

**Ministerio de Educación Superior
Instituto Superior Minero Metalúrgico de Moa
“Dr. Antonio Núñez Jiménez”
Departamento de Mecánica**

**DEFORMACIÓN SUPERPLÁSTICA DE LA ALEACIÓN DE
TITANIO TI - 6 AL - 4 V MEDIANTE SOLDADURA POR
FRICCIÓN ROTATIVA**

Tesis en opción al título de Ingeniero Mecánico

Autor: Israel Lamorú Ocaña

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

Moa /2017



Declaración de autoridad

Yo: Isrrael Lamorú Ocaña

Autor de este trabajo de diploma, certifico su propiedad intelectual a favor del Instituto Superior Minero Metalúrgico de Moa “Dr. Antonio Núñez Jiménez” el cual podrá hacer uso del mismo con la finalidad que estime conveniente.

Ing. Isrrael Lamorú Ocaña

Dr. C. Tomás Fernández Columbié



Agradecimientos

A todos mis profesores por los conocimientos transmitidos durante el transcurso de mi carrera.

A mi tutor Dr. C. Tomás Heraldó Fernández Columbié por su precioso tiempo, conocimiento y dedicación sin la cual no hubiese sido posible la realización de este trabajo.

A mis familiares por su constante preocupación y por haberme apoyado en los momentos de mi vida en que más lo necesitaba.

A mis compañeros de trabajo, Emilio Hernández Brito, Rodney E. Correa Suárez Y Héctor Linares Campos, por la ayuda mostrada en la realización de este trabajo.

A mis compañeros de aula, por el empuje y la constancia mostrada durante todo este período de estudio.

A la Revolución y especialmente a Fidel por darme la oportunidad de superarme.

A todos

Muchas Gracias.



Dedicatoria

Quiero dedicar este trabajo a mis padres Isrrael Lamorú y Nereyda Ocaña por haber sido los principales promotores de mi superación.

A mis hijos Pablo Enrique y Emily Beatriz Lamorú Rodríguez con la esperanza de que este éxito sea motivo de inspiración para su futura formación profesional.

A mi esposa Dayannis Rodríguez Fernández por haber estado siempre en las buenas y las malas.

A mis hermanos por estar siempre pendiente de mí.

A Tomás por su incondicional apoyo y a su familia por soportarnos.

A mis compañeros de trabajo y amigos que siempre se preocuparon por mis estudios.

A nuestra revolución, por las posibilidades que nos ofrece.



Síntesis

El objetivo del trabajo es establecer el comportamiento superplástico de la aleación de titanio Ti - 6 Al - 4 V del tipo $\alpha + \beta$ sometida a soldadura por fricción rotativa. Se realizó la unión a tope en tubos de 32 milímetros, las variables consideradas fueron la velocidad y la presión de soldadura y el tiempo de calentamiento, se empleó velocidad de soldadura de 500 y 600 rev/min, presión de 1,30 y 1,50 MPa, para un tiempo de unión de dos segundos. Para la observación metalográfica las muestras fueron encapsuladas en resina epoxi ROYAPOX. Luego del proceso, se determinó que la aleación presentó un comportamiento superplástico más estable al emplear 500 rev/min, fuerza de presión de 1,50 MPa, lo cual se evidenció al determinar la temperatura de fricción y la de forja. Para 500 rev/min se obtuvo una zona termomecánicamente afectada con microestructura bimodal del Ti - 6 Al - 4V, consisten en granos aislados de fase α en una matriz de fase β transformada a fase α secundaria y para 600 rev/min estructura de fase α y β , pero con granos más finos y al analizar los parámetros de soldadura existe una temperatura de fricción de 940 °C para 500 rev/min y una de 875 °C para 600 rev/min y la temperatura de forja varía de 970 y 875 °C para ambos número de revolución, originado por que a menor rotación, existe mayor calentamiento en las interfases de las piezas. Se realiza la valoración económica y el impacto medio ambiental del proceso productivo y de soldadura.



Abstract

The paper has the objective to establish the behaviour superplastic of the titanium alloy Ti - 6 Al - 4 V of the type $\alpha + \beta$ subjected to welding for revolving friction. One carries out the union to end in tubes of 32 millimetres, the considered variables were the speed and the welding pressure and the time of heating, it was used speed of welding of 500 and 600 rev/min, pressure of 1.30 and 1.50 MPa, for a time of union of two seconds. For the observation metalográfica the samples were encapsulated in resin epoxy ROYAPOX. After the process, it was determined that the alloy presented a behaviour more stable super plastic when using 500 rev/min, force of pressure of 1.50 MPa, that which was evidenced when determining the temperature of friction and that of forge. For 500 rev/min an area heater mechanically was obtained affected with microestructura bimodal of the Ti - 6 Al - 4 V, do they consist on isolated grains of phase α in a phase β transformed to phase α secondary and does it stop 600 rev/min phase structure α and β , but with finer grains and when analyzing the welding parameters a temperature of friction of 940 °C it does exist for 500 rev/min and one of 875 °C for 600 rev/min and does the forge temperature vary of 970 and 875 °C for both revolution number, originated for that to smaller rotation, does bigger heating exist in the interfaces of the pieces. He is carried out the economic valuation and the half environmental impact of the productive process and of welding.



TABLA DE CONTENIDOS

Síntesis	Pág
Introducción	
CAPÍTULO 1. MARCO TEÓRICO. ANTECEDENTES INVESTIGATIVOS	
1.1 Introducción	4
1.2. Características mecánicas de las aleaciones de titanio	4
1.2.1. Generalidades acerca de las aleaciones de titanio	5
1.2.2. Clasificación de las aleaciones de titanio	7
1.3. Aleación Ti - 6 Al - 4 V	8
1.3.1. Microestructura de la aleación Ti - 6 Al - 4 V	9
1.4. Soldadura del titanio por el método de gas y tungsteno	11
1.5. Mecanismo de fricción	13
1.6. Procesos de unión de soldadura por fricción	14
1.6.1. Clasificación de la soldadura por fricción radial	17
1.6.2. Implementación de la soldadura por fricción rotativa en tornos	18
1.6.3. Parámetros de la soldadura por fricción rotativa	19
1.7. Procesos de soldadura por fricción aplicados en aleaciones de titanio	19
1.8. Conformado superplástico	20
1.8.1. Mecanismos de la deformación superplástica	21
1.9. Conclusiones del capítulo 1	24
CAPÍTULO 2. MATERIALES Y MÉTODOS	
2.1. Introducción	25
2.2. Características del flujo tecnológico en la planta de lixiviación	25
2.2.1. Propiedades de la pulpa	25
2.2.2. Características de los enfriadores de pulpa lixiviada (coolers)	26
2.3. Caracterización del material	26
2.3.1. Propiedades generales de la aleación de titanio Ti - 6 Al - 4 V	27
2.4. Plan experimental	28
2.4.1. Análisis microestructural	29
2.4.2. Preparación y montaje para realizar la unión	30
2.4.3. Medición de la temperatura durante el proceso	31
2.4.4. Variables operativas utilizadas para el proceso de unión	32



2.4.5. Relaciones entre las variables	34
2.5. Materiales y equipos empleados en la experimentación	35
2.5.1. Pulidora metalográfica Montasupal	35
2.5.2. Microscopio óptico	35
2.6. Preparación metalográfica de la probeta	35
2.6.1. Encapsulado de las muestras resina epoxi ROYAPOX – 5050	36
2.6.2. Propiedades de la resina epoxi ROYAPOX – 5050	37
2.6.3. Ataque de las muestras para su examen microscópico	38
2.6.4. Ensayo de microdureza aplicado a las muestras	39
2.7. Cálculo de la fuerza de calentamiento	39
2.7.1. Cálculo del área de contacto o de soldadura	40
2.7.2. Cálculo de la fuerza de contacto	40
2.7.3. Cálculo de la distribución de la temperatura en la junta soldada	40
2.8. Conclusiones del capítulo 2	42

CAPÍTULO 3. ANÁLISIS DE LOS RESULTADOS

3.1. Introducción	43
3.2. Análisis de los elementos químicos de la aleación	43
3.3. Análisis de la metodología de cálculo	44
3.4. Análisis de la microestructura de la ZTMA para 500 rev/min	46
3.4.1. Análisis de la microestructura de la ZTA para 500 rev/min	47
3.4.2. Análisis de la microestructura de la ZTMA para 600 rev/min	48
3.4.3. Análisis de la microestructura de la ZTA para 600 rev/min	49
3.4.4. Análisis microestructural de la soldadura del titanio por fusión	51
3.5. Análisis de los parámetros de soldadura	52
3.6. Análisis de la microdureza en las diferentes zonas	54
3.7. Análisis económico	55
3.8. Impacto ambiental	57
3.9. Conclusiones del capítulo 3	59

CONCLUSIONES GENERALES

RECOMENDACIONES

BIBLIOGRAFÍAS



INTRODUCCIÓN

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

La soldadura es algo más que un proceso de producción, es también un proceso de mantenimiento. Algunos de los problemas más difíciles de soldadura se presentan en el mantenimiento.

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

La gran variedad de las aplicaciones de titanio se debe a sus buenas características físicas y químicas. Una buena resistencia a corrosión al formarse una capa protectora de óxido, una elevada resistencia específica relacionadas con un buen comportamiento a fatiga y una buena tenacidad. Además el titanio es capaz de conservar todas sus propiedades casi iguales a temperaturas muy bajas hasta temperaturas próximo a los 600 °C.

La reactividad térmica del titanio depende fuertemente de la temperatura. A altas temperaturas, la reactividad del titanio aumenta. Esta propiedad es especialmente visible con la reactividad del titanio con el oxígeno y otros gases a altas temperaturas. Por encima de los 650 °C, la resistencia a la oxidación decrece rápidamente y tanto el titanio como sus aleaciones deben protegerse del aire debido a su posible combinación con el oxígeno. La presencia de este elemento y el nitrógeno del aire fragiliza al material.

La posibilidad de disolver elementos intersticiales y su influencia en el comportamiento mecánico tiene una gran importancia en diversos procesos, obligado a realizarse en



atmósfera inerte o vacío cualquier calentamiento. Asimismo, su disolución altera en gran medida la temperatura de transformación alotrópica, por lo que puede originar un cambio en la microestructura.

La situación problemática de la investigación la constituye: el área de generación de vapor en las industrias del níquel es una de las de mayor importancia en esta industria, debido a que mediante ella se logra el funcionamiento de casi el total de toda la maquinaria ya sea consumidora de vapor o de energía eléctrica. Esta generación se realiza a través de intercambiadores de calor, los cuales en su mayoría, los tubos que los componen están fabricados de la aleación de titanio. El titanio es un material que, debido a su fina película de óxido, es resistente a la corrosión, tanto en ambientes salinos como en contacto con soluciones ácidas. Sin embargo, la unión de la aleación de titanio Ti - 6Al - 4V con los procesos de soldadura convencionales no es factible, ya que genera defectos tales como microestructuras frágiles, porosidad, distorsión y esfuerzos residuales que impactan en el decremento de la calidad del producto.

El **problema** a investigar lo constituye: el estudio relacionado con el proceso de soldadura por fricción radial o de torque en la aleación de titanio Ti - 6Al - 4V donde se caracterice, a partir de su superplasticidad, su comportamiento microestructural y su dureza, aún es insuficiente.

Como **objeto de la investigación** se establece: aleación de titanio Ti - 6 Al - 4 V sometida a proceso de soldadura por fricción radial o de torque.

El **campo de acción** es el comportamiento microestructural y la microdureza de la aleación de titanio Ti - 6 Al - 4 V sometida a soldadura por fricción radial.

Sobre la base del problema a resolver se establece la siguiente **hipótesis**: con el empleo de un torno de cilindrar donde se considere la velocidad de rotación, la presión y el tiempo de calentamiento y de forja, se podrá obtener en la aleación de titanio Ti - 6 Al - 4 V, microestructuras con características metalúrgicas similares a la del material base en correspondencia con su condición de superplasticidad.

