Figura 14b: homogenización en la fase β de acuerdo al diagrama de equilibrio Ti-6Al, (I); deformación en la zona bifásica $\alpha+\beta$ (II); recristalización en la zona bifásica $\alpha+\beta$ (III); y relevado de esfuerzos para concluir el proceso (IV).

Al término del tratamiento de homogenización se obtiene una estructura de α laminar cuyo tamaño se determina por la velocidad de enfriamiento; durante la subsecuente deformación, la cantidad de energía almacenada (dislocaciones) en la estructura de α laminar es tal, que se lleva a cabo la recristalización completa de α y β durante la etapa III del proceso, ver figura 14b. La recristalización se lleva a cabo a una temperatura relativamente baja de tal forma que la fracción de volumen en equilibrio de la fase α a esa temperatura es lo suficientemente alta para formar una microestructura completamente equiaxial a partir de la estructura laminar. Durante esta etapa, la fase α penetra a lo largo de los límites de grano β/β debido a una baja velocidad de enfriamiento, causando la separación de los granos de β en la microestructura final, como se observa en la Figura 15.

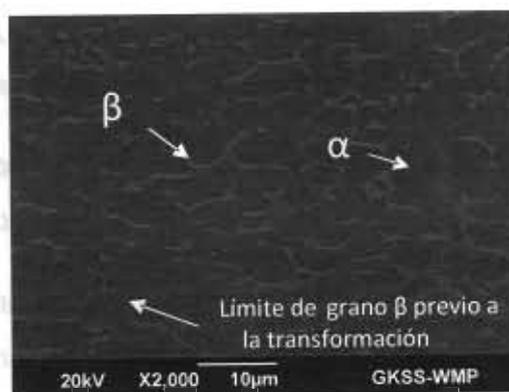


Figura 15. Microestructura del material base Ti-6Al-4V.

La fase α corresponde al 95.6% de la aleación, mientras que la fase β corresponde al 4.4%. En las tablas 1 y 2 se encuentran algunas de las propiedades mecánicas del material base y la composición química que corresponde a la aleación Ti-6Al-4V respectivamente.

Tabla 1. Propiedades mecánicas de la aleación Ti-6Al-4V.

Resistencia a la Tensión (Mpa)	Esfuerzo de cedencia (MPa)	Elongación (%)	Dureza (HV)
1040	1008	14.1	331

Tabla 2. Comp. Química correspondiente a la aleación Ti-6Al-4V[Ref 24]; (% en masa).

Al	Fe	V	O	N	Ti
6	0.25 max	4	0.19 max	0.016	Balance

Tres muestras de material Ti-6Al-4V se enviaron a análisis químico para cuantificar el contenido de gases. Los resultados de la Tabla 2 representan el promedio de las muestras analizadas por cromatografía de gases.

3.1.2 Equipo de soldadura

El material base se soldó mediante un equipo de Soldadura por Fricción-Agitación Gantry compuesto principalmente por un soporte rígido de acero y una viga transversal sujeta al soporte que permite el desplazamiento vertical del eje; en este último se sujetan los componentes de la herramienta de soldadura.

El sistema Gantry se ilustra en la Figura 16. Algunas de las especificaciones importantes del equipo son:

- Fuerza axial de aproximadamente 60 kN.
- Fuerza longitudinal de aproximadamente 20 kN.
- Velocidades de avance de entre 0.1 y 8 m/min.
- Velocidades de rotación desde 200 a 6000 rpm.
- Máxima longitud al soldar: 2500 mm.



Figura 16. Equipo de Soldadura FSW Gantry utilizado en esta investigación, el equipo se encuentra ubicado en el departamento WMP del centro de investigación GKSS.

En el recuadro rojo de la Figura 16, se observa que la herramienta se encuentra protegida por una estructura metálica, la cual contiene el suministro de gas inerte. El argón utilizado durante el proceso crea una atmósfera protectora inerte en las áreas adyacentes a la herramienta que evita la oxidación del material base durante el proceso, ya que el titanio presenta una reactividad muy alta a los gases de la atmósfera a temperaturas de aproximadamente 600°C .

Las herramientas que se utilizaron para la realización de este trabajo se fabricaron de una aleación W-25%Re, ver Figura 17. Las propiedades mecánicas de esta aleación son muy atractivas para su uso en la industria aeroespacial, sin embargo, su uso se ha extendido exitosamente al proceso FSW en materiales con relativa alta resistencia mecánica a altas temperaturas [25]. La aleación W.25%Re posee un punto fusión de $3,050^{\circ}\text{C}$ aproximadamente y una temperatura de recristalización cercana a los $1,900^{\circ}\text{C}$ con una alta estabilidad mecánica de aproximadamente 500 MPa a altas temperaturas [26,27].



CST - SlesT



BST

Figura 17. Herramientas de soldadura W-25%Re; el diámetro del perno es de 6.5 mm.

3.2 Procedimientos de soldadura

Las placas de Ti-6Al-4V fueron previamente seccionadas en dimensiones de aproximadamente 200 x 150 x 2.5 mm, la superficie y el área transversal de cada placa se removió con un papel abrasivo num. 320 para posteriormente limpiarlas con acetona a fin de eliminar cualquier impureza y/o capa de óxido que pudiera afectar la calidad de la unión.

En el esquema de la Figura 18 se ilustra la configuración del proceso de soldadura FSW. Las placas de Ti-6Al-4V se sujetan firmemente a la barra de soporte por medio de un sistema de prensas. Durante el proceso, la herramienta gira en sentido opuesto a las manecillas del reloj, al mismo tiempo que avanza bajo la aplicación de una fuerza axial no constante. Es importante determinar la dirección de rotación de la herramienta, ya que de acuerdo a ésta se localiza el sitio de avance y arrastre en la zona de agitación. Las fuerzas involucradas en el proceso y/o durante el proceso se documentan una vez que el proceso ha terminado para su tratamiento.

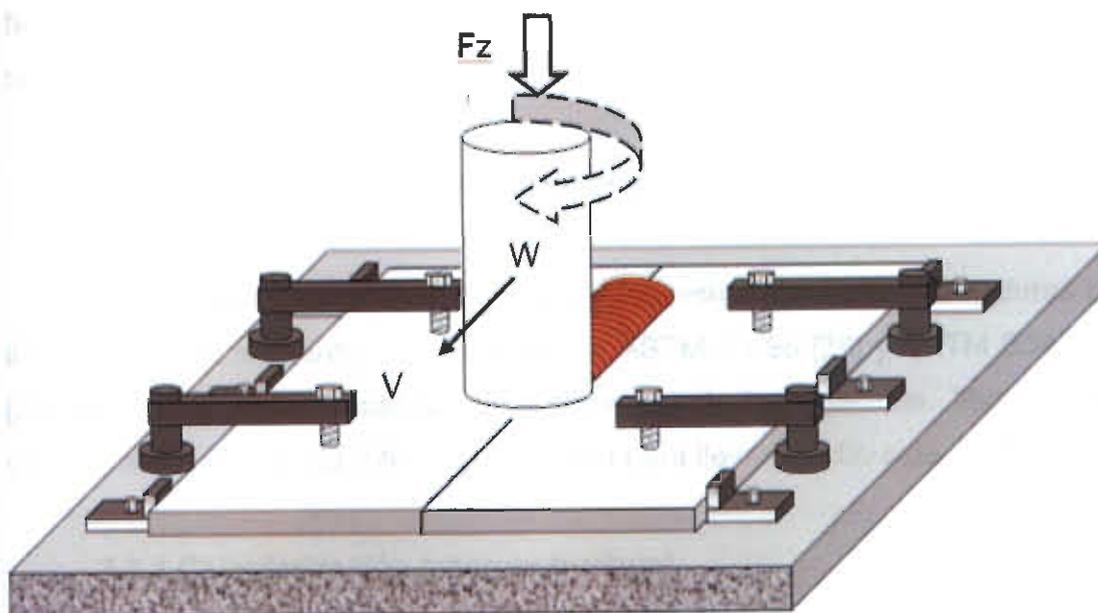


Figura 18. Configuración del proceso de soldadura FSW; Fz: fuerza axial; W: velocidad de rotación; V: velocidad de avance.

En la Tabla 3 se presentan los parámetros que fueron utilizados para producir las uniones de Ti-6Al-4V. La variación en los parámetros de proceso se llevó a cabo de acuerdo a la respuesta del material hacia el proceso.

Tabla 3. Identificación y parámetros de proceso empleados.				
Identificación de la unión	Velocidad de rotación (RPM)	Velocidad de avance (mm/seg)	Metal de respaldo	Herramienta
FSW_160709-02	650	2	Acero	CST
FSW_100609-04	650	1.5	Acero	CST
FSW_090609-07	600	1.5	Acero	CST
FSW_160709-06	650	2	Acero	SlessT
FSW_260809-01	700	1	Acero	SlessT
FSW_080909-01	500	1	Acero	SlessT
FSW_091109-12	1400	1	Titanio	BST

Las herramientas CST, SlessT y BST corresponden a las herramientas de la Figura 17 respectivamente. La herramienta SlessT corresponde a la herramienta CST con una variación en la posición del pin con respecto al

hombro a fin de evitar el contacto del hombro con el material base para producir una unión sólo con el pin.

3.3 Caracterización de las uniones

La caracterización macroestructural y microestructural de las soldaduras se llevó a cabo de acuerdo a los estándares ASTM E3-95 [28] y ASTM E340-95 [29] en relación a la preparación metalográfica de las muestras. Microscopía óptica (OM) y de barrido (MEB) se utilizaron para llevar a cabo este estudio.

3.3.1 Caracterización macroestructural

A fin de presentar datos representativos; después de haber llevado a cabo el proceso de soldadura, dos muestras de cada unión producida fueron extraídas en posición perpendicular a la unión, para su evaluación. La integridad de las uniones se evalúa de acuerdo a la presencia de defectos, desgaste de la herramienta que adicione material exógeno a la unión y/o cualquier característica relacionada con los procesos de soldadura en estado sólido. Las muestras se montaron en frío (Cured Demotec 33 resin) para facilitar su manejabilidad y se prepararon metalográficamente comenzando por el esmerilado grueso (disco abrasivo 320) y posteriormente el esmerilado fino (discos abrasivos 600, 800, 1200 y 2500). Se utilizó una velocidad de rotación de 150 rpm y una fuerza de aproximadamente 12 lbf. El pulido final se realizó con Óxido de Silicio Coloidal ($0.02 \mu\text{m}$) por un tiempo promedio de 10 minutos a una velocidad de 250 rpm. Una vez que se obtuvo una superficie limpia y libre de deformación, las muestras se atacaron químicamente con una solución compuesta por 2%HF, 4%HNO₃ y 94%H₂O (Kroll) durante 25 segundos.

3.3.2 Caracterización microestructural

Se tomo una muestra por cada unión producida para evaluar las transformaciones metalúrgicas llevadas a cabo durante el ciclo termomecánico impartido por el proceso de soldadura FSW. La identificación de cada una de las zonas metalúrgicas presentes, así como sus características microestructurales se observaron por medio de MO (MO Leica DM IRM), mientras que MEB (JEOL JSM-6490LV) se utilizó para observar las características microestructurales a una mayor magnificación.

La preparación metalográfica de la muestras para MEB comprende los pasos descritos en el tema anterior a excepción del ataque químico. Después del proceso de pulido fino fue necesario remover la resina (desmontarlas) y posteriormente tratarlas nuevamente mediante pulido por vibración durante 5 horas. Finalmente, para la observación en MEB de la muestras, se lleva a cabo el ataque químico mediante Kroll.