A partir de la hipótesis planteada, se define como **objetivo** del trabajo: establecer el comportamiento en la deformación superplástica de la aleación de titanio Ti - 6 Al - 4 V mediante soldadura por fricción rotativa o de torque.



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

1. Definir las regularidades del comportamiento microestructural, la macrodeformación superficial de piezas simétricas rotativas sometidas a proceso de soldadura por fricción radial o de torque.
2. Establecer el procedimiento metodológico para determinar el comportamiento superplástico y las variaciones estructurales de la aleación de titanio Ti - 6 Al - 4 V sometido a proceso de soldadura por fricción radial o de torque.
3. Determinar a partir de los parámetros establecidos como: la velocidad de rotación, la presión y el tiempo de calentamiento y de forja, la deformación superplástica de la aleación de titanio Ti - 6 Al - 4 V en base a su comportamiento microestructural y su dureza.

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

1. Establecimiento del estado del arte relacionada con el objeto de estudio.
2. Planificación y realización de experimentos.
3. Análisis de los resultados y obtención de las propiedades físico metalúrgicas del comportamiento superplástico de la aleación de titanio Ti - 6Al - 4V sometida a proceso de soldadura por fricción radial o de torque.
4. Fundamentación de los cambios físico metalúrgicos obtenidos del proceso de deformación superplástica de aleación de titanio Ti - 6 Al - 4 V provocado por el efecto del proceso de soldadura por fricción radial o de torque.
5. Planteamiento de los efectos económicos, sociales y ambientales derivados de los procesos de soldadura convencional y los de soldadura por fricción.

Capítulo 1

Marco teórico. Antecedentes investigativos

CAPÍTULO 1. MARCO TEÓRICO. ANTECEDENTES INVESTIGATIVOS

1.1 Introducción

Para correlacionar las propiedades de un material con su microestructura debe tenerse en consideración un gran número de variables. Una de las más importantes es el proceso de fabricación. Un determinado material no posee unas propiedades mecánicas únicas, sino todo un rango de valores correspondientes a diferentes métodos de fabricación. Cada etapa del procesamiento puede tener un efecto sobre la microestructura, que provoca cambios en el límite elástico y en la ductilidad del material que también afectan a su tenacidad de fractura como resultado de la relación directa entre estas propiedades.

En el presente capítulo se establece como objetivo el análisis de las bibliografías existentes relacionadas con los procesos de soldadura por fusión y fricción radial de la aleación de titanio Ti - 6Al - 4V.

1.2. Características mecánicas de las aleaciones de titanio

Fue descubierto en Inglaterra por William Gregor en 1791, pero no sería hasta 1795 cuando recibió su nombre por parte de Klaproth en honor a los primeros hijos mitológicos de la tierra, los Titanes. Cien años después, Albert Hunter del Instituto Politécnico de Troy, N.Y. fue capaz de aislar el tetracloruro de titanio ($TiCl_4$) con sodio.

Químicamente, el titanio pertenece a los elementos de transición del grupo IV de la tabla periódica, es considerado como un metal no ferroso y ligero, su número atómico es el 22 y su masa atómica de 47,9 u (Titanium, 2000), como su banda electrónica está incompleta, permite formar soluciones sólidas con la mayor parte de los elementos sustitucionales que poseen un factor de tamaño de $\pm 20\%$.

El titanio tiene una elevada temperatura de fusión (1 668 °C). Posee una estructura hexagonal compacta (fase " α ") hasta 882,5 °C, por encima de esta temperatura experimenta una transformación alotrópica hacia una estructura cúbica centrada en el cuerpo (fase " β "), y permanece estable hasta el punto de fusión. La transformación anterior también permite la existencia conjunta de las fases α y β (Leyens, 2003).

Las características mecánicas de las aleaciones con base titanio muestran una fuerte dependencia con respecto a parámetros microestructurales tales como: tamaño, forma y

distribución de las fases presentes. Suelen ser aleaciones bifásicas que ofrecen buenas combinaciones de resistencia, ductilidad y tenacidad por unidad de peso, de ahí que su principal utilización sea en la industria aeroespacial. Las tres principales familias son las aleaciones α , $\alpha + \beta$, y β , clasificadas según los niveles de elementos estabilizantes de las fases α (hexagonal) o β (cúbica centrada en el cuerpo) (Wayman 1983 y Callister 1999).

Plantean Semiatin *et al.* (1998) y Bose (2007) que los parámetros que determinan la tenacidad de las aleaciones de titanio son: el nivel de elementos intersticiales y sustitucionales, el tamaño de grano, la morfología microestructural, las fracciones relativas de α y β , y la textura cristalográfica. Las aleaciones con mejor combinación de resistencia y tenacidad son las β metaestables, cuya microestructura consiste en una elevada fracción de fase β con precipitados muy finos de fase α . Por otra parte, para una determinada aleación las propiedades mecánicas dependen sensiblemente de los tratamientos termomecánicos realizados.

Según Dutkiewicz *et al.* (1999), elementos como el oxígeno y aluminio desempeñan un papel importante en la tenacidad de fractura de las aleaciones de titanio. Los mismos aumentan el esfuerzo de cizalladura crítico para el deslizamiento de dislocaciones y afectan a la homogeneidad de la deformación cambiando el carácter del deslizamiento de ondulado a plano.

El resultado final, consideran Beltrán y González (2002), es aumentar la tendencia al apilamiento de dislocaciones y el nivel de tensiones locales. Un factor adicional que induce deslizamiento plano es la presencia de partículas de Ti_3Al en forma de pequeños precipitados coherentes, durante la deformación, los precipitados son cortados y se origina una disminución local en el esfuerzo de cizalladura crítico en el plano de deslizamiento.

1.2.1. Generalidades acerca de las aleaciones de titanio

El titanio y sus aleaciones son considerados hoy en día como uno de los elementos más importantes en la industria. Es el noveno elemento más abundante en la corteza terrestre, si bien no se encuentra en una concentración suficiente que permita una extracción económicamente viable (Mur *et al.*, 2001). Los minerales que muestran una mayor concentración de titanio son el rutilo (TiO_2) y la ilmenita ($FeTiO_3$) (Chang, 1992).

Estas aleaciones ofrecen propiedades superficiales que se adaptan a una amplia variedad de aplicaciones que van desde recubrimientos como barreras térmicas en alabes de turbinas hasta recubrimientos resistentes a la erosión para tuberías de calderas (Boxman *et al.*, 2000). Otra aplicación es para la producción de componentes a partir de sustratos metálicos más económicos y ligeros así como su utilización en el proceso de reparación o restauración de partes desgastadas por el reemplazamiento de todo o parte del recubrimiento (Brooman 2004; Voorwald *et al.*, 2005).

Las modificaciones en la composición mejoran la resistencia a la oxidación y al desgaste del material (Christensen y Wahnstron 2006; Lee *et al.*, 2006) y además, influyen notablemente sobre la microestructura y, en consecuencia, sobre las propiedades mecánicas de estos materiales.

El titanio se caracteriza por su excelente resistencia a la corrosión y la resistencia a altas temperaturas, desde el punto de vista industrial el titanio y sus aleaciones presentan propiedades importantes con respecto al aluminio y sus aleaciones, el acero y el acero inoxidable. Las propiedades de cada uno de estos materiales dependen de la composición final de la aleación y del tipo de tratamiento térmico llevado a cabo. Cabe mencionar que la razón entre la resistencia y el peso es un parámetro significativo durante el diseño de un componente y que a la vista de esta igualdad de peso, el titanio es tres veces más resistente que un acero (Salem y Semiatin, 2009). En la tabla 1.1 se describen las propiedades de algunos metales.

Tabla 1.1. Propiedades del titanio con respecto a otras aleaciones. Fuente: Salem y Semiatin (2009).

Material	Peso	Resist	Resist/peso	Índice de corrosión	Vida estimada
Titanio	1,00	1,00	1,00	1,00	Ilimitada
Aluminio	0,57	0,29	0,51	0,36	2 años
Acero	1,67	0,59	0,35	0,06	1 año
Acero inox	1,67	0,59	0,35	0,31	200 años

Debido a su afinidad por el oxígeno, se cubre de una fina película de óxido a la temperatura ambiente. Gracias a esta película delgada, el titanio es resistente a la corrosión, tanto en ambientes salinos como en contacto con soluciones ácidas. Esta característica la comparte con el aluminio, la protección que proporciona la película protectora del titanio es muy superior a la del aluminio (Salem y Semiatin, 2009).

1.2.2. Clasificación de las aleaciones de titanio

Las aleaciones de titanio se destacan principalmente por dos características: elevada dureza específica y elevada resistencia a la corrosión, esto explica su aplicación preferente en el sector aeroespacial, industria química, implantes médicos y deporte. A temperaturas inferiores a 300 °C, los plásticos reforzados con fibra de carbono poseen mejores valores de dureza específica que las aleaciones de titanio. A 477 °C, la dureza específica de estas aleaciones resulta muy atractiva. No obstante, ha de tenerse en cuenta que la temperatura máxima de aplicación viene limitada por el comportamiento frente a la oxidación (Titanium, 2000).

Una clasificación habitual de las aleaciones de titanio consiste en distinguir tres grupos: aleaciones α , β y α/β . Los elementos aleantes del titanio se pueden clasificar como, estabilizadores de la fase α , de la fase β , o neutros (Leyens, 2003).

El Ti - 6 Al - 4 V es el material de mayor producción dentro de las aleaciones de Ti. La composición química (tabla 1.2) puede variar dependiendo del fabricante.

Tabla 1.2. Composición química de la aleación Ti - 6 Al - 4 V

Norma	Composición en % de masa							
	Al	V	Fe	C	O	N	H	Ti
UNE - 7301	5,5-6,5	3,5-4,5	0,25	0,08	0,13	0,05	0,012	Resto
ISO 5832 - 3	5,5-6,75	3,5-4,5	0,25	0,08	0,13	0,05	0,012	Resto
ASTM F 36	5,5-6,5	3,5-4,5	0,25	0,08	0,13	0,05	0,012	Resto

Los elementos estabilizadores de α (Al, O, N, C), extienden el campo de la fase hasta altas temperaturas, mientras que los estabilizadores de la fase β (Mo, V, Ta, Nb, Fe, Mn, Cr, Co, Ni, Cu, Si, H) llevan la fase hacia bajas temperaturas. Los elementos Sr y Zr se consideran como neutros (Sánchez, 2001; Xuanyong y Chuanxian, 2005).

Entre los estabilizadores de " α ", el aluminio es el más importante aleante del titanio; elementos intersticiales como el oxígeno, nitrógeno y carbono se consideran dentro de este grupo. A medida que se extiende la fase a altas temperaturas, aumenta la transición α/β , los elementos que reducen la transición α/β y estabilizan la fase β se pueden subdividir en dos grupos: los β -isomorfos (Mo, V, Ta y Nb) y los β -eutécticos (Fe, Mn, Cr, Co, Ni, Cu, Si, H).

El principal elemento estabilizador de la fase α , el aluminio, posee aproximadamente la mitad del peso específico del titanio, por lo que las aleaciones α tienen menor densidad que las aleaciones β , más aún si estas últimas se alean con elementos pesados como el molibdeno o el vanadio. Las aleaciones α sólo muestran una dureza moderada, mientras que las α/β pueden endurecerse hasta niveles muy elevados (Azevedo y Corat, 2005).

El excelente comportamiento de las aleaciones de titanio frente a la corrosión, procede de la elevada afinidad del titanio hacia el oxígeno que produce incluso a temperatura ambiente, una fina capa protectora de óxido en la superficie del material (TiO_2). Las aleaciones α son las que mejor resistencia a la corrosión poseen. El comportamiento a oxidación limita la temperatura máxima de utilización de las aleaciones de titanio. Las aleaciones α son menos susceptibles a oxidarse (Hukla *et al.*, 2005). La tabla 1.3 muestra la clasificación de las aleaciones de titanio más importantes comercialmente.

Tabla 1.2. Clasificación de las aleaciones de titanio

Tipo α	Ti - 5Al - 2,5Sn
Tipo α/β	Ti - 8Al - 1Mo - 1V; Ti - 6Al - 2Sn - 4Zr - 2Mo; Ti - 6Al - 4V; Ti - 6Al - 6V - 2Sn Ti - 3Al - 2,5V; Ti - 6Al - 2Sn - 4Zr - 6Mo; Ti - 5Al - 2Sn - 2Zr - 4Cr - 4Mo
Tipo β	Ti - 13V - 11Cr - 3Al; Ti - 15V - 3Cr - 3Al - 3Sn; Ti - 3Al - 8V - 6Cr - 4Mo - 4Zr; 8V - 2Fe - 3Al; Ti - 11,5Mo - 6Zr - 4,5Sn

Según Tamilselvi *et al.* (2006), las aleaciones de titanio en general, poseen baja resistencia al desgaste. La elevada afinidad del titanio por el oxígeno puede producir la transferencia de oxígeno hacia materiales no metálicos produciendo desgaste de tipo adhesivo. Además, la estructura hexagonal compacta (HCP) de estas aleaciones les confiere un elevado coeficiente de desgaste, la formabilidad de las aleaciones α y α/β debe realizarse a alta temperatura. La deformación de estas aleaciones a temperatura ambiente es difícil y es necesario aumentar la temperatura para poder formarlos y procesarlos.

1.3. Aleación Ti - 6 Al - 4 V

Hoy en día, existen más de cien aleaciones de titanio, siendo la Ti - 6 Al - 4 V (aleación tipo $\alpha + \beta$) la más vendida, superando el 50 % de las ventas totales de aleaciones de titanio en Estados Unidos y Europa. Fue desarrollada a principios de los cincuenta en el Instituto Tecnológico de Illinois, Estados Unidos. Su éxito, se fundamenta en el conjunto

global de sus propiedades: alta resistencia, ligereza, formalidad y buena resistencia a la corrosión (Leyens, 2003).

La aleación Ti - 6 Al - 4 V (denominada también Ti grado 5, según norma ASTM B 367) es una aleación de Ti de tipo α/β (Leyens y Peters, 2003). Es extensamente usada como material estructural debido a sus excelentes propiedades mecánicas y de resistencia a la corrosión (Güteryüz y Cimenoglu, 2005), combina una excelente resistencia mecánica con una gran capacidad de conformado, producto de su microestructura bifásica constituida por las fases α (rica en Al) y β (rica en V), donde la fase α ofrece poca plasticidad y tiende a exhibir propiedades mecánicas y físicas anisótropicas, mientras que la fase β presenta buena conformabilidad debido a su alta ductilidad.

Es por esto que la aleación Ti - 6 Al - 4 V es considerada la aleación estándar, contra la cual las demás aleaciones deben ser comparadas para una aplicación específica (Tamiselvi, 2006).

1.3.1. Microestructura de la aleación Ti - 6 Al - 4 V

Las características mecánicas de las aleaciones con base titanio muestran una fuerte dependencia con respecto a parámetros microestructurales, tales como tamaño, forma y distribución de las fases presentes. Suelen ser aleaciones bifásicas que ofrecen buenas combinaciones de resistencia, de ductilidad y de tenacidad por unidad de peso. La aleación Ti - 6 Al - 4 V puede presentar diferentes tipos de microestructuras las cuales pueden ser clasificadas en diferentes categorías dependiendo de sus propiedades y morfología. Dentro de estas microestructuras se destacan la laminar, la equiaxial y la martensítica, como se observa en la figura 1.1.

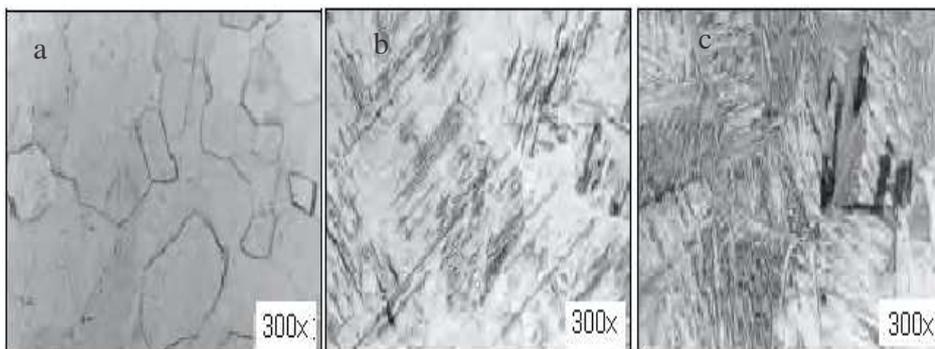


Figura 1.1. Microestructura de las aleaciones de titanio.

La estructura bifásica es la que proporciona las mejores propiedades mecánicas a la aleación Ti - 6 Al - 4 V (Rodríguez y Yépez, 1996; Rack y Qazi, 2006). Sin embargo, es importante resaltar que estas estructuras son desarrolladas a partir de estructuras laminares, cuando se someten a tratamientos termomecánicos posteriores, los cuales deben ser rigurosamente controlados, con la finalidad de garantizar la homogeneidad y el tamaño de grano, además de la presencia de las dos fases.

Knoll y Schaeffer (2006) consideran que después de trabajar el material mecánicamente en un intervalo de temperaturas correspondiente al campo $\alpha + \beta$, es posible obtener una microestructura equiaxial (figura 1.1a), tras un tratamiento térmico de recocido posterior a la deformación. Si la temperatura de recocido es lo suficientemente alta, la fase β se puede transformar a fase α secundaria con estructura laminar (figura 1.1b), obteniéndose finalmente una estructura formada por regiones con láminas muy finas acompañadas por granos de α . Estas regiones laminares de α secundaria son también denominadas β transformada y se clasifica como la microestructura dúplex de la aleación de Ti-6Al-4V.

Otra de las posibles microestructuras de la aleación Ti - 6 Al - 4 V, según Masmoudi *et al.* (2006), es la estructura Widmanstätten (figura 1.1c), que se obtiene a partir de un enfriamiento lento desde temperaturas superiores a la β -transus. Su formación se debe a que durante el proceso de enfriamiento se genera una difusión controlada entre las fases α y β con disminución de la temperatura a intervalos por debajo de la temperatura β -transus, de esta forma la fase α nuclea a los límites de grano de β y crece en forma de láminas.

Esta estructura es una combinación de placas gruesas y de placas delgadas de β que se unen formando paquetes o colonias. Se caracteriza por tener una mayor tenacidad a la fractura y resistencia a corrosión inducida por tensión. Peters *et al.* (1982), clasifican las aleaciones comerciales bifásicas ($\alpha + \beta$) de titanio de acuerdo al arreglo geométrico de estas fases en: laminar, equiaxial y mixta (laminar y equiaxial), la cual es conocida como bimodal. Las estructuras laminares son controladas mediante tratamientos térmicos, en contraste con las estructuras equiaxiales y bimodales, las cuales requieren procesos de deformación adicional y subsecuentes aplicación de tratamientos de recocido.

Shah *et al.* (1995); Kuhlman (1996), plantean que el Ti - 6 Al - 4 V como aleación $\alpha - \beta$ puede presentar diferentes composiciones de la fase α y la fase β dependiendo de la

cantidad de elementos intersticiales que contenga y el tipo de térmico al que haya sido sometida.

Si el recocido se realiza a una temperatura menor que la temperatura de inicio de la martensita, la microestructura final estará formada por granos equiaxiales de α y de β . Esta microestructura se denomina mill-annealed y tiene una gran dependencia con la cantidad de trabajo mecánico realizado inicialmente sobre el material. Esta microestructura presenta una buena combinación de tenacidad, ductilidad y resistencia a la fatiga, razón por la cual es la más frecuentemente usada en la aleación Ti - 6 Al - 4 V.

Picu y Majorell (2002) definen que al enfriar el material desde la temperatura de recocido donde la microestructura consta de una combinación entre la fase α primaria y la fase β , se obtiene una estructura que va a ser dependiente de la velocidad de enfriamiento desde dicha temperatura. Durante este enfriamiento la fase α no se transforma, manteniendo entonces su morfología, mientras que la fase β sí se transforma.

En las aleaciones $\alpha + \beta$, tanto para microestructuras equiaxiales como laminares del tipo Widmanstätten, estos defectos se generan por deformaciones no homogéneas que conllevan a una alta concentración de esfuerzos en las intercaras de los granos (Semiatin *et al.*, 1998). A tasas de deformación altas, estos esfuerzos no pueden ser aliviados por fenómenos de difusión o flujo plástico, mientras que a tasas de deformación bajas estos fenómenos tienen lugar ayudando a liberar la concentración de esfuerzos y reacomodando la deformación generada (Gil y Planell, 1998).

Las aleaciones de titanio al tratarse térmicamente pueden dar diferentes microestructuras que proporcionan propiedades mecánicas diferentes. La aleación Ti-6Al-4V, es una de las que mayores posibilidades proporciona ya que sí se trata térmicamente dentro de la región $\alpha + \beta$ se obtiene una estructura denominada "mili annealed". Si se trata en la región β con un enfriamiento posterior lento se obtiene una microestructura de placas α de Widmanstten rodeada de fase β y si el enfriamiento es rápido se obtiene una estructura martensítica (Donachie, 1989 y Polmear, 1981).

1.4. Soldadura del titanio por el método gas y tungsteno

Según Bingul y Cook (1999); Aguirre (2006), la soldadura por arco de tungsteno y gas (gas tungsten arc welding, GTAW) es un proceso de soldadura por arco eléctrico, que

produce la coalescencia de metales calentándolos con un arco entre un electrodo de tungsteno (no consumible) y la pieza de trabajo (figura 1.2). La protección al charco de soldadura se obtiene a partir de un gas o de una mezcla de gases. A este proceso se le denomina algunas veces soldadura TIG, "Soldadura de Tungsteno con Gas Inerte".

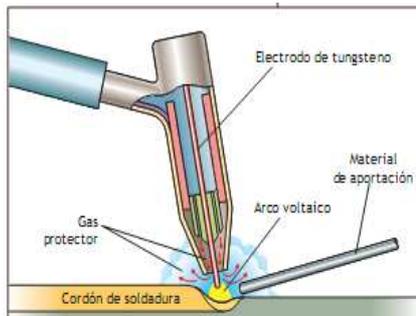


Figura 1.2. Proceso de soldadura GTAW. Fuente: Aguirre (2006).

Plantea Bhaumik *et al.* (2001) que en la soldadura del titanio, cuando es calentado alrededor de los 650 °C, tiende a oxidarse rápidamente. A elevadas temperaturas el material está propenso a disolver discretamente cantidades de este óxido en solución. Por esta razón, la soldadura del titanio requiere una atmósfera protectora, como la atmósfera de un gas inerte o activo, para prevenir la contaminación y la fragilidad de nitrógeno y oxígeno. El relativo bajo coeficiente de expansión térmica y de conductibilidad minimiza, la posibilidad de distorsión, durante la soldadura.

Considera Mayra *et al.* (1988), que estos elementos se disuelven intersticialmente en la aleación alterando sustancialmente sus propiedades. Pequeñas cantidades de nitrógeno y oxígeno incrementan apreciablemente la dureza del material, pero reducen su tenacidad en tanto que la disolución del hidrógeno provoca una fuerte fragilización del material y aumenta su sensibilidad a la entalla.

Los procesos de soldadura por arco utilizando un gas inerte para impedir la posible contaminación exterior han demostrado sobradamente su eficacia para el logro de uniones fiables de titanio y sus aleaciones. Así tanto los procesos de soldadura por arco bajo gas de protección con electrodo no consumible GTAW (Plaza *et al.*, 1992), como con electrodo consumible GMAW (Abbot, 1982) se han utilizado con éxito para la unión de estas aleaciones.