Existen en MEB diferentes señales eléctricas empleadas para obtener información sobre la naturaleza de las muestras a estudiar. Generalmente, para la evaluación microestructural de muestras o especies con diferencias microestructurales y/o en composición es recomendable utilizar electrones retrodispersados, ya que su emisión depende fuertemente del num. atómico de la muestra y las variaciones en contraste son muy marcadas. Por otro lado, para evaluaciones topográficas, los electrones secundarios son de mayor utilidad, pues su baja energía les permite ser desviados de su trayectoria inicial y obtener información de zonas que no están a la vista proporcionando un efecto de "relieve".

3.4 Caracterización mecánica

Además de la caracterización macro y microestructural de las uniones soldadas, la caracterización mecánica de las mismas, así como del material

base se llevó a cabo mediante perfiles de dureza y ensayos mecánicos de tracción. Las superficies de fractura correspondientes a los ensayos de tracción se analizaron por MEB.

3.4.1 Perfiles de microdureza

De acuerdo a los estándares ASTM E384-05a [30] y ASTM E92 -82 [31] se realizaron perfiles de dureza en la sección transversal de cada una de las muestras, como se ilustra en la Figura 19a. Se utilizó un equipo de indentación Zwick Roell ZHV bajo las siguientes condiciones: 500 kgf equivalentes a 4.9N (HV0.5), un tiempo de indentación de 10 segundos a un espaciamiento entre indentaciones de 400 μm . Se efectuaron un total de 41 indentaciones por cada una de tres líneas en posición $\frac{1}{4}$, $\frac{1}{2}$, y $\frac{3}{4}$ el espesor de la placa ($h = 2.5 \text{ mm}$).

Para evaluar la uniformidad de los valores de dureza en la zona de agitación, se realizaron indentaciones a lo largo de la unión por medio de un equipo de medición de dureza vía ultrasónica UTS 100, las indentaciones se llevaron a cabo bajo las mismas condiciones anteriores, a excepción de un espaciamiento entre indentaciones (considerando un eje de coordenadas x , y) igual a 150 μm , ver Figura 19b.

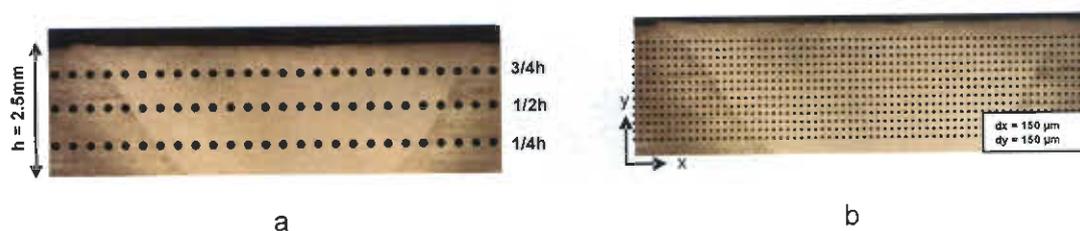


Figura 19 Ubicación de las indentaciones de microdureza; (a). Perfil de microdureza transversal adyacente de la superficie superior, centro y adyacente a la superficie inferior de la unión. 19(b), mapa de microdureza en el área de unión.

3.4.2 Ensayo de tensión

Las probetas para el ensayo de tensión se seccionaron a partir de las uniones soldadas donde el centro de la probeta corresponde exactamente al centro de la unión como se ilustra en la Figura 20. Se utilizó un equipo de Electro-erosión para evitar un daño a las probetas y obtener una mayor precisión de corte en las dimensiones de las mismas. Las dimensiones de las probetas para ensayo de tensión y las condiciones en que se llevaron a cabo los ensayos corresponden a los estándares ASTM E8 [32] y DIN EN 10 002 [33]. Se ensayaron tres probetas a temperatura ambiente por cada unión seleccionada a una velocidad de tracción igual a 0.5 mm /min. Los resultados para cada condición ensayada (unión) corresponden al promedio de los tres valores obtenidos.

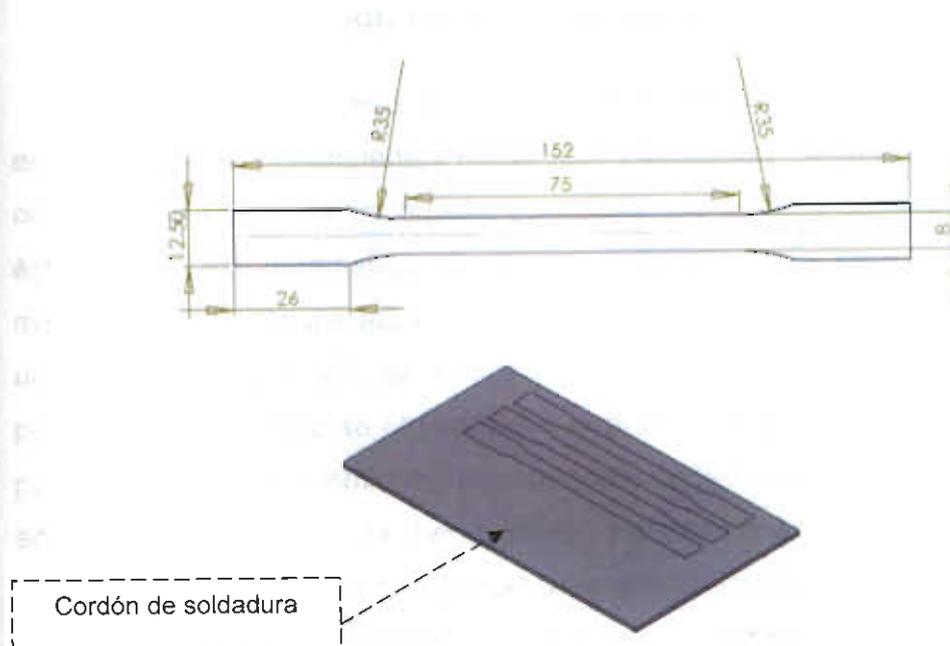


Figure 20. Plan de corte para las probetas correspondientes al ensayo de tensión a partir de las uniones soldadas. Las dimensiones están dadas en milímetros.

CAPÍTULO 4.

PRESENTACIÓN Y TRATAMIENTO DE LOS RESULTADOS

4.1 Caracterización del proceso FSW

Debido a que el proceso de soldadura FSW es un proceso en estado sólido en el cual varios componentes mecánicos interactúan durante el proceso para consolidar la unión, es importante considerar, de manera general, el papel de éstos sobre los parámetros de proceso y/o viceversa para determinar los mecanismos de recuperación y/o recristalización que se llevan a cabo en la unión. En la Figura 21, se ilustra la cinética de la herramienta durante el proceso de soldadura; se observa que el proceso consta de diferentes etapas: penetración de la herramienta, permanencia de la misma antes de la etapa de aceleración en donde la herramienta alcanza una velocidad de avance constante y comienza en sí el proceso de soldadura. Una vez que se consolida la unión a cierta longitud determinada, la herramienta desacelera antes de ser extraída y dar por terminado el proceso.

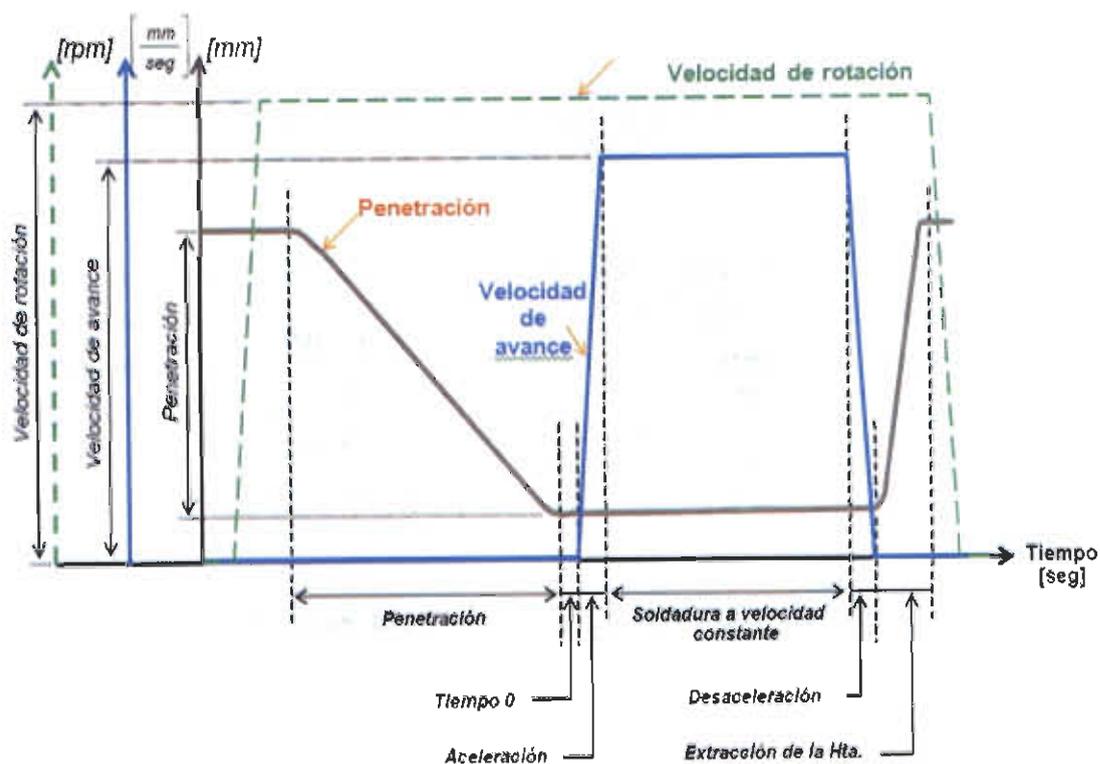


Figura 21. Cinética de la herramienta durante el proceso de soldadura FSW.

A diferencia de los procesos de soldadura convencionales, el calor de entrada (CE) para el proceso de soldadura FSW es generado por un número mayor de variables que son complejas de obtener y/o calcular; es decir, para calcular el calor de entrada efectivo es necesario involucrar las ecuaciones de transferencia de masa, energía y de momento [34], que involucran variables como coeficiente de fricción, velocidad de deformación, velocidad de transferencia de calor disipación, entre otras, las cuales dependen de la temperatura en que se lleva cada una de las etapas de proceso.

De la ecuación 1, se calculó el calor de entrada aplicado al material base a lo largo del proceso de soldadura, el cual describe de manera cualitativa el calor de entrada aportado al material base durante el proceso de soldadura FSW [35]. En las tablas 4, 5 y 6 se resumen, para cada una de las uniones producidas con las diferentes herramientas, el calor de entrada, los valores de Torque y Fuerza axial, F_z que interactúan a lo largo del proceso.

$$CalorEntrada = \frac{Torque * VelocidadRotacion}{VelocidadAvance} \quad Ec. (1)$$

Tabla 4. Caracterización de las uniones producidas con la herramienta CST.

Identificación de la unión	(RPM)	(mm/s)	CE (JK/mm)	Torque (Nm)	Axial Load (N)
FSW_160709-02	650	2	375	19	1.5-2.5
FSW_100609-04	650	1.5	390	14	2.9
FSW_090609-07	600	1.5	440	16-19	4

Las primeras uniones producidas se llevaron a cabo con la herramienta CST; la apariencia de las uniones y su respectiva macrografía se ilustran en la Figura 22.



FSW_160709-02



FSW_100609-04



FSW_090609-07

Figura 22. Caracterización de las uniones producidas con la herramienta CST.