Considera Li *et al.* (200); que las propiedades mecánicas de las uniones soldadas dependen en gran medida de la estructura obtenida en el proceso de solidificación. Por

un lado, parece interesante el empleo de bajos aportes térmicos que permita la consecución de un tamaño de grano más fino pero no se debe olvidar que este aporte debe ser suficiente para conseguir una penetración total. Resulta evidente, por tanto, que el aporte térmico óptimo será aquel que garantizando una penetración total sea capaz de producir la microestructura más fina.

La aleación Ti - 6Al - 4V se considera que tiene buena soldabilidad a través de los procesos de soldadura por fusión como arco, láser o haz de electrones. Estos procesos de soldadura producen tamaños de grano grande, precipitación de martensita que pueden producir efectos adversos sobre las propiedades mecánicas de las soldaduras. Los procesos de soldadura en estado sólido, como el proceso FSW son capaces de retener la integridad de las microestructuras del material y propiedades mecánicas, permitiendo así que puedan ser más comparables a la matriz del material base.

El autor Yunlian (2000) considera que independientemente de las condiciones de soldabilidad que presentan las aleaciones de titanio por los procesos de fusión, la utilización de estos procesos de soldadura presenta defectos tales como microestructuras frágiles, porosidad, distorsión y esfuerzos residuales. Para evitar la presencia de los defectos asociados con la fusión y solidificación en la unión de materiales, el proceso de soldadura por fricción parece ser muy conveniente en la unión de aleaciones de titanio.

1.5. Mecanismo de fricción

Los mecanismos de contacto y la física de la fricción son disciplinas fundamentales en las ciencias de la ingeniería, estos fenómenos son indispensables para un sin número de aplicaciones, por ejemplo: la construcción de diseños seguros y de bajo costo, y son indispensables para la fabricación de frenos, llantas, cojinetes, motores de combustión, bisagras, uniones, piezas de fundición, mecanizado, contactos eléctricos, y muchos otros. Estas aplicaciones tienen tareas que van desde el análisis de estrés de los elementos de contacto y las articulaciones, el análisis de los diseños considerando la influencia de la lubricación requerida para evitar el desgaste de las partes (Alcántara *et al.*, 2009).

Dickerson *et al.* (2003) determinan la fricción describiendo que cuando se intenta rodar o arrastrar un cuerpo por el suelo, se encuentra que hay una fuerza que se opone al movimiento. Esta fuerza se llama fricción o rozamiento. Buhl *et al.* (2013) define la fricción como la fuerza que se opone al movimiento que se da cuando dos materiales o

medios están en contacto. Esta fuerza de resistencia al movimiento existe con todos los tipos de medios, sólidos, líquidos y gases y se caracteriza como fuerza de fricción.

La figura 1.3 muestra el diagrama de cuerpo libre que ilustra el deslizamiento de un cuerpo libre sobre una superficie.

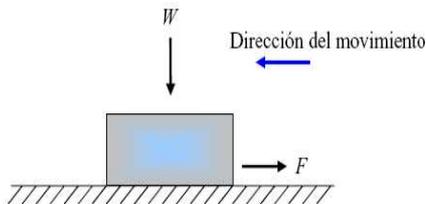


Figura 1.3. Diagrama de cuerpo libre de la fricción.

La energía de fricción disipada durante las deformaciones microscópicas que se producen entre las superficies de contacto, se convierte completamente en energía térmica. Por lo tanto, en realidad, la fuerza de fricción está influenciada por las propiedades físicas y químicas de las superficies que interactúan, dependientes de la carga, las velocidades relativas y la temperatura de los mismos.

La fricción entre sólidos generalmente se clasifica en tres tipos: estática, deslizante (cinética) y rodante. La fricción estática incluye todos los casos en que la fuerza de fricción es suficiente para impedir un movimiento relativo entre las superficies. La fricción de rodamiento se da cuando una superficie gira conforme se mueve sobre otra superficie, pero no desliza ni resbala en el punto o área de contacto.

Según Mishra *et al.* (2014). en el proceso de soldadura por fricción estas deformaciones microscópicas se producen principalmente en la superficie de la pieza (la superficie de la herramienta más o menos es considerada no-deformable, aunque puede que no ocurra para el proceso de soldadura por fricción con materiales de alta temperatura y herramientas de metal refractario). Como consecuencia, el calor generado se distribuye de forma desigual entre las dos superficies, la magnitud de esta partición de calor depende la conductividad térmica, la capacidad calorífica, la velocidad relativa y el área interfacial de la herramienta y la pieza de trabajo.

1.6. Procesos de unión de soldadura por fricción

La soldadura por fricción tiene la finalidad de lograr uniones en materiales con perfiles cilíndricos que no pueden soldarse de forma convencional. Conocido como el proceso de

unión de dos piezas en un estado sólido, la soldadura por fricción rotativa (Rotary Friction Welding, RFW), por sus siglas en inglés *Friction Stir Welding* o *Friction Rotatory Welding* es un proceso utilizado en muchas áreas de la industria manufacturera, por ejemplo, la industria naval, marina, aeroespacial y el transporte terrestre y en menor escala; la industria de motorización eléctrica, en electrodomésticos, tanques de gas y en la industria química y agrícola (Cabot, 2003 y Aguilar, 2014).

Quintana (2012) y Tufaro y Svoboda (2014) plantean que la soldadura por fricción (FRW), es un proceso de soldadura de estado sólido, donde se mezclan los materiales sin llegar a fundirlos debido al roce de una de las piezas con respecto de la otra, con la producción de calor que desplaza plásticamente material de empalme y se produce la unión. Con este método no se requiere metal de aporte, fundente, ni gas protector, ofrece buenas propiedades mecánicas y se puede automatizar fácilmente con la utilización de máquinas y herramientas ya existentes; además es una técnica generosa con el medio ambiente por no producir gases tóxicos, radiación, ni chispa.

Debido a que este tipo de soldadura es un proceso nuevo, se presenta la necesidad de conocer los valores de las variables involucradas que permitan uniones de calidad, siendo el tiempo en la etapa de calentamiento un factor determinante en la calidad de la unión (Vucetich (2013).

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

Falla *et al.* (2012) plantea que con este método no se requiere metal de aporte, fundente ni gas protector. Los pasos básicos de la soldadura por fricción se muestran en la figura 1.4; primero, una pieza de trabajo se gira y la otra se mantiene estacionaria, como se indica en la figura 1(A), al alcanzar la velocidad angular apropiada, las dos piezas de trabajo se juntan y se aplica una fuerza axial, como se observa en la figura 1(B). La

frotación en la cara interna calienta la pieza de trabajo localmente y comienza el vuelco (figura 1 (C) y por último, se detiene la rotación de una de las piezas y se completa eliminando la rebaba producida, tal como se observa en la figura 1 (D).

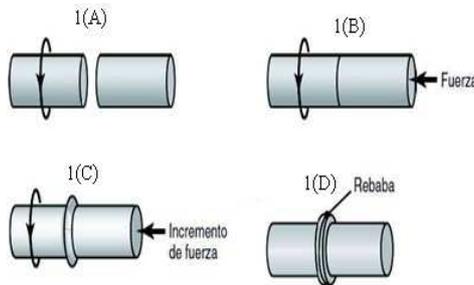


Figura 1.4. Principios de la soldadura por fricción. Fuente: Mishra (2007).

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

La soldadura por fricción se puede utilizar para unir variedad de materiales, siempre y cuando uno de los componentes tenga alguna simetría rotacional. Mediante este método es posible unir las partes sólidas o tubulares con una buena resistencia en la unión. Así se han unido con éxito barras sólidas de acero de hasta 100 mm (4 pulgadas) de diámetro y tubos de hasta 250 mm (10 pulgadas) de diámetro exterior (Velandia, 2009).

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

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

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

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

1.6.1. Clasificación de la soldadura por fricción radial

La soldadura por fricción rotativa (figura 1.5), es por mucho la forma más común de soldadura por fricción y representa la mayor parte de las máquinas hoy en día (Nicholas, 2003). La temperatura de fricción se obtiene rotando un componente axialmente contra otro estático y bien sujeto, aplicando una cierta cantidad de fuerza. Después de unos instantes (segundos) el punto de unión alcanza la temperatura óptima cesando la rotación y aplicando una mayor cantidad de fuerza que forja y consolida la unión.



Figura 1.5. Soldadura por fricción rotativa.

Durante el proceso se combinan los parámetros de velocidad de rotación desplazamiento, tiempo, temperatura y fuerza para obtener la soldadura por diversos materiales. El proceso es, además de flexible y robusto, muy tolerante a las diferentes calidades de los materiales.

La soldadura por fricción rotativa se divide en dos variantes: direct drive (control directo) e inercia. Para el proceso de control directo, una parte se mantiene estacionaria mientras que la otra rota a una velocidad constante controlado por un motor eléctrico o hidráulico, que se frena cuando se va a aplicar la fuerza de forja.

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

1.6.2. Implementación de la soldadura por fricción rotativa en tornos

El torno convencional (figura 1.6) es una máquina usada como herramienta para el proceso de fabricación de piezas de revolución. Permite pequeñas tolerancias y acabados superficiales buenos, compuesto de una combinación de cajas angulares y componentes internos, dando como resultado una base amplia y una estructura de cama (Feschenkov y Majmutov, 1989).



Figura 1.6. Torno paralelo 16 K 20.

De acuerdo con Feschenkov y Majmutov (1989), el torno paralelo está equipado con husillos de movimiento de avance, retroceso y control de frenado hidráulico. El frenado manual y el frenado por pedal son elementos de uso conveniente para el operador, pues el freno es sensible, seguro y confiable. El torno convencional se caracteriza por su rigidez, en términos tanto de estructura como de potencia de transmisión.

El equipo posee precisión estable, y se encuentra en la capacidad de realizar cortes difíciles de piezas a altas revoluciones. Debido a que un torno convencional cumple con

las características necesarias para usarse como máquina de soldadura por fricción rotativa así como a los altos precios de las máquinas específicas hechas para esta soldadura, es que actualmente muchos talleres pequeños o bien, muchas universidades siguen adaptando tornos convencionales para la aplicación de este tipo de soldadura, particularmente para fines de investigación es bastante útil.

1.6.3. Parámetros de la soldadura por fricción rotativa

Varios parámetros se pueden controlar en la soldadura por fricción rotativa. Estos parámetros incluyen el diámetro de la pieza a soldar, la velocidad de rotación, tiempo de fricción, tiempo de forja, presión de fricción y presión de forja, así como otros parámetros tales como la geometría de las piezas y las propiedades del material. La velocidad de rotación, tiempo de fricción, presión de fricción, presión de forja y el tiempo de forja son los parámetros necesarios para tener en cuenta al optimizar el proceso de soldadura. Un proceso de soldadura exitoso se puede producir si los parámetros se optimizan (Maalekian, 2007 y Uzkut *et al.*, 2010).

Según Maalekian, 2007 y Uzkut *et al.* (2010), las rev/min inferiores de las partes giratorias causan momentos torsores y resultados de calor no uniformes. Por otra parte, la disminución de valores de rev/min puede minimizar la formación de compuestos intermetálicos. Altas velocidades de rotación tienden a incrementar el ancho de la zona afectada por el calor así como el tamaño de grano. Para evitar el sobrecalentamiento en la zona de soldadura, la presión y el tiempo de fricción tienen que ser cuidadosamente controlados

Según Zhou *et al.* (2010) las aleaciones de titanio responden muy bien a este tipo de soldadura. Las uniones resultantes poseen una dureza al impacto y una resistencia tensil comparable a los materiales procesados. Exhiben, por tanto, una combinación de dureza y resistencia muy superior al de los procesos de soldadura por fusión. Uno de los máximos potenciales de este proceso es la fabricación de composites intermetálicos de titanio y aluminio.