De acuerdo a la apariencia superficial de las uniones producidas con la herramienta CST (Figura 22), éstas se consideran aceptables; sin embargo, en las micrografías se observa la presencia de dos tipos principales de defectos; atunelamiento “tunneling” (FSW_160709-02, FSW-100609-04) y cavidad de fililllenado “wormhole” (FSW_090609-07).

Ambos tipos de defectos se relacionan con el flujo insuficiente del material adyacente al pin [36, 37], lo que indica que el material se encuentra a una temperatura relativamente baja y que a ese punto el material presenta

considerable resistencia a la cedencia, impidiendo que la herramienta lo deforme con facilidad.

Cuando el proceso de consolidación de la unión se está llevando a cabo, el material detrás de la herramienta en el lado RS es forzado a fluir hacia el lado SA dentro de la cavidad que se forma detrás de la herramienta (justo entre SR y SA); sin embargo, cuando la temperatura del material en estado plástico no es la suficiente para conformar la unión metalúrgica al alcanzar el lado SA, la unión no se consolida, o la porción de material en dichas condiciones térmicas concluye en la formación de un defecto de fililleno. Por otro lado, el defecto de atunelamiento, se puede considerar el resultado de una distribución heterogénea del calor generado.

En las macrografías de la Figura 22, se observa que la geometría de las zonas de agitación son irregulares, donde la parte superior del material base en contacto con el hombro de la herramienta es más ancha debido a que la mayor generación de calor se concentra en esa área, a diferencia del resto del material que se encuentra en contacto sólo con el pin de la herramienta; por lo tanto, la diferencia de temperatura entre la superficie superior e inferior de las placas, origina la deficiencia de flujo en la raíz de la unión.

Con base en los resultados anteriores, la generación de calor en la superficie de la unión se puede disminuir usando sólo del pin de la herramienta para producir la unión. En la Tabla 5 y en la Figura 23 se presentan las uniones producidas con la herramienta SlessT.

Tabla 5. Caracterización de las uniones producidas con la herramienta SlessT.

Identificación de la unión	(RPM)	(mm/s)	CE (JK/mm)	Torque (Nm)	Axial Load (N)
FSW_160709-06	650	2	220	9	7
FSW_260809-01	700	1	275	9	4.2
FSW_080909-01	500	1	410	13	5-4



FSW_160709-06



FSW_260809-01



FSW_080909-01

Figura 23 Caracterización de las uniones producidas con la herramienta SlessT.

Las uniones producidas con la herramienta SlessT presentan, en comparación a las primeras, un acabado más limpio, fino (FSW_160709-06, FSW_260809-01) y una geometría que indica una distribución de calor más homogénea. También se observa una disminución en el tamaño de los defectos para las condiciones FSW_160709-06 y FSW_260809-01, Figura 23. Sin embargo, la falta de penetración obvia en las macrografías es el resultado de la falta de control del proceso. También se debe señalar, que la velocidad de rotación en la punta inferior del pin es significativamente menor a la velocidad en la parte superior del mismo, debido a la conicidad de éste, provocando una menor generación de calor por fricción que puede resultar en el flujo ineficiente de material en esa zona.

Por otro lado, en las condiciones FSW_260809-01 y FSW_080909-01, ver Figura 23, se ve claramente un exceso de material en el SR, el cual es generado debido a la falta de penetración del hombro, que evita que el material sea expulsado hacia el exterior. La expulsión de material hacia el SR, a su vez, resulta en un defecto de socavado en el SA que es más pronunciado cuando se utilizan mayores calores de entrada.

Con base en los resultados anteriores, se utilizó la herramienta BST para producir la unión FSW_091109-12; en donde se consideró tanto la distribución del calor, así como la fuerza mecánica para consolidar la unión en la fabricación de la misma. En la Tabla 6 y en la Figura 24 se ilustran los detalles de la unión.

Tabla 6. Caracterización de la unión producida con la herramienta BST.					
Identificación de la unión	(RPM)	(mm/s)	CE (JK/mm)	Torque (Nm)	Axial Load (N)
FSW_091109-12	1400	1	725	9-7	1.5

De acuerdo a la inspección visual de la unión, tanto en apariencia como de la sección transversal de la misma, no se encontraron defectos superficiales, defectos de filllenado, atunelamiento y/o falta de penetración que afecten la integridad de la unión, ver Figura 24. Sin embargo, es posible encontrar la

presencia de material exógeno introducido por el hombro de la herramienta, ya que sufrió un severo desgaste.



FSW_091109-12

Figura 24. Caracterización de la unión producida con la herramienta BST.

4.2 Efecto de las variables de proceso en la sanidad de la unión

La velocidad de soldadura, la velocidad de rotación, la penetración de la herramienta en el material base y el diseño de la misma, son las principales variables con las que se controló el proceso FSW. La velocidad de generación del calor, el perfil de temperatura, la velocidad de enfriamiento y la potencia del equipo, son las variables resultado de las primeras que se considera determinan las características metalúrgicas y las propiedades mecánicas de la unión.

De acuerdo a la literatura, el calor de entrada y la temperatura máxima alcanzada durante el proceso aumenta al incrementar la velocidad de rotación; y disminuye al incrementar la velocidad de avance debido al tiempo de interacción de la herramienta con el material base y la cantidad de calor de fricción generado en ese instante. Sin embargo, de las uniones producidas con cada una de las diferentes herramientas utilizadas, no se observa dicha

tendencia por lo que entonces es necesario considerar el efecto de las fuerzas involucradas en el proceso.

A diferencia de los procesos de soldadura convencionales, FSW involucra un sistema de fuerzas necesarias para consolidar la unión; la fuerza para penetrar (Fuerza axial, $-F_z$) y desplazar la herramienta durante el proceso (Torque) son las fuerzas más significativas y dependen principalmente de la geometría de la herramienta y del material de la herramienta. Estas fuerzas proporcionan información importante durante la evaluación del proceso.

De acuerdo a los resultados de la Tabla 4 y la Figura 22 (y con base en la literatura), se observa que los valores de torque aumentan al disminuir el CE, lo que indica que el flujo de material se torna más difícil al paso de la herramienta. También, se puede decir que a un incremento de F_z corresponde un incremento en la temperatura de la unión y que este valor está directamente relacionado con los valores de torque, sin embargo, los resultados presentados en la Tabla 5 no son consistentes con la descripción anterior.

La inconsistencia en las variables de proceso con respecto a los resultados; indica la gran inestabilidad y falta de control del proceso. Se puede observar que no se proporciona información acerca de la penetración de la herramienta en los materiales base durante el proceso; sin embargo, se aprecia en las macrografías la variación en cuanto a falta de penetración, esto es porque de acuerdo al sistema Gantry, es una variable que aunque importante, no es controlable. Se espera, por tanto, que a una mayor o menor penetración afecte directamente las fuerzas durante el proceso y como resultado el CE, aún y cuando se use la misma velocidad de rotación y de avance.

En la figura 25 se ilustra la inestabilidad del proceso. Se graficaron F_z y Torque a partir de los valores que arrojó el sistema Gantry para las uniones que presentaron una menor cantidad de defectos con cada una de las herramientas utilizadas, Figura 25a, b y c. En la Figura 25d se ilustra la condición FSW_090609-07 en la que se observa que la inestabilidad del proceso está

relacionada con la formación de defectos (ver Figura 22, macrografía correspondiente) debido al flujo no uniforme de material.

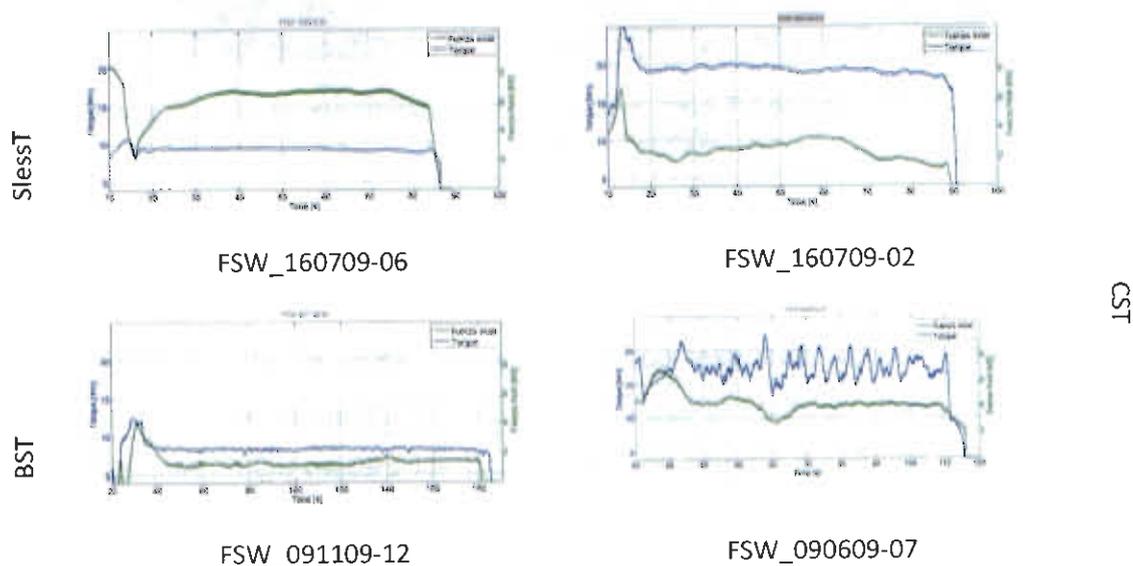


Figura 25. Diagramas de las fuerzas axial y torque - tiempo, utilizadas y registradas durante el proceso para algunas de las uniones producidas.

4.3 Caracterización microestructural

El proceso de soldadura en estado sólido FSW, al ser un proceso que combina trabajo mecánico a una temperatura por debajo de la temperatura de solidificación, da lugar a mecanismos de restauración (recristalización y/o recuperación), así como también a la transformación de fase por debajo de la temperatura de fusión al tratarse de una aleación isotrópica donde la transformación $\alpha \rightarrow \beta$ da lugar a productos de transformación fuera del equilibrio durante el ciclo térmico, en donde la velocidad de enfriamiento se considera relativamente rápida. Las diferentes zonas metalúrgicas presentes en las uniones de Ti-6Al-4V producidas se ilustran en la Figura 26; zona de agitación, zona afectada termodinámicamente y zona afectada por el calor son las áreas que experimentan condiciones mecánicas y térmicas diferentes y que dan como resultado la microestructura final de cada una de ellas.



Figura 26. Zonas metalúrgicas presentes en una unión Ti-6Al-4V producida mediante el proceso FSW.

4.3.1 Zona de agitación (ZA)

El tamaño de la zona de agitación corresponde aproximadamente al diámetro de la herramienta de soldadura, ya que el contacto directo de ésta con los materiales base genera las condiciones de trabajo mecánico y temperatura que dan lugar a una transformación completa mediante mecanismos de recristalización dinámica, en donde la transformación $\alpha \rightarrow \beta$ se lleva a cabo. Con base en la microestructura de la ZA se considera que la temperatura máxima que se alcanzó durante el proceso fue mayor a la temperatura de transformación de la fase β (aprox. 1100°), ya que a mayores magnificaciones se aprecia en el límite de grano β antes de la transformación algunos granos que decoran estos límites por granos alotrópicos α , como se observa en la micrografía de la Figura 27; nótese en la micrografía, que el tamaño de grano aproximado de β antes de la transformación $\beta \rightarrow \alpha$, es de aproximadamente $10 \mu\text{m}$. También se considera que el tiempo en que el material permaneció a dicha temperatura fue muy corto, ya que la cantidad de β que se formó es relativamente pequeña, pero suficiente para completar la transformación, ya que no se observa evidencia de la presencia de α retenida. Por otro lado, el enfriamiento no fue lo suficientemente rápido para evitar la formación de una estructura martensítica pero sí la formación widmanstätten.