1.7. Procesos de soldadura por fricción aplicados en aleaciones de titanio

Tra *et al.* (2010), fueron de los primeros en informar sobre la soldadura por fricción en aleaciones de titanio, trabajaron en espesor de 12 mm en aleaciones Ti-17 y Ti-6Al-4V,

reportaron el desarrollo de parámetros, análisis metalúrgicos, pruebas mecánicas, evaluaciones de tratamientos térmicos posteriores a la soldadura, evaluaciones de materiales para las herramientas y distribución térmica, sin embargo, mostraron pocos detalles con respecto a los parámetros de proceso y las herramientas utilizadas.

Leinert (2002) proporcionó una revisión del proceso de soldadura por fricción agitación en titanio comercialmente puro CP Ti y las aleaciones de titanio Ti-6Al-4V, Ti-15V-3Cr-3Al-3Sn y β 21-S, en su trabajo reportó materiales y diseño de herramientas, parámetros de proceso, microestructuras, microdureza y propiedades mecánicas.

Ramírez y Juhas (2003) también reportaron sobre la aleación de titanio Ti-6Al-4V β recocido en 6 mm de espesor, los parámetros utilizados fueron los mismos que Leinert (2002), la única diferencia fue que se utilizó una herramienta de material W-25 % Re, la microestructura de las soldaduras en ambas condiciones fueron muy similares, consiste en pequeños granos β con finas capas β en los límites de granos. Esto implica que la evolución microestructural depende de los ciclos térmicos durante el proceso FSW y no de la microestructura base. Esta fue una observación clave de su investigación.

Zhang *et al.* (2008) trabajaron con la aleación Ti-6Al-4V explorando la microestructura y propiedades mecánicas en placas de 3 mm de espesor, variaron la velocidad de rotación de la fresadora y utilizaron una herramienta fabricada de molibdeno, la velocidad de penetración se utilizó en valores de 2 mm/min y 60 mm/min y la velocidad de rotación de la herramienta en un rango de 300 a 600 rev/min. Se observaron defectos en las uniones, pero obtuvieron soldaduras libres de defectos a 400 y 500 rev/min. El análisis microestructural mostró un tamaño de grano refinado, con evidencia de haber superado la temperatura β transus. La microestructura de la zona afectada por el calor se originó por debajo de la temperatura β transus. En general se encontró que la dureza en la zona de la soldadura o agitación era mayor que la del metal base.

1.8. Conformado superplástico

Las principales aplicaciones de la superplasticidad son el conformado superplástico y la soldadura por difusión (soldadura en estado sólido) (Chica *et al.*, 2009). El interés del conformado superplástico ha crecido en los últimos años como consecuencia de varios hallazgos científicos recientes: el descubrimiento de la superplasticidad en materiales difíciles de conformar (materiales nanocristalinos (Valiev *et al.*, 1993) y cerámicas

(Wakai *et al.*, 1986), en materiales compuestos de matriz metálica (Yu *et al.*, 1984) y en intermetálicos (Sikka *et al.*, 1987) y la observación de superplasticidad a muy alta velocidad de deformación (Nieh *et al.*, 1984).

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

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

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

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

1.8.1. Mecanismos de la deformación superplástica

En la actualidad existen diversos criterios acerca de cuáles son los mecanismos de deformación predominantes durante la deformación superplástica. Fundamentalmente se pueden resumir en cuatro:

- a) el principal mecanismo de deformación es el deslizamiento de fronteras de grano y el deslizamiento cristalográfico es sólo un mecanismo de acomodación (Valiev, 1993; Sherby y Wadsworth, 1989; Edington *et al.*, 1976),
- b) el deslizamiento de fronteras de grano y el deslizamiento cristalográfico contribuyen a la deformación superplástica simultáneamente en todos los estadios de la deformación (Cutler *et al.*, 1974 y Melton *et al.*, 1974),
- c) el deslizamiento cristalográfico es el mecanismo predominante en los primeros estadios de la deformación y posteriormente predomina el deslizamiento de fronteras de grano (Bowen, 1990; Tsuzaki *et al.*, 1990 y Liu y Chakrabarti, 1996),
- d) el deslizamiento cristalográfico es el mecanismo predominante durante todos los estadios de la deformación (Blackwell y Bate, 1993; McDarmid *et al.*, 1984).

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

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

Las investigaciones anteriores a 1986 en las que se observó la actuación simultánea de deslizamiento de fronteras de grano y deslizamiento cristalográfico fueron recopiladas por Padmanabhan y Lücke (1986), estos autores publicaron unos años más tarde un estudio sobre la aleación superplástica Al - 6 % Cu - 0,3% Zr de tamaño de grano $d > 20 \mu\text{m}$, donde afirman que la contribución del deslizamiento cristalográfico puede llegar a ser como mucho de un 20 % a velocidades de deformación elevadas (Padmanabhan *et al.*, 1991).



Muy recientemente también se han publicado estudios en los que la deformación superplástica se atribuye a la coexistencia del deslizamiento de fronteras de grano y el deslizamiento cristalográfico, como ejemplo, los trabajos de Jin *et al.* (1998) sobre la deformación superplástica a muy alta velocidad de deformación (high strain rate superplasticity, HSRS) de la aleación IN 90211 obtenida por aleado mecánico o el estudio sobre la aleación 8090 realizado por Fan *et al.* (1997).

Otros autores como Bowen (1990); Tsuzaki *et al.*, 1990 y Liu y Chakrabarti (1996), proponen que el deslizamiento cristalográfico es el mecanismo predominante en los primeros estadios de la deformación ($\epsilon < 0,7$) en materiales cuya microestructura inicial no es adecuada para que tenga lugar el deslizamiento de fronteras de grano. En materiales cuya microestructura inicial está formada por granos alargados o con forma de pancake, el movimiento de dislocaciones daría lugar a la formación de granos equiaxiales, aptos para deslizar.

Lee y Wang (2006) radican la importancia del tamaño de grano en la fractura de las aleaciones superplásticas comerciales de titanio Ti-6Al-4V y aluminio 7475. Ellos estudiaron el crecimiento de cavidades durante la deformación superplástica y concluyeron que la elongación total es aproximadamente una función lineal de la inversa del tamaño de grano de los materiales superplásticos. El modelo entregado en ese estudio se basó en una teoría el deslizamiento de los bordes de grano y una teoría de crecimiento de cavidades.



1.9. Conclusiones del capítulo 1

- En la revisión bibliográfica se determinó que las aleaciones de titanio al ser sometidas a proceso de soldadura por fusión puede aparecer defectos tales como microestructuras frágiles, porosidad, distorsión y esfuerzos residuales.
- Se pudo establecer que la soldadura por fricción radial o rotativa es un método de soldadura en estado sólido donde se logran uniones con bajo costo y alta calidad sin necesidad de material de aporte y con buenas características metalúrgicas, tanto en materiales similares como disímiles.
- El mecanismo de deformación superplástica se debe a la actuación simultánea de los mecanismos de deslizamiento de fronteras de grano y deslizamiento cristalográfico durante todos los estadios de la deformación establecida por el flujo plástico.

Capítulo 2

Materiales y métodos



CAPÍTULO 2. MATERIALES Y MÉTODOS

2.1. Introducción

Las aleaciones de titanio se destacan principalmente por dos características: elevada dureza específica y elevada resistencia a la corrosión (Titanium, 2000), esto explica su aplicación preferente en el sector aeroespacial, industria química, implantes médicos y deporte. Muchos de los materiales construidos se optimizan para trabajar bajo determinadas condiciones de carga, con el objetivo de reducir los daños debidos a la tracción, la fatiga y la fluencia.

No obstante es necesario considerar deterioros debidos a desgaste, oxidación y corrosión, propios del entorno de trabajo. Es aquí donde las aleaciones resistentes a altas temperaturas van a permitir la protección de elementos electromecánicos frente a estos tipos de daños.

En este capítulo se plantea como objetivo establecer la metodología relacionada con la preparación de muestras, así como la relación de máquinas y equipos a emplear en la experimentación.

2.2. Características del flujo tecnológico en la planta de lixiviación

En esta planta comienza el proceso metalúrgico del mineral laterítico después de haber recibido el tratamiento físico en las plantas de Pulpa y Espesadores. La planta de lixiviación es la encargada de lixiviar la pulpa por medio de un agente químico, que en este caso es el ácido sulfúrico (H_2SO_4), donde se efectúa la disolución de los óxidos de níquel y cobalto fundamentalmente, es decir donde se separan de los demás elementos que componen el mineral con vista a la extracción del níquel y cobalto en forma de sulfatos. El proceso se efectúa bajo condiciones específicas y apropiadas de operación como son: la temperatura, la presión, los cuales son llevados a cabo en un sistema de reactores.

2.2.1. Propiedades de la pulpa

La pulpa con un 45 - 48 % de sólido y 28 °C de temperatura es bombeada desde la planta de espesadores de pulpa a través de una de las dos líneas, dividiéndose en dos partes en la planta de lixiviación, hacia los precalentadores de mineral. La pulpa se introduce por la parte superior de los mismos donde se precalienta hasta 82 °C por contacto directo con vapor de 15 atmósferas (1,5 MPa), a contracorriente y se distribuye en todas las secciones del mismo,



lográndose de esta manera una mayor superficie de contacto entre la pulpa y el vapor. Una vez precalentada con aproximadamente 42 - 45 % de sólido descarga por el fondo a los tanques de almacenaje donde se mantiene homogeneizada por medio de un sistema de agitadores mecánico – neumático.

2.2.2. Características de los enfriadores de pulpa lixiviada (coolers)

Estos equipos se codifican como 135 - EX - 1, 2, 3, 4 - 5 A/B, las características fundamentales es que es un Shell de acero al carbono diseñado para presiones de 0,34 MPa. Las calandrias son de haz tubular con disposición triangular de titanio de grado 5 (A - 55) A 285 grado C, con un diámetro exterior de 38 mm y espesor de 2 mm con longitud de 5 332 mm, todos soldados a la placa y mandrilados. Posee una placa delantera de acero recubierta con plancha de titanio.

En el primer pase presenta 39 tubos, en el 2do tiene 28, en el 3er pase 26 y 24 en el último. Su base de diseño es para una velocidad de 4 - 6 pie/seg (73 – 109,7 m/min.). El régimen de trabajo es de 3,61 MPa y 246 °C. Se adicionan a esto un sistema de control y medición de conductividad en el shell encargado de detectar ponches en calandrias.

La función principal es enfriar la pulpa lixiviada procedente del reactor “D”, desde 246 °C hasta 135 °C, produce a su vez hasta 236, 588 m/min de vapor saturado de 0,103 MPa de 121 °C utilizado en el precalentamiento de mineral y en la planta de Precipitación de Sulfuros.

2.3. Caracterización del material

El análisis químico del material empleado, como se observa en la tabla 2.1, se realizó empleando un espectrómetro de masa PMI MASTER PRO con electrodo de base tungsteno bajo arco sumergido en atmósfera de argón en el laboratorio de corrosión de la empresa “Comandante Pedro Sotto Alba”.

Tabla 2.1. Composición química en masa de la aleación de titanio Ti - 6 Al - 4 V

O	N	C	H	Fe	Al	V	Ti
0,25	0,05	0,10	0,015	0,40	5,5 – 6,75	3,5 – 4,5	Balance

Entre los estabilizadores de ‘ α ’, el aluminio es el más importante aleante del titanio; elementos intersticiales como el oxígeno, el nitrógeno y el carbono se consideran dentro de este grupo. Los elementos que pueden alearse con el titanio forman una solución sólida.

Cuando a un metal se le añade un segundo elemento, los átomos de ambos tipos se ajustan a posiciones que se definen, respectivamente, como soluciones sólidas de sustitución y soluciones sólidas intersticiales. Los elementos con átomos de radio grande formarán mejor una solución sólida de sustitución, por lo que un elemento aleante estabilizará la fase α o β ; es decir, aquella fase que tenga más solubilidad. De los 21 elementos estabilizadores solo se producen soluciones sólidas intersticiales con el hidrógeno (H), el carbono (C), el nitrógeno (N) y el oxígeno (O). Los otros elementos se agregan por sustitución.