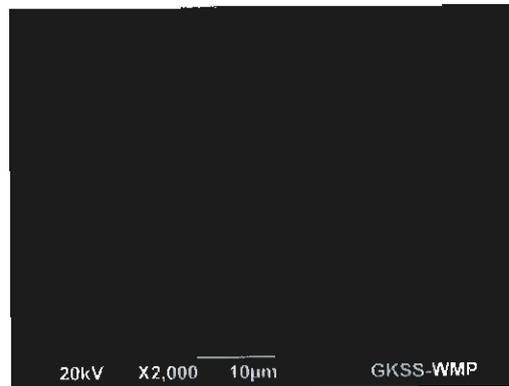


Figura 27. Microestructura en la ZA.

De las micrografías que se observan en la Figura 28, se pueden apreciar dos aspectos importantes; el primero, es el grado de refinamiento microestructural importante para determinar las propiedades mecánicas de la unión; segundo, la homogeneidad microestructural en toda el área de la ZA que indica que relativamente poca pérdida de calor por convección y/o conducción, se llevó a cabo por medio de la herramienta de soldadura y de la barra de soporte, manteniendo aproximadamente las mismas condiciones térmicas a lo largo de la zona, ya que el tamaño de las estructuras laminares en el centro de la ZA es relativamente un poco más largo, debido a una mayor generación de calor friccional ocasionado por el hombro de la herramienta.



a



Figura 28. Microestructura a lo largo de la ZA.

4.3.2 Zona afectada termomecánicamente (ZAT)

La transición de la zona de agitación hacia la zona afectada por el calor, a diferencia de otras aleaciones no ferrosas, es considerablemente pequeña y algunos autores la consideran inexistente. Sin embargo, en algunos puntos entre la transición ZA y ZAC se observa la presencia de granos en forma y tamaño completamente diferentes a ambas zonas. Por otro lado, se observa claramente la presencia de granos alargados en sentido paralelo a la deformación originada por la herramienta; estos granos, coexisten con algunos otros más pequeños completamente equiaxiales; como se observa en la Figura 29b, indicando que algunos mecanismos de restauración se llevaron a cabo en esa zona (se sugiere que se trata de mecanismos de recristalización dinámica), dando pie a que a dicha región se le defina como ZAT.

El tamaño de la ZAT en comparación con el resto de las zonas metalúrgicas, se explica por la baja conductividad térmica de las aleaciones de titanio. Del calor friccional generado por la herramienta, sólo una pequeña cantidad de éste es transmitido hacia el resto del material por conducción y/o eliminado por convección (como se observó en la Figura 28), debido a la poca capacidad que el titanio presenta para conducir el calor, la velocidad de generación de calor tiene entonces mayor ventaja que la velocidad de disipación del mismo, lo que

origina un incremento local de la temperatura para promover los mecanismos de transformación que se llevan a cabo de manera local.

En la micrografía que se presenta en la Figura 29b, se observa claramente la presencia de algunos granos de α equiaxiales como resultado de los procesos de recrystalización.

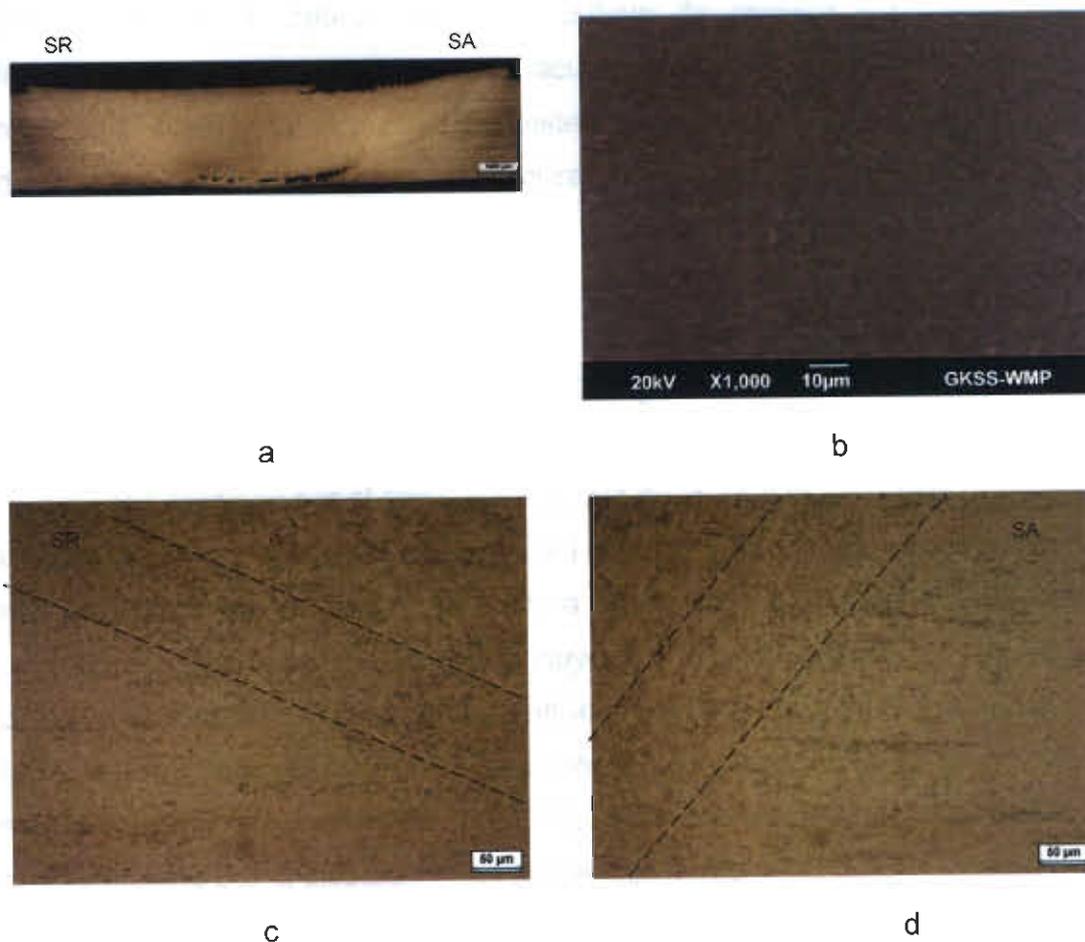


Figura 29. Características metalúrgicas de la ZAT.

En las micrografías del esquema 29, se muestra la transición de la ZA a la ZAC, representada por la ZAT, como ya se mencionó anteriormente; sin embargo, la ZAT correspondiente al SR es relativamente más pequeña y presenta una cantidad ligeramente menor de granos α equiaxiales con respecto a la ZAT que corresponde al SA. Debido a que el trabajo mecánico que se lleva

a cabo en el SA es mayor al llevado a cabo en el SR, el ciclo térmico en cada uno de esos lados es comparativamente diferente, resultando el SA en una zona de transición más grande, originada por el efecto térmico de una temperatura mayor alcanzada durante el proceso, así como la transición gradual resultado de la velocidad de enfriamiento en esa área, ver micrografías 29c y 29d. Es importante mencionar que aunado a las diferencias térmicas en la ZAT, el grado de trabajo mecánico, influye de manera importante en la formación de la misma, ya que de acuerdo a la energía introducida a los materiales base y la formación de sistemas de dislocaciones, se determina directamente el grado y tipo de recristalización y/o mecanismos de recuperación que conforman la ZAT, lo que explica la presencia de más granos equiaxiales de α en la ZAT que corresponde al SA.

4.3.3 Zona afectada por el calor (ZAC)

La zona afectada por el calor, a diferencia de la ZA y la ZAT, está gobernada directamente por el ciclo térmico del proceso y ningún mecanismo de recristalización se lleva a cabo. Debido a que el perfil de temperatura presenta un comportamiento gradual que disminuye conforme alcanza el material base, dicha temperatura y la velocidad de enfriamiento a lo largo de la ZAC propician las condiciones para que se observen dos diferentes regiones microestructurales dentro de la ZAC, las cuales difieren una de otra principalmente por la distribución en porcentaje de α y β .

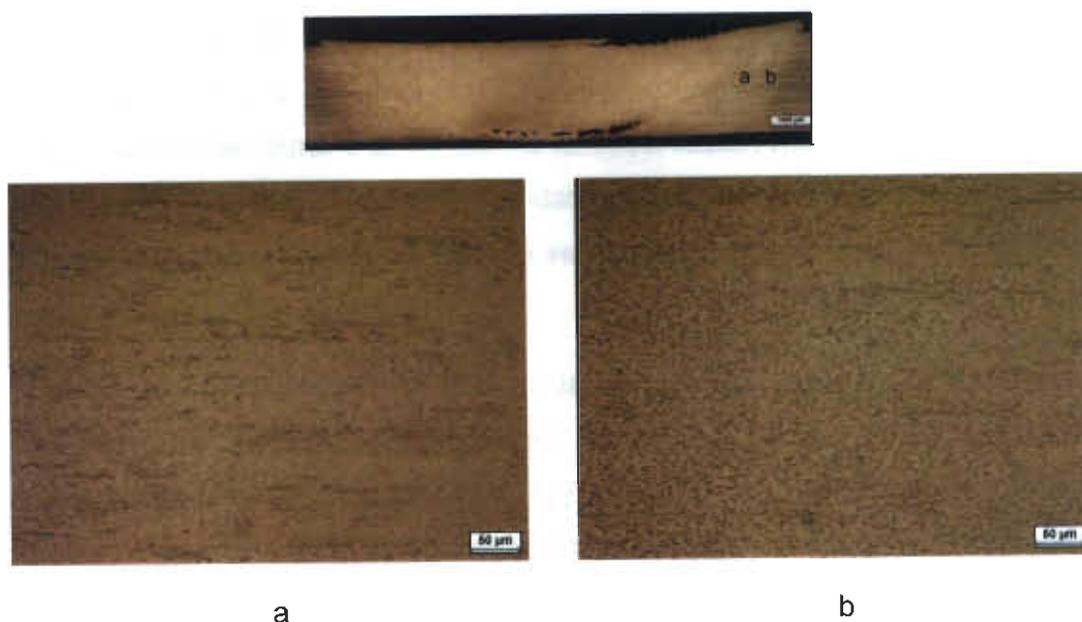


Figura 30. Características metalúrgicas de la ZAC.

En las micrografías de la Figura 30, se presentan las dos regiones en las que se caracteriza la ZAC. Se observa que, en la región adyacente a la ZAT; ver Figura 30a, las bandas de laminación que se observan claramente en el material base se van desvaneciendo conforme se alcanza la ZA; esto es, la cantidad de β que precipitó en el límite de grano de α es menor en comparación a la región adyacente al material base; ver Figura 30b. Al ser la velocidad de enfriamiento relativamente baja en comparación con la velocidad de enfriamiento en la ZA, dicho fenómeno o comportamiento (condiciones similares al equilibrio) es determinado directamente por la temperatura de acuerdo al diagrama de equilibrio correspondiente a la aleación Ti-6Al-4V, resultando en una distribución diferente de fases α y β después del enfriamiento.

4.4 Evolución microestructural

Para llevar a cabo la evolución microestructural de una aleación Ti-6Al-4V durante el proceso de soldadura en estado sólido FSW, es necesario conocer el perfil de temperatura a lo largo de la unión y de sus zonas adyacentes, así

como también de los diagramas de fase y de enfriamiento continuo correspondientes a la aleación Ti-6Al-4V, donde éste último no ha sido reportado en literatura. Por medio de la observación microestructural en cada una de las diferentes zonas metalúrgicas que conforman la unión se describe la evolución microestructural ya que no se realizaron mediciones de temperatura para ninguna de las uniones.

Durante el proceso FSW, cuando la herramienta está en contacto con el material base, éste se encuentra en un estado plástico de deformación a máxima temperatura (por arriba de T_{β}) producto del calor friccional generado durante el contacto de la herramienta en rotación y las fuerzas de corte o cizalla así como las de compresión que actúan sobre él, ver la figura 32a. En el esquema de la figura 31 se encuentra representado el ciclo térmico en la ZA mientras que en la figura de 32a, 32b y 32c se ilustran de manera esquemática las transformaciones de fase así como los procesos de restauración correspondientes a los puntos a, b y c en el diagrama TTT del esquema 31b.

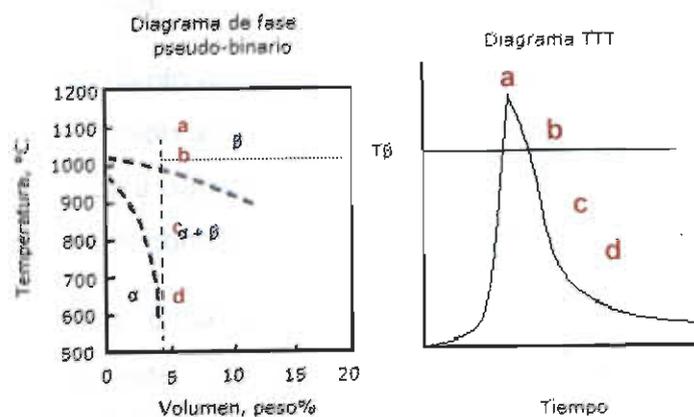


Figura 31. Ciclo térmico representativo a las condiciones de la ZA durante el proceso FSW conformado por el diagrama de fase correspondiente a la aleación Ti-6Al-4V y al diagrama tiempo – temperatura – transformación, TTT.

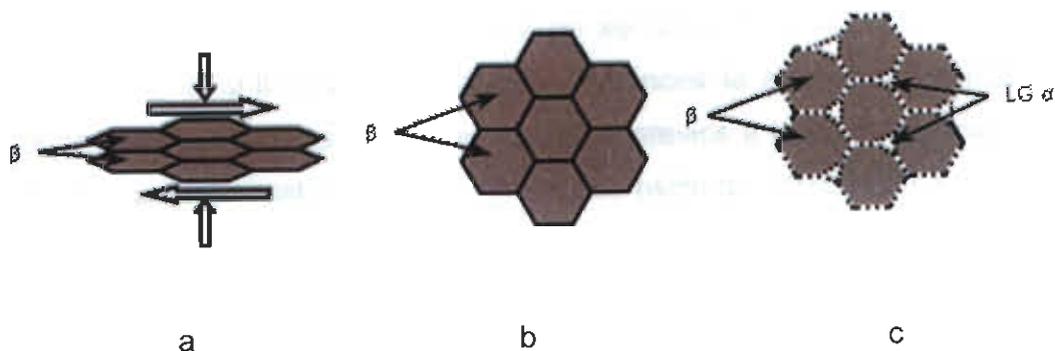


Figura 32. Representación esquemática de la evolución microestructural durante el ciclo térmico presentado en la Figura 31. Nótese que los esquemas a, b y c corresponden a los puntos a, b y c de ambos diagramas en la Figura 31.

Inmediatamente al avance de la herramienta se lleva a cabo el enfriamiento local en la ZA que da lugar a los procesos de restauración a una temperatura por arriba de la temperatura de transformación T_{β} , como se encuentra representado en el esquema 32b donde crecimiento de grano y minimización de la energía interna en esa zona se lleva a cabo por medio de un mecanismo de recristalización dinámica.

Durante el enfriamiento en la zona bifásica del diagrama de fase (esquema), β continua estable debido a la alta temperatura (aunque por debajo de T_{β}); sin embargo, α comienza a nuclear en las zonas de alta en energía (puntos triples al límite de grano de β) consumiendo una cantidad de β , Figura 32c.

A partir del punto c del esquema 31, la microestructura final en la ZA depende principalmente, del grado de subenfriamiento, el tiempo de permanencia por encima de T_{β} y la velocidad de enfriamiento. En el esquema de la Figura 33 se ilustran dos condiciones en las que la principal variación es la velocidad de enfriamiento. En el esquema 33di, se observa la etapa posterior al punto c del esquema 31, donde una estructura laminar de α acicular alternada, crece a un grado de subenfriamiento determinado por tratarse de un sistema fuera del equilibrio a relativas bajas velocidades de enfriamiento hasta consumir los granos de β previos a la transformación. Por otro lado, cuando la velocidad

de enfriamiento es relativamente alta, no se da el tiempo suficiente para dar lugar al crecimiento alotrópico de α , entonces la estructura laminar crece directamente a partir de los límites de grano previos a la transformación dando origen a una microestructura laminar caótica (widmanstätten) como se observa en la Figura 33dii. El Crecimiento y engrosamiento de grano de ambas fase se lleva a cabo hasta que el crecimiento de α da por terminado u obstaculiza el crecimiento de los granos de β previos a la transformación.

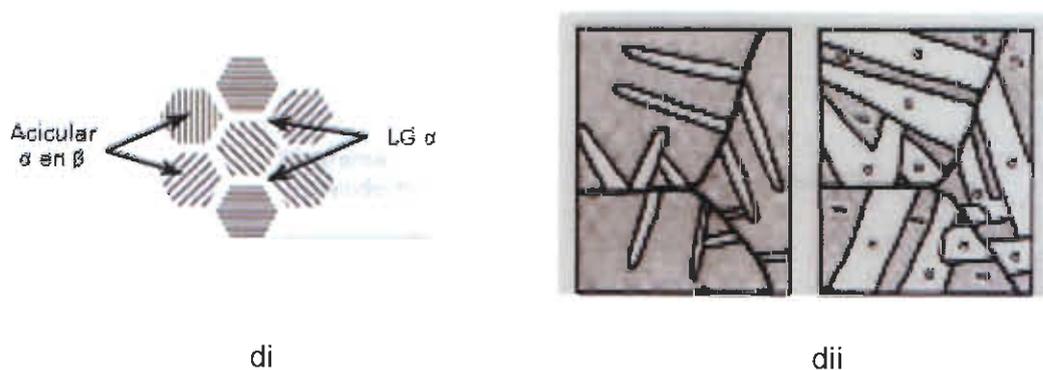


Figura 33. Representación esquemática de la evolución microestructural en la ZA antes alcanzar la microestructura final. Los esquemas di y dii, corresponden al punto d de los diagramas presentados en la Figura 31, los cuales representan diferentes condiciones de enfriamiento (ambos fuera del equilibrio).

En el área adyacente a la ZAT no se encuentra ninguna evidencia de que se haya llevado deformación alguna y la velocidad de enfriamiento se considera relativamente baja, por lo que la evolución microestructural de esa región se rige principalmente por los diagramas de transformación correspondientes a la aleación Ti-6Al-4V.

La presencia de algunos granos de α sin transformar en la ZAC, son evidencia de que la temperatura máxima alcanzada en esa región está por debajo de T_{β} , ver Figura 34; y a esa temperatura durante el calentamiento se observa (como se ilustra en la Figura 35a) la disolución de α con el crecimiento de β .

Antes de comenzar el enfriamiento a velocidades relativamente más bajas en comparación con la ZA, la fracción de α y β es aproximadamente a la correspondiente a la que se indica en el punto a del diagrama de fase esquematizado en la Figura 34; a partir de la cual se forma la estructura laminar, Figura 35b como se describió anteriormente. Es importante mencionar que la región que comprende la ZAC la distribución de ambas fases varía del MB a la zona adyacente a la ZAT; es decir, la fracción de beta aumenta al aumentar la temperatura, por ende se observa menor cantidad de β conforme se alcanza el MB.

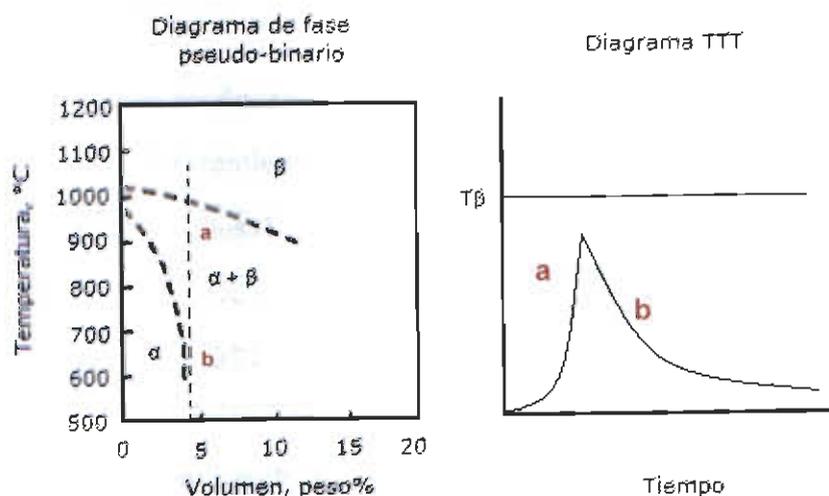


Figura 34. Ciclo térmico representativo a las condiciones de la ZAC durante el proceso FSW.

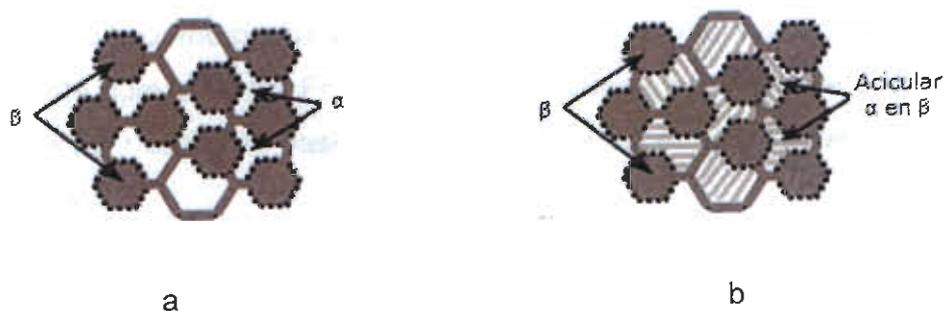


Figura 35. Representación esquemática de la evolución microestructural durante el ciclo térmico presentado en la Figura 34; a) durante el calentamiento; b) durante el enfriamiento.

4.5 Propiedades mecánicas

En la Tabla 7, se encuentra un resumen de las condiciones evaluadas mecánicamente. De las uniones que se llevaron a cabo, se evaluaron 3 uniones producidas con diferentes herramientas de manera que corresponden a tres CE diferentes; bajo, medio y alto.

Para el ensayo de tensión, se evaluaron sólo dos uniones producidas con las herramientas SlessT y CST, ya que la última herramienta fue diseñada y fabricada casi al término de este trabajo con base en los resultados preliminares y a manera de conclusión.

Tabla 7. Resumen de las condiciones evaluadas mecánicamente.				
Unión	Herramienta	CE (KJ/mm)	Ensayo Tensión	Microdureza
FSW_160709-06	SlessT	220	X	X
FSW_160709-02	CST	375	X	X
FSW_091109-12	BST	725	X	NO

4.5.1 Perfil de microdureza

Debido a la presencia de diferentes zonas metalúrgicas en las uniones producidas, es importante conocer, de manera local, las propiedades que cada una exhibe de acuerdo o principalmente a la microestructura que presentan. En los mapas de dureza de las Figuras 36 - 38 se observa claramente el efecto de FSW sobre los materiales base revelando el cambio en la microestructura con respecto al MB.