La adición de aluminio estabiliza la fase α y aumentan la temperatura de transformación, en tanto que el cromo, el molibdeno, el vanadio y otros estabilizan la fase β y reducen la temperatura de transformación. Existen dos tipos de estabilizadores β : los β -estabilizadores isomorfos, que son el vanadio y el molibdeno y que no forman compuestos intermetálicos con el titanio BCC; y los β -estabilizadores eutécticos que son el hierro (Fe), el manganeso (Mn), el cromo (Cr), el cobalto (Co), el níquel (Ni), el cobre (Cu) y el silicio (Si), y que forman sistemas eutectoides con el titanio.

En cuanto a las propiedades mecánicas, los elementos estabilizadores de la fase α , como el aluminio y otros elementos llamados neutros elevan la resistencia del titanio, pero aumentan la fragilidad. Como las aleaciones α son de una sola fase, no pueden ser tratadas térmicamente a fin de obtener mejoras en las propiedades mecánicas. Por otro lado, los β -estabilizadores eutécticos minimizan la formación de compuestos intermetálicos que puede ocurrir en el servicio a altas temperaturas y resulta en una mejora de las propiedades mecánicas (Ferriere *et al.*, 2006 y Correa, 2012).

2.3.1. Propiedades generales de la aleación de titanio Ti - 6 Al - 4 V

Las propiedades mecánicas del titanio dependen de su pureza. El titanio puro es muy dúctil y su resistencia a la tracción es relativamente baja. Se puede elevar su resistencia, a expensas de disminuir su plasticidad, disolviendo otros elementos en la red del titanio. El oxígeno y el nitrógeno, cuando están disueltos en el titanio, proporcionan una mayor resistencia, lo que no ocurre cuando se hallan en forma de óxidos.

En general la resistencia de los materiales disminuye con el aumento de la temperatura debido a que la movilidad de los átomos se incrementa con la temperatura, los procesos de deformación son controlados por la difusión de la materia, lo que tiene un efecto

significativo sobre las propiedades mecánicas a altas temperaturas. En la tabla 2.2 se muestran las propiedades generales de la aleación de titanio Ti - 6 Al - 4 V.

Tabla 2.2. Propiedades generales de la aleación de titanio Ti - 6 Al - 4 V

Propiedades mecánicas	Unidad	Observaciones
Densidad (kg/dm ³)	4,5	
Dureza Brinell (HRB)	33	
Tensión última (MPa)	170	
Tensión de fluencia (MPa)	240	
Elongación (%)	50	
Reducción del área (%)	25	
Módulo de elasticidad (GPa)	120	
Coefficiente de Poisson	0,29	
Maquinabilidad (%)	57	
Propiedades eléctricas		
Resistencia eléctrica (Ohm - cm)	1,71x18 ⁻⁸	a 20 °C
Propiedades térmicas		
Punto de fusión (°C)	1 670	
CTE, línea 20 °C (µm/m-°C)	11,7	
Capacidad térmica (J/g-°C)	0,486	
Conductividad térmica (W/m °C)	52	

La posibilidad de disolver elementos intersticiales y su influencia en el comportamiento mecánico tiene una gran importancia en diversos procesos, obligando a realizar en atmósfera inerte o vacío cualquier calentamiento. Asimismo, su disolución altera en gran medida la temperatura de transformación alotrópica, por lo que puede originar un cambio en la microestructura. El comportamiento en caliente y a la fluencia es inferior al que podría esperarse de su temperatura de fusión.

2.4. Plan experimental

La metalografía estudia las características estructurales y de constitución de los productos metalúrgicos con la ayuda del microscopio metalográfico, para relacionarlos con sus propiedades físicas y mecánicas. La preparación defectuosa de las probetas puede arrancar las inclusiones importantes, destruir los bordes de grano, revenir un acero templado o en general, originar una estructura superficial distorsionada que no guarda ninguna relación con la superficie representativa y características de la aleación. Las operaciones se resumen en el siguiente orden, según la norma NC 10 - 56:86 y ASTM E3 - 95.

1. Selección de la muestra.

2. Toma o corte de la muestra.
3. Ensayo de espectrometría de emisión óptica.
4. Montaje y preparación de la probeta.
5. Ataque químico de la probeta.
6. Análisis microscópico.
7. Obtención de micrografías.
8. Ensayo de espectrofotometría de absorción atómica.
9. Ensayo de espectrometría de emisión óptica de plasma.

Para el desarrollo del plan experimental se prepararon tres probetas de tubos de titanio, cortados de una tubería nueva de la aleación de titanio Ti - 6 Al - 4 V, las cuales se sometieron a proceso de fricción bajo diferentes condiciones. Para la soldadura los tubos se seleccionaron con longitud de 200 milímetros cada uno, se cortaron en un torno 16 K 20, se empleo abundante refrigeración considerando las propiedades del material que se comporta de forma abrasiva al ser sometido a proceso de maquinado con arranque de virutas, lo que ocasiona deterioro de la herramienta y pérdida acelerada del filo.

2.4.1. Análisis microestructural

El análisis microestructural consistió en la observación de una muestra patrón de la aleación de titanio Ti - 6 Al - 4 V. Esta se empleará para establecer el comportamiento del material de las muestras después de efectuado el análisis de cada una de las partes afectadas. La figura 2.1 se corresponde con la muestra.

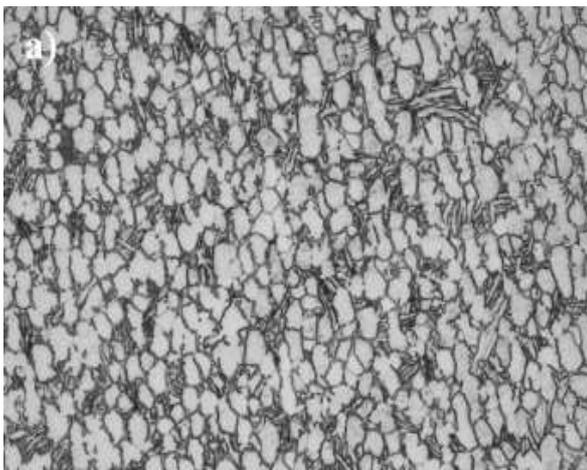


Figura 2.1. Muestra patrón de la aleación de titanio.

La microestructura de la figura 2.1 se corresponde con la muestra patrón de la aleación Ti - 6 Al - 4V y consiste en granos equiaxiales de fase α y placas de Widmanstätten de fase α de pequeño tamaño. La fase β rodea los granos y las placas de α .

Cuando el material se somete a tratamientos térmicos a temperaturas superiores a la β -transus ($T = 1\ 040\ ^\circ\text{C}$), los granos se convierten en fase β y al enfriar lentamente se obtiene una estructura totalmente de placas α de Widmanstätten rodeadas de fase β (Vairis y Frost, 2000).

2.4.2. Preparación y montaje para realizar la unión

En la soldadura por fricción se deben tener en cuenta las funciones principales del proceso como son: unión, compresión, desacople de las partes, rotación y fricción bajo presión de las partes, frenado y ajustes minuciosos de los tiempos de procesamiento requeridos, así como, otras fuerzas radiales y axiales. En la figura 2.2 se muestra el modelo considerado para la fusión, las probetas son tubos de la aleación Ti - 6 Al - 4V de 32 mm de diámetro.

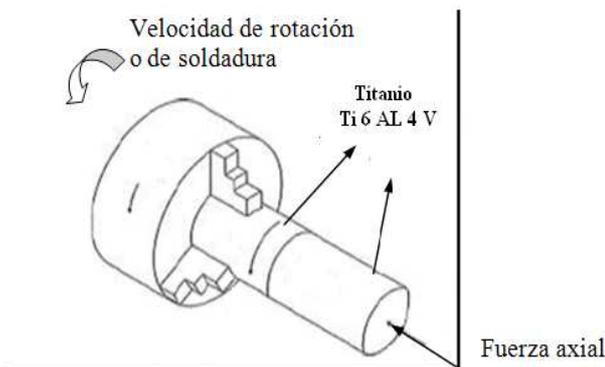


Figura 2.2. Modelo empleado para la soldadura por fricción radial o rotativa.

La máquina herramienta empleada fue el torno 16 K 20, ubicado en el taller de máquinas herramienta de la empresa "Comandante Pedro Sotto Alba", se tuvo en cuenta la rigidez de la máquina, que fuera capaz de resistir momentos de gran magnitud; eliminar las vibraciones y fugas, especialmente, aquellas durante el proceso de soldadura.

Se utilizó por ser una máquina usada en el proceso de fabricación de piezas de revolución, que permite pequeñas tolerancias y acabados superficiales, el mismo está estructurado por una combinación de cajas angulares y componentes internos, que da como resultado una amplia gama de aplicaciones. Equipado con husillos de movimiento de avance, retroceso y control de frenado hidráulico. El frenado manual es un elemento de uso conveniente para el

operador, pues el freno es sensible, seguro y confiable. Se caracteriza por su rigidez, en términos tanto de estructura como de potencia de transmisión. En la figura 2.3 se muestra el proceso de instalación de los tubos para ser soldados.

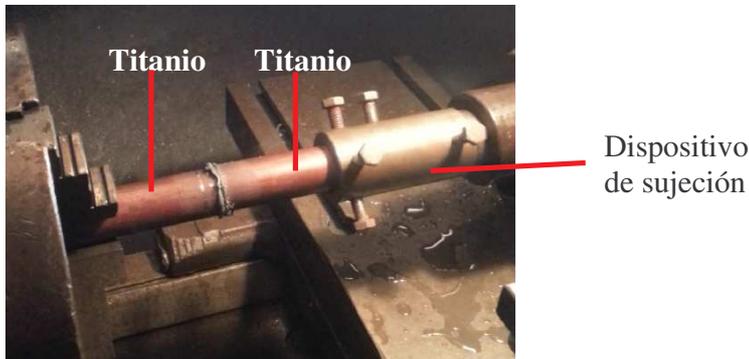


Figura 2.3. Instalación del proceso de soldadura por fricción.

Para la ejecución del proceso de soldadura por fricción radial o de torque, la pieza fija se instaló en un dispositivo (como se muestra en la figura 2.4) instalado en el carro móvil y la pieza que rota en un plato autocentrante de tres muelas.



Figura 2.4. Dispositivo empleado en el proceso de soldadura.

El dispositivo se fabricó a partir de un cono morse No. 5, al que se le acopló un dispositivo cilíndrico fabricado de acero AISI 1045. Los tornillos insertados tienen como objetivo evitar el giro de la pieza dentro del dispositivo y garantizar la rigidez de la pieza.

2.4.3. Medición de la temperatura durante el proceso

El instrumento de medición utilizado fue un pirómetro digital Minolta/Land/Ciclops (figura 2.5), para obtener los valores de temperatura en los procesos de fricción y forja, en cada una de las probetas, sin rebasar o llegar al punto de fusión. El pirómetro para altas temperaturas ha sido desarrollado para realizar mediciones en el sector del metal / acero, (especialmente para fundición) aunque también realiza mediciones en múltiples sectores

que emplean altas temperaturas. El equipo puede determinar de manera rápida y precisa una temperatura de hasta + 1 800 °C, además posee un rango de 0,001 mm de precisión.



Figura 2.5. Pirómetro digital

El pirómetro posee un rendimiento eléctrico que puede grabarse por un registrador del mapa portátil o fijo, su tiempo de contestación es de 0,08 segundos. La metodología a seguir para la unión de la aleación de aluminio es la siguiente:

1. Medición de la temperatura ambiente del lugar donde se realizó el proceso de soldadura por fricción.
2. Toma de la temperatura inicial de la probeta antes de ser sometida al proceso de soldadura por fricción.
3. Toma de temperatura en el punto de contacto con valores de presión y rev/min de la etapa de fricción correspondiente a cada prueba.
4. Medición de temperatura en el punto de unión con los valores de presión correspondientes a la etapa de forja de cada una de las pruebas.
5. Revisión de los valores de temperatura obtenidos con respecto a la temperatura de fusión de la aleación de titanio, sin exceder ese valor.