Nótese que para los mapas de dureza correspondientes a las Figuras 36 y 37 existe una variación relativamente grande en los valores que corresponden al MB; esto es, debido a la presencia de colonias de β e. g., bandas de laminación que originan una distribución de fases heterogénea. Con respecto a

los valores de dureza en MB, la ZA presenta un perfil de dureza más uniforme con valores Vickers más altos originados por el refinamiento microestructural y donde posiblemente el efecto Hall-Petch [38] se lleve a cabo.

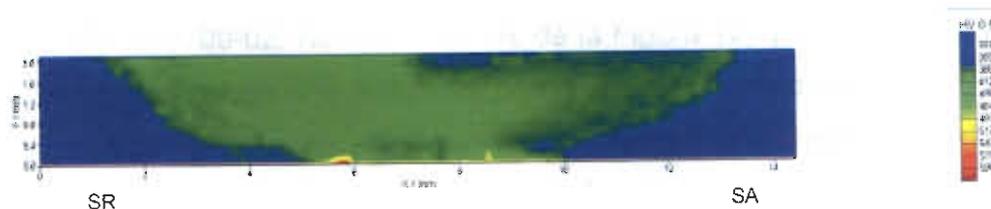


Figura 36. Mapa de microdureza correspondiente a la condición FSW_160709-06 producida con la herramienta CST.

Es importante observar que los valores de dureza reflejan las diferencias metalúrgicas producidas por el proceso FSW en el SA, a diferencia del SR como se mencionó en la caracterización microestructural. Se considera que en el SR se halla un número mayor de límites de grano y/o dislocaciones como producto del trabajo mecánico a relativamente más baja temperatura en comparación con el SA en donde el material experimenta la mayor temperatura por ser el primer encuentro de material frío con la herramienta de soldadura y que los procesos de restauración estática pudieron llevarse a cabo, así como un efecto de la temperatura en una mayor área. En la Figura 36, claramente se observan valores de dureza más altos en el SR en comparación del SA, como resultado de los efectos ya descritos.

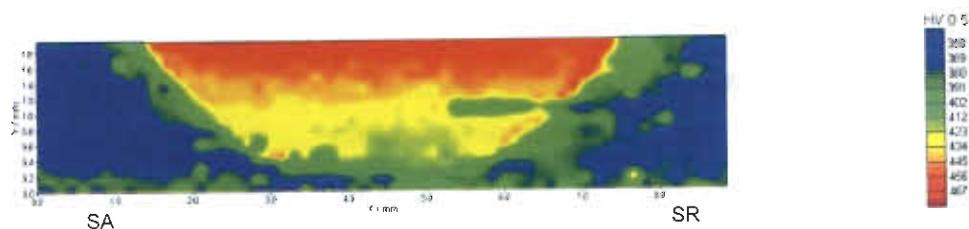


Figura 37. Mapa de microdureza correspondiente a la condición FSW_160709-02 producida con la herramienta SlessT.

Un comportamiento similar se observa en el mapa de dureza de la Figura 37; sin embargo, nótese que tanto el tamaño de la unión así como las áreas de transición y las zonas metalúrgicas se observan claramente, debido principalmente a la geometría de la herramienta que se utilizó para producir la unión FSW_160709-02. Nótese también, de la Figura 17, que de la herramienta CST, el hombro se elevó lo suficiente para evitar el contacto del hombro con el MB y producir una unión sólo con el pin de la herramienta; al reducir la superficie de contacto y al ser el hombro la fuente que genera más calor en la superficie de los MB, la temperatura alcanzada es significativamente más baja; por ende los procesos de restauración son menores, lo que se refleja en un aumento de dureza en la ZA. También se puede observar de la Figura 37, una distribución heterogénea de los valores de dureza, donde en la parte inferior de la ZA se encuentran valores menores respecto a la parte superior. La razón de tal comportamiento, se debe a la geometría cónica del pin, ya que al tener éste en la parte inferior una velocidad de rotación menor con respecto a la parte superior del perno, el calor por fricción generado a lo largo de la superficie cónica disminuye de arriba hacia abajo, generando como consecuencia una temperatura ligeramente más baja en la parte inferior, así como también una menor área de la unión es involucrada.

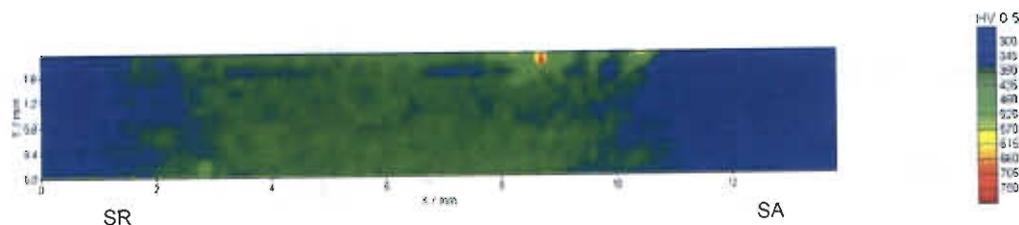


Figura 38. Mapa de microdureza correspondiente a la condición FSW_091109-12 producida con la herramienta BCT.

Del mapa de dureza que se observa en la Figura 38, se observa que el valor de dureza en el MB es más homogéneo con respecto a los mapas de dureza anteriores, aún y cuando no existe una variación significativa; sin

embargo, de acuerdo a la microestructura del material base, éste presenta una estructura de recocido globular con un tamaño de grano de relativamente más pequeño (1.9 μm aproximadamente) que para el resto de las uniones producidas. Se observa también la diferencia de dureza para el SA con respecto al SR como ya se mencionó anteriormente. En la parte superior del SA un incremento significativo en dureza es ocasionado por material exógeno perteneciente al hombro de la herramienta de soldadura BST, la cual está constituida a diferencia de la herramienta CST (y SlessT) por un hombro manufacturado de HOTVAR (acero grado herramienta), cuyo punto de fusión está cerca (aunque por encima) de las temperaturas alcanzadas durante el proceso FSW; lo que indica que se lleva a cabo un severo desgaste de la herramienta CST a diferencia de la herramienta manufacturada enteramente de W25%-Re.

4.5.2 Resistencia a la tensión

Como se mencionó anteriormente, se evaluaron únicamente dos uniones producidas con diferentes herramientas de acuerdo a los procedimientos descritos en el apartado 3.4.2; en la Tabla 8 se presenta un resumen de los resultados.

Tabla 8. Comparación de los valores del ensayo de tensión de las uniones producidas con diferentes herramientas con respecto a los valores del MB.			
	FSW_160709-06	FSW_160709-02	Material Base
Resistencia a la Tensión	775.13 MPa	820.789 MPa	1048 MPa
Elongación	1.5 %	8.4 %	14.8 %

De acuerdo a los resultados, se observa que los valores de resistencia a la tensión están por debajo de los valores del MB; no obstante, se deben señalar algunos puntos que son importantes.

Para la condición FSW_160709-06, como se observa en la Figura 39a; todas las uniones ensayadas presentan fractura en la ZA; sin embargo, la presencia de defectos periódicos como se observa a diferentes magnificaciones en las Figuras 39b y 40 afecta directamente la elongación del material. Se indica con un círculo rojo en la Figura 39b el posible punto de inicio de la fractura. Por otro lado, la falta de penetración así como la mala preparación de los materiales base previa a la unión (macrografía de la Figura 40), se refleja en los bajos valores de resistencia a la tensión.

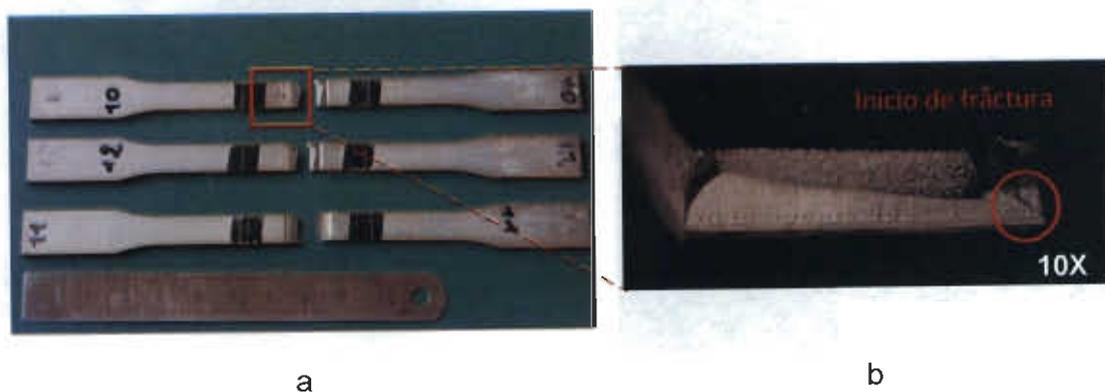


Figura 39; a) Apariencia de la fractura a bajas magnificaciones; b) Fractura en la ZA para la unión FSW_160709-06 producida con la herramienta CST.



Figura 40. Apariencia a altas magnificaciones de la presencia periódica de los defectos que se observan en la macrografía de la unión FSW_160709-06.

Durante la evaluación de los resultados del ensayo de tensión para la condición FSW_160709-02 se encontró que dos de las probetas ensayadas

fracturaron en la ZA a causa de la presencia de defectos, como se observa en la macrografía de la Figura 42, así como también en la superficie de fractura de las Figuras 41b y 42; sin embargo, una de las probetas ensayadas fracturó en el MB (ver Figura 41a en el círculo negro) dando a conocer resultados prometedores.

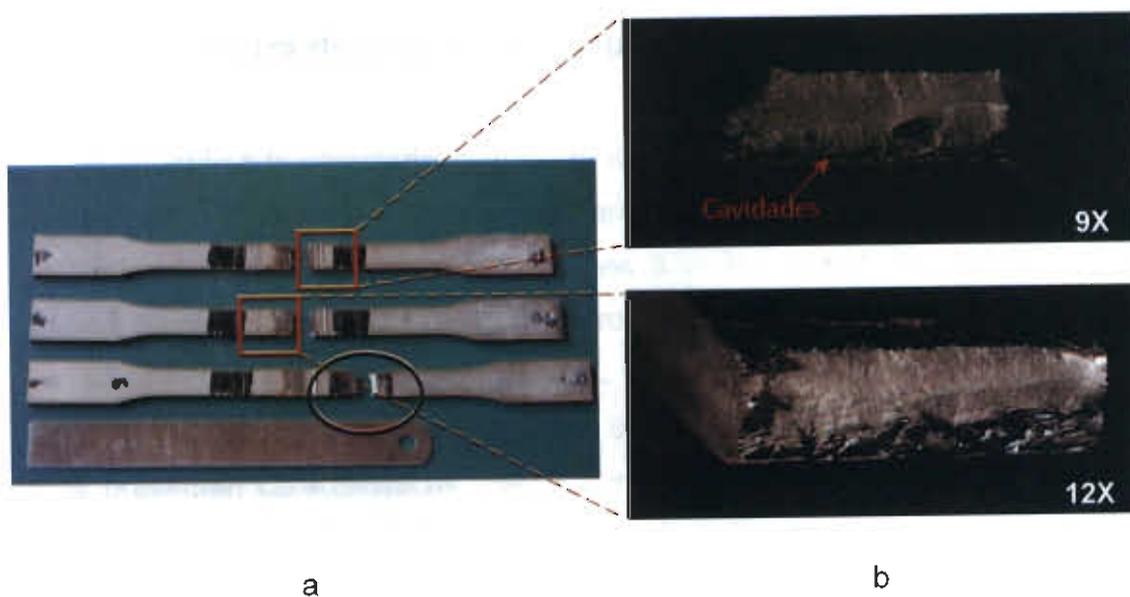


Figura 41. Zona de fracturas para la unión FSW_160709-02 producida con la herramienta SlessT.



Figura 42. Apariencia a altas magnificaciones de la presencia periódica de los defectos que se observan en la macrografía de la unión FSW_160709-02.

La resistencia a la tensión correspondiente a la probeta señalada con un círculo negro en la Figura 41a, corresponde a un 98.55% con respecto al MB, lo que indica que la presencia de varios tipos de defectos en las uniones producidas afecta directamente las propiedades mecánicas de la unión.

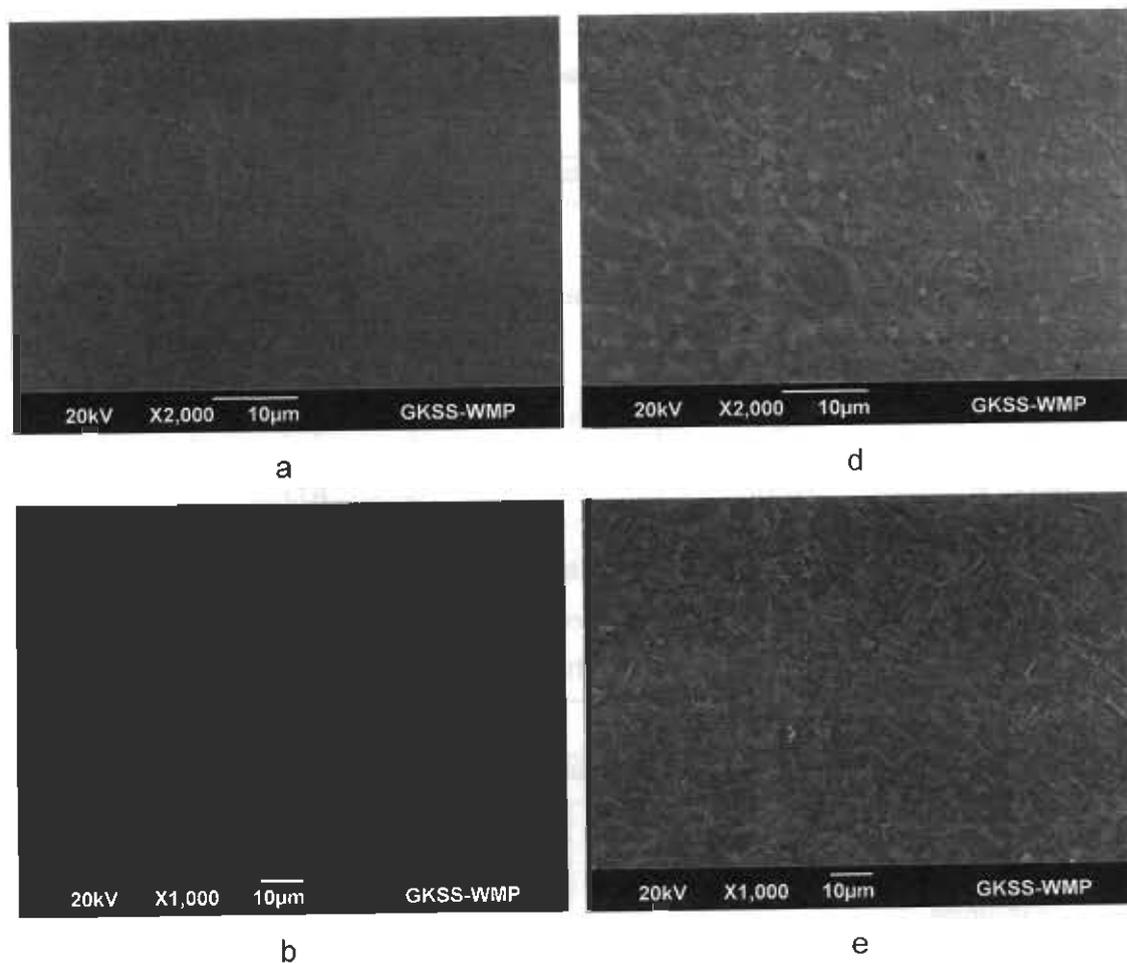
4.6. Efecto de los parámetros de proceso con la microestructura de las uniones y propiedades mecánicas

De acuerdo a la caracterización del proceso (sección 4.1), se observó que la inestabilidad y falta de control del proceso, limita la cuantificación y/o determinación efectiva de las condiciones bajo las cuales se produce cada unión a fin de relacionar la formación microestructural de cada una de éstas con los parámetros de proceso empleados. Sin embargo, se observó que de acuerdo a la herramienta empleada, las uniones producidas con cada una de ellas presentan características macro y microestructurales que las distinguen claramente. Indiscutiblemente, la geometría de la herramienta tiene un impacto mayor sobre el CE a diferencia de los parámetros de proceso (debido a la superficie de contacto y a la distribución de la fuerza aplicada); por ello, en la Tabla 9 se presentan las 3 uniones utilizadas para la evaluación de las propiedades mecánicas (Tabla 7) y observar las principales diferencias microestructurales entre cada una de ellas.

Tabla 9. Uniones producidas bajo diferentes tipos de herramientas; se presenta el CE calculado para cada unión (en rojo).		
SlessT (220 KJ/mm)	CST (375 KJ/mm)	BST (725 KJ/mm)
		
FSW_160709-06	FSW_160709-02	FSW_091109-12

Con base en la caracterización microestructural que se realizó para la condición FSW_160709-02, se observó que la microestructura predominante en la ZA corresponde a una estructura widmanstätten con algunos granos

Con base en la caracterización microestructural que se realizó para la condición FSW_160709-02, se observó que la microestructura predominante en la ZA corresponde a una estructura widmanstätten con algunos granos alotrópicos de α decorando el límite de grano β previo a la transformación. De la Figura 43, se observan las principales diferencias microestructurales en la ZA al utilizar diferente CE y en las Tablas 10 y 11 se agrupan las principales características microestructurales correspondientes a las micrografías de la Figura 43.



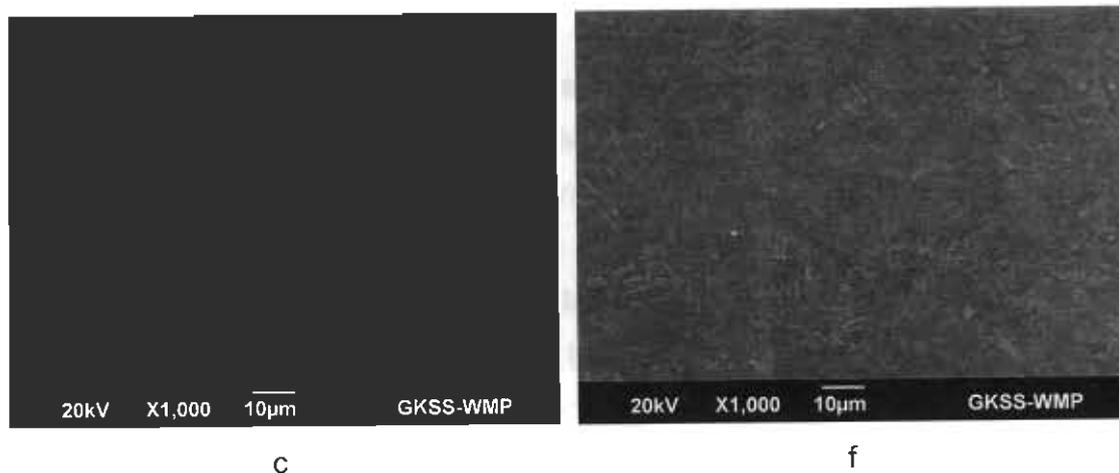


Figura 43. Comparación microestructural de la ZA: micrografías a, b y c; así como de la ZAT: d, e y f de las uniones producidas diferentes CE mediante el uso de diferentes herramientas.

Tabla 10. Resumen de las características metalúrgicas en la ZA.

CE calculado	Temperatura alcanzada	Microestructura	Tamaño de grano previo a la transformación	Longitud de la estructura widmanstätten
Bajo	$\uparrow T_{\beta}$	widmanstätten	8 μm	< 5 μm
Medio	$\uparrow T_{\beta}$	widmanstätten + α alotromórfica	10 μm	$\approx 10 \mu\text{m}$
Alto	$\uparrow T_{\beta}$	widmanstätten + poca α alotromórfica	20 μm	$\approx 20 \mu\text{m}$

Tabla 11. Resumen de las características metalúrgicas en la ZAT.

CE calculado	Temperatura alcanzada	Microestructura	Tamaño de colonias laminares
Bajo	$\downarrow T_{\beta}$	β equiaxial globular	-
Medio	$\approx T_{\beta}$	laminar ($\beta + \alpha$ acicular)	$\approx 10 \mu\text{m}$
Alto	$\approx T_{\beta}$	laminar + β equiaxial	< 10 μm

De las Tablas 10 y 11, se puede observar el impacto que tiene el CE sobre las características microestructurales de las uniones. Para la ZA, se observa que a menor CE, la máxima temperatura alcanzada en esa región está apenas por encima de la T_{β} , lo cual se refleja en la presencia de algunos granos sin transformar y el rápido enfriamiento da lugar al refinamiento microestructural en esa región, ver Figura 43a. Por otro lado, al aumentar el CE el tiempo de permanencia antes de el enfriamiento por encima de T_{β} promueve la formación en el límite de grano β para posteriormente formar una estructura widmanstätten a una velocidad de enfriamiento relativamente lenta, ver Figura 43b. En la figura 43c, se observa una menor cantidad de α alotrópica debido a que el crecimiento competitivo de la estructura widmanstätten enmascara dicha transformación.

En la ZAT, se observa claramente que para la condición a más bajo CE, la temperatura alcanzada se encuentra por debajo de T_{β} , ya que de la Figura 43d se observa claramente la presencia de algunos granos sin transformar junto con granos de β que por su morfología se sugiere se formaron mediante un mecanismo de recristalización dinámica. En la Figura 43e y 43f se observa una microestructura laminar conformada por $\beta + \alpha$ acicular dentro de β previo a la transformación. La diferencia en el tamaño de las colonias de estructura laminar está directamente relacionada con el tamaño de β previo a la transformación que indica el tiempo de permanencia por arriba de T_{β} . Mientras que la estructura laminar en comparación con la estructura widmanstätten se forma a velocidades de enfriamiento más bajas en proporción inversa al CE.

De acuerdo a los resultados del ensayo mecánico de tensión, se observó que debido a la presencia de defectos es difícil evaluar el comportamiento mecánico de las uniones. Sin embargo, del perfil de dureza de la Figura 44 se observa que la diferencia en dureza de la ZA con respecto al MB no es significativo si se toma en cuenta que los valores de dureza en el MB presentan una variación de 30 Vickers aprox. y al llegar a la ZA incrementan 50 Vickers

aprox; así, se puede pensar que la variación en propiedades mecánicas de la soldadura con respecto al MB no depende de la microestructura.