2.4.4. Variables operativas utilizadas para el proceso de unión

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

optimizar el proceso de soldadura. Un proceso de soldadura exitoso se puede producir si dichos parámetros se optimizan. En las tablas 2.3 y 2.4 se muestran los parámetros del proceso de soldadura para las aleaciones soldadas por fricción.

Tabla 2.3. Parámetros de soldadura empleados en función de la temperatura de fricción

Niveles	Variables		Salida
	Número rev (rev/min)	Presión (MPa)	Temperatura de fricción (°C)
(-1)	500	1,30	
(+1)	600	1,50	
Ensayo			
1	500	1,30	Tf ₁
2	600	1,30	Tf ₂
3	500	1,50	Tf ₃
4	600	1,50	Tf ₄

Se tuvo en cuenta los parámetros considerados en función de la temperatura de forja. En la tabla 2.4 se muestran los mismos.

Tabla 2.4. Parámetros de soldadura empleados en función de la temperatura de forja

Niveles	Variables		Salida
	Número rev (rev/min)	Presión (MPa)	Temperatura de forja (°C)
(-1)	500	1,30	
(+1)	600	1,50	
Ensayo			
1	500	1,30	Tw ₁
2	600	1,30	Tw ₂
3	500	1,50	Tw ₃
4	600	1,50	Tw ₄

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

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

Siendo n el número de experimentos y F el número de factores.



Se analizará la influencia de dos factores, de aquí que $F = 2$, luego el número de experimentos sería: $n = 2^2 = 16$ experimentos.

Se instaló una muestra en el torno para que la superficie de contacto recibiera la operación de refrentado (se obtuvo una superficie plana), lo cual se logró con ayuda de una cuchilla de 45° con una plaquita CNMG 150 608 GC 4025 y soporte PSSNR 2525 P15, una vez realizada esta operación, se hizo girar el plato autocentrante de tres muelas según las rev/min seleccionadas y se comenzó la soldadura donde se tuvo en cuenta los parámetros establecidos en la matriz de planificación de experimentos.

2.4.5. Relaciones entre las variables

Velocidad de soldadura: la función de la rotación es producir una velocidad relativa en las superficies de empalme. Desde el punto de vista de la calidad de la soldadura, la velocidad casi nunca es una variable crítica. Para probetas de hasta 32 milímetros de diámetros, la velocidad tangencial que se debe utilizar está en un rango desde 1,27 hasta 1,78 m/s (O' Brien, 1996). En nuestro trabajo fueron empleadas como velocidades de soldadura 500 y 600 rev/min.

Presión de soldadura: la presión controla el gradiente de temperatura en la zona de la soldadura, la potencia de impulso requerida y el acortamiento axial. La presión específica depende de los metales que se van a unir y de la geometría de la unión. La presión de calentamiento debe ser suficiente para mantener la superficie de empalme en contacto íntimo y evitar la oxidación. Para probetas de hasta 32 milímetros, la presión de calentamiento se encuentra entre 31 y 60 MPa para el acero y la presión de forja que se requiere es desde 76 hasta 152 MPa (O' Brien, 1996). En nuestro trabajo se emplearán presión de 31 y 60 MPa.

Tiempo de calentamiento: para una aplicación en particular, el calentamiento se determina durante la preparación o con base en la experiencia previa. Un tiempo de calentamiento excesivo limita la productividad y desperdicia material; un tiempo de calentamiento insuficiente puede producir calentamiento disperejo, así como el atrapamiento de óxidos en áreas no adheridas en la interfaz. Este parámetro depende de las velocidades y presión que se aplique al material a soldar, la misma está entre 10 y 14 segundos (O' Brien, 1996).



2.5. Materiales y equipos empleados en la experimentación

Dentro de los procesos de diseños, el corte de las muestras debe realizarse meticulosamente, tratando en lo posible de la selección adecuada de cada máquina, para ensayos microestructurales la no alteración de las propiedades de los materiales es de vital importancia, ya que el cambio de la misma refleja una imagen distorsionada de lo que queremos obtener.

2.5.1. Pulidora metalográfica Montasupal

Ubicada en el laboratorio de Ciencia de los Materiales del ISMM, se utilizó para lograr una superficie lisa y pulida libre de impregnación de impurezas o ralladuras, las muestras se desbastaron con papeles abrasivos del tipo 100, 120, 150, 180, 220 y 280, las características de la máquina son:

Voltaje	250 V
Corriente	2,5 A
Número de revoluciones	300 - 1 000 rev/min
Potencia del motor	3,72 kW

2.5.2. Microscopio óptico

Para la observación de la microestructura de la probeta patrón, la cual se empleará para la comparación de las micrografías obtenidas, se empleó un microscopio óptico binocular marca NOVEL modelo NIM - 100 ubicado en el laboratorio de Ciencia de los Materiales del ISMM de Moa, está dotado de una cámara instalada mediante el hardware IMI.VIDEOCAPTURE.exe, que refleja la fotografía en el computador. Para colocar las probetas en el microscopio se montaron en un dispositivo con plastilina, el cual permitió la adecuada nivelación de las mismas.

2.6. Preparación metalográfica de la probeta

El análisis mediante microscopio metalográfico permite resolver aspectos relacionados a la microestructura de una aleación. Por ejemplo, forma y tamaño de los granos, las fases presentes además de su distribución, defectos e inclusiones, también algunos constituyentes no metálicos como sulfuros, óxidos y silicatos.

Las superficies de las muestras a investigar deben ser previamente pulidas para poder realizar la observación microscópica, por lo que se propone la realización de un conjunto de operaciones que permitan lograr la calidad superficial deseada. Las operaciones se resumen en el siguiente orden, según la norma NC 10-56:86 y ASTM E3 - 95.

- Corte, desbaste, pulido, desengrasado, lavado y ataque químico.

Corte de las muestras

Las dimensiones de la superficie a examinar varían en cada caso, es suficiente, siempre que sea posible, disponer de secciones mínimas de 10 x 10 mm, y no mayores de 25 x 25 mm, y con probetas con altura de 20 mm (Sturla, 1951).

Para el análisis microestructural se prepararon con dimensiones de 15 x 15), como se muestra en la figura 2.6 y según (Norma ASTM E 92), se cortaron con una sierra manual, se empleo abundante refrigeración para evitar la pérdida acelerada de los dientes de la sierra y la temperatura producida por el roce puede alterar la estructura original, por lo menos en la superficie obtenida por el corte.



Figura 2.6. Corte de las muestras.

Luego de cortada se seccionaron y fueron encapsuladas con resina epoxi, como se muestra en la figura 2.7.



Figura 2.7. Encapsulado de las muestras

2.6.1. Encapsulado de las muestras resina epoxi ROYAPOX – 5050

Las muestras se encapsularon para poder realizar las operaciones de desbaste y pulido y garantizar el fácil manejo de las mismas. Cuando se va a realizar análisis microestructural



en bordes de muestras deformadas, es importante conservar un ángulo de 90° en toda el área a observar, aspecto que no es posible, de no realizarse esta operación, ya que durante las operaciones de desbaste y pulido, los bordes se distorsionan redondeándose, obteniéndose una falsa observación de la imagen. El encapsulado se realizó con resina epoxi ROYAPOX – 5050.

2.6.2. Propiedades de la resina epoxi ROYAPOX – 5050

La resina epoxi ROYAPOX 5050 está compuesta por dos componentes y una vez polimerizada a temperatura ambiente, forma una masa incolora, dura y algo flexible. Presenta buenas cualidades de resistencia a la humedad y buenas propiedades mecánicas y dieléctricas que conserva sus propiedades a temperaturas comprendidas entre - 30 y 125 °C. Se suministra en dos componentes separados y predosificados: ROYAPOX 5050 y endurecedor 5050.

La relación de mezcla en peso (resina/endurecedor) es de 100/40 y puede utilizarse en la impregnación ó relleno de pequeños componentes electrónicos, que requieran una protección contra la humedad y los cambios de temperatura.

✚ Desbaste y pulido

El desbaste a grandes rasgos, consiste en obtener primeramente una superficie plana y semipulida, mediante el empleo de máquinas herramientas y papeles abrasivos. El pulido con los papeles abrasivos se realiza variando la granulometría del mismo al ser aplicadas a la pieza de trabajo, desde la más gruesa a la más fina. Al concluir de pasar el papel abrasivo más fino se realiza la operación conocida como pulido fino, en el que se emplea la pasta abrasiva conocida comercialmente como “Pasta GOI”, añadida sobre discos provistos de paños o motas. Después de esta operación se obtiene una superficie pulida.

En el pulido se emplearon papeles abrasivos del tipo No, 320 y 400, a las cuales les corresponden el mismo número en granos de partículas abrasivas por mm² según (ISO 9001), respectivamente.

Este pulido se llevó a cabo con el papel abrasivo montado sobre una placa de vidrio, cambiando el sentido del lijado 90° al pasar de un pliegue a otro de manera que se elimine la capa de material distorsionada y deslizada, dejada por la anterior.



Lijado grueso

Es conveniente redondear las aristas en el desbaste, ya sea con esmeriles, a fin de eliminar los ángulos que podrían llegar a provocar la rotura del papel esmeril o del paño durante el pulimiento. Por esta razón es preferible que las probetas sean redondas o al menos que no tengan ángulos y bordes cortantes (Sturla, 1951).

Las primeras etapas de lijado se realizan con papeles abrasivos de tamaño de granos 120 y 240 respectivamente, su objetivo es obtener una superficie plana, libre de toda distorsión o huellas producto del corte, y además lograr que todas las marcas del lijado sigan una misma dirección.

Lijado fino

Se realiza semejante al anterior, con la diferencia que esta vez el proceso se inicia con papel abrasivo de tamaño de granos 320 y de ésta hacia adelante. Cada vez que se cambia de papel abrasivo se opera de la forma descrita anteriormente, a fin de obtener nuevas rayas perpendiculares a las anteriores.

Cuando la observación visual de la muestra solo tiene rayas producidas por el último papel abrasivo empleado y las anteriores se han eliminado totalmente, se procede al pulido de la muestra. El pulido se detiene cuando la muestra no presenta rayas, ni colas de cometas al observarla en el microscopio con 100 aumentos.

En ambas operaciones de pulido se debe utilizar abrasivos, los usados con frecuencia son la pasta de diamante, óxido de cromo y óxido de magnesio. Siendo la alúmina (óxido de aluminio) el más satisfactorio y universalmente usado y que presenta los mejores resultados en el pulido final.

Paños para pulido

La textura superficial de los paños de pulir varía desde la que no tienen pelo, como la seda natural y el tejido empleado para cubrir las alas de aeroplanos, hasta aquellos con pelo relativamente largo, como el terciopelo y la pana, que son de aplicación muy general.

Una vez pulidas las probetas se lavan con agua destilada, se secan con papel de filtro y finalmente se vuelven a lavar con tetracloruro de carbono para evitar cualquier vestigio de grasa y pastas de pulir.



2.6.3. Ataque de las muestras para su examen microscópico

Consiste en atacar la superficie ya pulida con algún reactivo químico, su objetivo es hacer visibles las características estructurales de la muestra que se está analizando, de tal manera que se pueda diferenciar con claridad su microestructura. La superficie se debe protegerse de la oxidación y efectos atmosféricos que pudiesen afectarles.

Se realizó con el objetivo de resaltar la estructura obtenida después de realizado el pulido hasta alcanzar el brillo espejo, para observar la estructura metalográfica formada después del proceso de desgaste (ASTM E – 262 – Practice A). Para la observación de las muestras por microscopía óptica fueron atacadas a temperatura ambiente con una mezcla de 5 ml de HF, 35 ml de HNO₃ y 60 ml de H₂O durante un tiempo entre 60 y 90 segundos.

2.6.4. Ensayo de microdureza aplicado a las muestras

El ensayo de microdureza se aplica para la determinación de la dureza de volúmenes microscópicamente pequeños de metal. Para el ensayo se utilizó un microscopio modelo: PMT - 3 No 168, del laboratorio de microscopía de minas del ISMM Moa. La superficie de las probetas se preparan de la misma manera que para el análisis microestructural (desbaste y pulido). El número de dureza HV se determina por el tamaño de las huellas igualmente que la dureza Vickers.