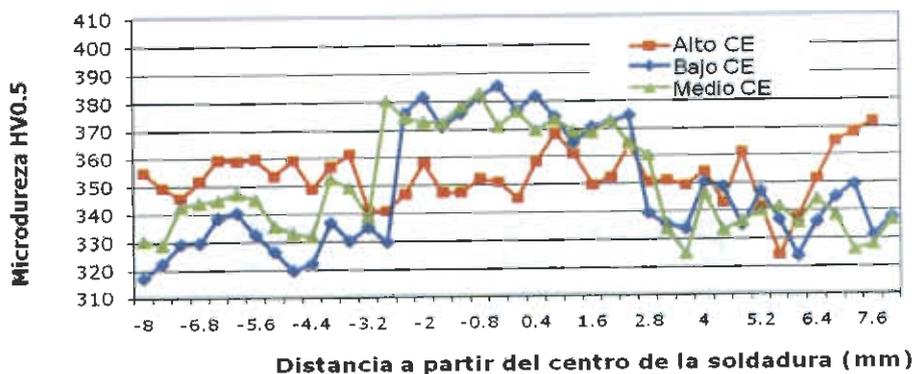


Figura 44. Comparación del perfil de microdureza a diferentes CE.

CAPITULO 5

CONCLUSIONES

El proceso de soldadura en estado sólido Fricción-Agitación FSW en las aleaciones Ti-6Al-4V es un proceso de soldadura relativamente nuevo, que a lo largo de este trabajo y de acuerdo a la literatura consultada ha mostrado ser un proceso difícil de controlar y manipular en términos de variables de proceso, como lo son materiales y diseño de la herramienta, así como parámetros de proceso; en donde un gran número de parámetros están involucrados para consolidar la unión.

Con base en la caracterización del proceso se pueden concluir 3 puntos principales:

1. Los parámetros de proceso que dan lugar al CE, parecen no ser consistentes con las fuerzas graficadas durante el proceso de soldadura para cada una de las uniones producidas, lo que indica que parámetros como la penetración de la herramienta en el MB tienen un mayor impacto que no ha sido tomado en cuenta debido a la falta de control del proceso.

2. La geometría de la herramienta es una de las variables más críticas del proceso FSW para producir uniones de Ti-6Al-4V, ya que la ventana de procesamiento para cada una de las herramientas utilizadas es muy limitada y

la presencia de defectos parece no estar relacionada con el CE generado mediante la variación de los parámetros de proceso.

3. El material de la herramienta juega un papel primordial en la sanidad de la unión, ya que sus propiedades térmicas están relacionadas en la distribución de calor en la ZA, extrayendo o manteniendo el calor necesario para consolidar la unión. Por otro lado, la resistencia al desgaste de la herramienta determina la limpieza o la presencia de material exógeno en la unión, pudiendo afectar de manera local las propiedades mecánicas de la unión por medio de la aportación de elementos que promuevan la formación de nuevas fases, partículas intermetálicas o simplemente por pérdida de material.

Por otro lado, a diferencia de los procesos de soldadura por fusión, FSW da lugar a la formación de tres zonas metalúrgicas diferentes; donde el refinamiento microestructural de la ZA es producida por mecanismos de recristalización dinámica seguidos por procesos de recuperación. La baja conductividad térmica característica de las aleaciones de Ti da como resultado una estrecha área en posición vertical indicando el efecto de la geometría cónica del pin, la cual está conformada por un conjunto de granos completamente recristalizados entre otros que denotan, por su morfología, el grado de deformación. Por último, la ZAC experimenta el ciclo térmico dando como resultado una distribución de fases hasta alcanzar el MB.

Las velocidad de enfriamiento, a lo largo de la unión, es relativamente baja en comparación con otros procesos de soldadura, evitando la formación de estructuras frágiles martensíticas que deterioran las propiedades mecánicas de la unión. Aún a un CE alto, la estructura widmanstätten predominó en la ZA.

El efecto de la presencia de estructuras laminares y aciculares en la ZA, es difícil relacionarlo con las propiedades mecánicas de la unión, debido a la presencia de defectos que interfieren en el ensayo; sin embargo, de acuerdo a la literatura, ambas microestructuras presentan un efecto positivo en las propiedades de fatiga.

De acuerdo a los perfiles de dureza, se observó que la distribución de dureza no es significativamente heterogénea a comparación de otras aleaciones e. g. aluminio, acero, etc., lo cual se refleja en uno de los resultados del ensayo de tensión, donde la resistencia a la tensión de una de las probetas se acerca a las propiedades del MB; esto es considerando que el resto de los valores del ensayo de tensión fueron afectados directamente por la presencia de defectos en las uniones.

De acuerdo a los resultados presentados en este trabajo, se concluye con la unión producida con el uso de la herramienta BST, pues la ausencia de defectos en conjunto con el mapa de dureza que refleja la distribución microestructural en la unión, promete resultados alentadores.

Este último resultado indica que la distribución de calor homogénea controlada por las propiedades térmicas tanto de los materiales de la herramienta, así como de la barra de soporte y de una gran cantidad de calor que promueva el flujo de material a lo largo de la herramienta, determina la sanidad de la unión.

LISTADO DE FIGURAS

Figura 1	Herramienta rotatoria del proceso FSW.	8
Figura 2	Representación esquemática del proceso FSW.	9
Figura 3	Representación del flujo de material visco-plástico.	10
Figura 4	Diferentes zonas metalúrgicas típicas de una unión producida por el proceso FSW. A; Metal base; B, Zona afectada por el calor; C, Zona afectada termomecánicamente, D; Zona de agitación.	10
Figura 5	Estructuras cristalográficas del titanio; a) Hexagonal compacta; b) Cubica centrada en el cuerpo.	13
Figura 6	Influencia de los elementos de aleación sobre el diagrama de fase de las aleaciones de titanio.	14
Figura 7	Típica estructura widmanstätten de las aleaciones α - β . La fase α se observa en color claro y la fase β en oscuro [16].	16
Figura 8	Diferentes representaciones metalúrgicas de las aleaciones α - β obtenidas a partir de diferentes parámetros de procesamiento. [16]	18
Figura 9	Imagen obtenida por Microscopia Electrónica de Barrido, en donde se observa la microestructura de la ZA en una aleación $\alpha + \beta$ [8].	22
Figura 10	Microestructura α de una aleación de titanio puro [10].	23
Figura 11	Representación esquemática a temperatura ambiente de los límites de grano β previos a la transformación.	24
Figura 12	Diagrama de flujo de la metodología propuesta en esta investigación.	27
Figura 13	(a). Microestructura del material base a 500X. 13(b) Identificación de la dirección de laminación a 500X	28
Figura 14	(a). Diagrama pseudo-binario de la aleación Ti-6Al-4V. Los puntos oscuros indican las diferentes temperaturas durante el proceso de fabricación. 14(b) Representación esquemática de la ruta de procesamiento de las aleaciones $\alpha + \beta$ con microestructura equiaxial gruesa a baja temperatura y velocidad de recristalización [18]. II, Homogenización; III, Deformación; IV, Recristalización; V, Relevado de esfuerzos.	28
Figura 15	Microestructura del material base Ti-6Al-4V.	29

Figura 16	Equipo de Soldadura FSW Gantry utilizado en esta investigación, el equipo se encuentra ubicado en el departamento WMP del centro de investigación GKSS.	31
Figura 17	Herramientas de soldadura W-25%Re; el diámetro del perno es de 6.5 mm.	32
Figura 18	Configuración del proceso de soldadura FSW.	33
Figura 19	Ubicación de las indentaciones de microdureza (a). transversal adyacente de la superficie superior, centro y adyacente a la superficie inferior de la unión. 19(b), área de unión.	36
Figura 20	Plan de corte para las probetas correspondientes al ensayo de tensión a partir de las uniones soldadas. Las dimensiones están dadas en milímetros.	37
Figura 21	Cinética de la herramienta durante el proceso de soldadura FSW.	39
Figura 22	Caracterización de las uniones producidas con la herramienta CST.	41
Figura 23	Caracterización de las uniones producidas con la herramienta SlessT.	43
Figura 24	Caracterización de la unión producida con la herramienta BST.	45
Figura 25	Diagramas de las fuerzas axial y torque - tiempo, utilizadas y registradas durante en el proceso para algunas de las uniones producidas.	47
Figura 26	Zonas metalúrgicas presentes en una unión Ti-6Al-4V producida mediante el proceso FSW.	48
Figura 27	Microestructura en la ZA.	49
Figura 28	Microestructura a lo largo de la ZA.	50
Figura 29	Características metalúrgicas de la ZAT.	51
Figura 30	Características metalúrgicas de la ZAC.	53
Figura 31	Ciclo térmico representativo a las condiciones de la ZA durante el proceso FSW conformado por el diagrama de fase correspondiente a la aleación Ti-6Al-4V y al diagrama tiempo - temperatura - transformación, TTT.	54
Figura 32	Representación esquemática de la evolución microestructural durante el ciclo térmico presentado en la Figura 31. Nótese que los esquemas a, b y c corresponden a los puntos a, b y c de ambos diagramas en la Figura	55

31.

Figura 33	Representación esquemática de la evolución microestructural en la ZA antes alcanzar la microestructura final. Los esquemas di y dii, corresponden al punto d de los diagramas presentados en la Figura 31, los cuales representan diferentes condiciones de enfriamiento (ambos fuera del equilibrio).	56
Figura 34	Ciclo térmico representativo a las condiciones de la ZAC durante el proceso FSW.	57
Figura 35	Representación esquemática de la evolución microestructural durante el ciclo térmico presentado en la Figura 34; a) durante el calentamiento; b) durante el enfriamiento.	57
Figura 36	Perfil de microdureza correspondiente a la condición FSW_160709-06 producida con la herramienta CST.	59
Figura 37	Perfil de microdureza correspondiente a la condición FSW_160709-02 producida con la herramienta SlessT.	59
Figura 38	Perfil de microdureza correspondiente a la condición FSW_091109-12 producida con la herramienta BCT.	60
Figura 39	a) Apariencia de la fractura a bajas magnificaciones; b) Fractura en la ZA para la unión FSW_160709-06 producida con la herramienta CST.	62
Figura 40	Apariencia a altas magnificaciones de la presencia periódica de los defectos que se observan en la macrografía de la unión FSW_160709-06.	62
Figura 41	Zona de fracturas para la unión FSW_160709-02 producida con la herramienta SlessT.	63
Figura 42	Apariencia a altas magnificaciones de la presencia periódica de los defectos que se observan en la macrografía de la unión FSW_160709-02.	63
Figura 43	Comparación microestructural de la ZA: micrografías a, b y c; así como de la ZAT: d, e y f de las uniones producidas diferentes CE mediante el uso de diferentes herramientas.	66
Figura 44	Comparación del perfil de microdureza a diferentes CE	68

LISTADO DE TABLAS

Tabla 1	Propiedades mecánicas de la aleación Ti-6Al-4V.	30
Tabla 2	Comp. Química correspondiente a la aleación Ti-6Al-4V [Ref 24]; (% en masa).	30
Tabla 3	Identificación y parámetros de proceso empleados.	33
Tabla 4	Caracterización de la unión producida con la herramienta CST.	40
Tabla 5	Caracterización de la unión producida con la herramienta SlessT.	42
Tabla 6	Caracterización de la unión producida con la herramienta BST.	44
Tabla 7	Resumen de las condiciones evaluadas mecánicamente.	58
Tabla 8	Comparación de los valores del ensayo de tensión de las uniones producidas con diferentes herramientas con respecto a los valores del MB.	61
Tabla 9	Uniones producidas bajo diferentes tipos de herramientas; se presenta el CE calculado para cada unión (en rojo).	64
Tabla 10	Tabla 11. Resumen de las características metalúrgicas en la ZA.	66
Tabla 11	Resumen de las características metalúrgicas en la ZAT.	66