Para determinar la microdureza (HVN) de las probetas de análisis se realizó dos ensayos, el primero para una carga de 10 g y el segundo para una carga de 20 g, donde se midió los diámetros de la huella de la punta de diamante penetrada en un tiempo de 15 segundos, las medidas se tomaron para dos puntos de prueba seleccionados aleatoriamente en la superficie de las probetas. Las zonas que se obtienen en este proceso son de un margen de pequeños milímetros, se precisó la limitación de cada una de ellas, se midió dureza en el material base (MB), en la zona afectada térmicamente (ZAT), en la zona termomecánicamente afectada (ZTMA).

2.7. Cálculo de la fuerza de calentamiento

En la soldadura por fricción, el movimiento asociado con la fuerza aplicada debe ser capaz para generar un calor suficientemente alto para reblandecer el metal, que la interfaz se encuentra bajo un estado de deformación plástica y en consecuencia, la superficie inicial



del material se expulse formando un "flash" plástico. Por la ecuación 2.1 se determinó la fuerza de calentamiento.

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

Donde:

F - fuerza axial necesaria; N

P - presión de calentamiento; MPa

A - área de contacto de la probeta; mm²

2.7.1. Cálculo del área de contacto o de soldadura

El área de la sección transversal se relaciona con las uniones estándar y se puede modificar para distintos metales basándose en su densidad. Cada soldadura tiene una superficie de sección transversal que se puede determinar directamente por cálculos geométricos. Por la ecuación 2.2 se determinó el área de contacto o de soldadura, para el cálculo del área se consideró como una corona circular.

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

Donde:

D - diámetro exterior del tubo; mm

d - diámetro interior del tubo; mm

2.7.2. Cálculo de la fuerza de contacto

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

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

Donde:

F_c - fuerza de contacto; MPa

μ - coeficiente de rozamiento dinámico.

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

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

Debido a la importancia que tiene la distribución de la temperatura en la junta soldada, autores como Lombard *et al.* (2009) citando a Peel *et al.* (2006), estimaron la entrada de calor a la junta a partir de la ecuación 2.4.

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

Donde:

Q - calor por unidad de longitud; J/mm

η - factor de eficiencia, (0,9)

ω - velocidad de rotación; rev/min

T - torque; N.m

s - avance; mm/rev

Para la conformación de piezas de titanio por forjado se pueden utilizar las técnicas y herramientas convencionales que se utilizan para el forjado de piezas de acero. El forjado en caliente exige controlar rigurosamente la temperatura con la que se trabaja, para obtener un control exacto de la estructura de la pieza y de sus propiedades.

Se pueden forjar piezas de cualquier aleación de titanio con estructura de grado único y con una resistencia y dureza direccionales o localizadas.

La posibilidad de la deformación en caliente si se hace a temperatura superior a la transformación alotrópica que es equivalente a la de los aceros inoxidable, puede presentar en algunos casos superelasticidad.

A la hora de afrontar la soldadura de piezas de titanio hay que tener en cuenta que si se supera la temperatura de fusión, puede sufrir una decoloración porque reacciona fácilmente en contacto con los gases atmosféricos. Esta decoloración puede suponer pérdida de ductilidad y de resistencia mecánica. Por lo tanto es muy importante que en la soldadura se proteja la zona de soldadura con gases inertes.

Durante la soldadura por fricción radial o continua, se requiere tener en cuenta estas condiciones para su ejecución, no obstante en este proceso, no se requiere de gases o material de aporte.



2.8. Conclusiones del capítulo 2

- Los procedimientos descritos permiten establecer el comportamiento microestructural de la aleación de titanio Ti - 6 Al - 4 V luego de ser sometida a proceso de soldadura por fricción radial o de torque realizado en una máquina herramienta del tipo torno.
- La selección de las variables, tiempo de calentamiento, presión de soldadura y velocidad de soldadura, seleccionadas para la ejecución del proceso de soldadura por fricción radial, permitirá establecer los parámetros de soldadura empleados en función de la temperatura de fricción y de forja de la aleación de Ti - 6 Al - 4 V.
- Las ecuaciones desarrolladas permiten establecer el procedimiento metodológico de los regímenes del proceso de soldadura por fricción radial de la aleación de titanio Ti - 6 Al - 4 V, soldada a tope para condiciones de 500 y 600 rev/min.

Capítulo 3

Análisis de los resultados

CAPÍTULO 3. ANÁLISIS DE LOS RESULTADOS

3.1. Introducción

Las propiedades mecánicas de las uniones soldadas dependen en gran medida de la estructura obtenida en el proceso de solidificación, por un lado, parece interesante el empleo de bajos aportes térmicos que permita la consecución de un tamaño de grano más fino, pero no se debe olvidar que este aporte debe ser suficiente para conseguir una penetración total. Resulta, por tanto, que el aporte térmico óptimo será aquel que garantizando una penetración total sea capaz de producir la microestructura más fina.

La reactividad térmica del titanio depende fuertemente de la temperatura. A altas temperaturas, la reactividad del titanio aumenta. Esta propiedad es especialmente visible con la reactividad del titanio con el oxígeno y otros gases a altas temperaturas.

En el presente capítulo se establece como objetivo realizar el análisis del comportamiento microestructural, así como la microdureza de la tubería del enfriador en la planta de lixiviación fabricados de la aleación de titanio Ti - 6Al - 4V.

3.2. Análisis de los elementos químicos de la aleación

Aunque el titanio es un material muy reactivo, posee una gran resistencia a la corrosión. Esto se debe a su alta afinidad con el oxígeno. Como resultado, una película delgada de óxido (TiO_2), se forma sobre la superficie del metal que, inmediatamente después de ser dañada, se regenera. Esto explica en gran medida la influencia que va adquiriendo el titanio en las industrias.

El uso del aluminio puede atender a muy diversas razones. Entre todas ellas las más destacadas son: el aluminio estabiliza la fase α del titanio al tiempo que forma precipitados de Ti_3Al que consiguen endurecer la aleación, su presencia se ha limitado a un 6 % en peso para evitar la formación de intermetálicos. La presencia del aluminio también resulta importante porque permite reducir la densidad de la composición final.

Oxígeno, nitrógeno y carbono son también estabilizadores de la fase α pero que se encuentran, generalmente, en forma de impurezas que, como consecuencia, aminoran la ductilidad. Es por ello que su concentración está muy controlada a excepción del oxígeno; cuya introducción puede ser deliberada bajo la finalidad de incrementar algunas propiedades.

El vanadio es un estabilizador isomorfo de la fase β . El hecho de ser isomorfo conlleva que no forma intermetálicos con el titanio lo que, a su vez, implica la evasión del riesgo de fragilización a lo largo de toda su vida útil. Otros estabilizadores de la misma familia, como son el Ta, Nb, Mo o W, no sólo son más densos sino que además son más costosos. El elemento más barato es el vanadio, pues siendo su contenido en peso es del 4 % en la aleación Ti - 6Al - 4V, su uso contribuye en un 10 % aproximadamente en el precio total.

3.3. Análisis de la metodología de cálculo

Según el modelo expuesto en la figura 2.2 del epígrafe 2.4.2 del capítulo 2 se determina la metodología de cálculo del proceso de soldadura. Para la unión de la aleación de titanio en una junta a tope, las piezas que se van a soldar se unen y se aplica una fuerza axial. Por la ecuación 2.1 se calculó la fuerza de calentamiento. Se tuvo en cuenta las dos variantes de presión, 31 y 60 MPa. El área calculada por la ecuación 2.2 que es de 409 mm^2 se mantiene constante para ambos valores de presión.

En correspondencia con este resultado se establece que, para una presión de 31 MPa la fuerza axial de calentamiento sea de 126, 79 N.m y para la presión de 60 MPa, la fuerza de calentamiento sea de 245, 40 N.m.

En aplicaciones no críticas puede tolerarse un cierto grado de contaminación y falta de uniformidad en el contacto entre las superficies de empalme, si el acortamiento axial es apropiado y siempre que las superficies sean prácticamente perpendiculares al eje de rotación, si no es así podría existir no alineamiento en la unión. Lo mejor que la perpendicularidad en la práctica esté como máximo a 0,01 mm/mm del diámetro de la unión según lo reportado por Buettner y Valentine (2012).

Importante es la capacidad de resistencia de la soldadura a la formación de las fisuras, factor que se halla relacionado con el proceso de fabricación debido a la generación de tensiones durante dicho proceso. También influyen la resistencia y la tenacidad propias de la aleación. La penetración medida como el cociente de la profundidad a la anchura de la sección transversal de la soldadura aumenta dramáticamente con la intensidad de la fuente de calor, reportado por Daymond y Bonner (2003).

Esto hace el proceso de la soldadura más eficiente y permite velocidades más altas de la soldadura, en el proceso de soldadura por fricción radial, en correspondencia con la temperatura que se genera en el proceso, la cual no supera la β -transus, se considera la no aparición de fisuras en la unión soldada.

En el proceso de soldadura por fricción de torque continuo la fuente de calor es el rozamiento desarrollado entre las superficies de contacto, este calor es dependiente de la geometría de las superficies de las piezas. Para establecer este parámetro se tuvo en cuenta la ecuación 2.3, donde para un coeficiente de rozamiento dinámico acero - acero ($\mu = 0,15$) y fuerza axial necesaria de 126, 79 y de 245, 40 N/m², la fuerza de contacto sea de 19,01 y 36,81 N/m² respectivamente.

La distribución de la temperatura en la junta soldada se determinó por la ecuación 2.4, para un factor de eficiencia de 0,9; velocidades de rotación de 800 y 900 rev/min, un torque que se genera durante el proceso de 211 MPa y un avance de 0,2 mm/rev se tiene que para la primera velocidad de rotación la temperatura sea de 132 508 J/s y para la segunda la temperatura sea de 149 071,5 J/s.

Para velocidad de rotación de 800 rev/min, una baja presión limita el calentamiento con poco acortamiento axial. Una presión elevada causa calentamiento local hasta una temperatura muy alta y un acortamiento axial rápido.

Un proceso eficiente requiere menos calor de entrada para el mismo empalme, dando por resultado una soldadura más fuerte. Una fuente de calor más pequeña que se mueve a una velocidad más rápida también implica un rato de detención mucho más reducido en cualquier punto particular. Si el tiempo de detención es demasiado corto, el proceso no se puede controlar manualmente. Las fuentes de calor más intensas que la de los arcos tienen tiempos de detención más cortos: por lo tanto, deben ser automatizadas.

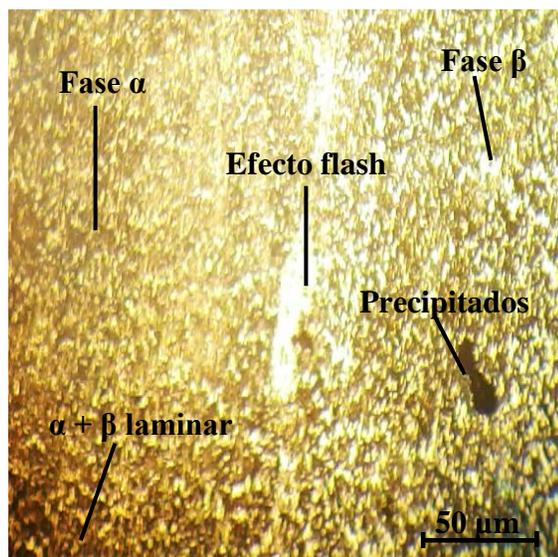
Las aleaciones de titanio también presentan una disminución de las propiedades mecánicas con el aumento de la temperatura. Esta evolución es importante de analizar porque en el enfriador no se superan temperaturas de 500 °C.

Las estructuras metalúrgicas producidas en la soldadura por fricción generalmente son las que resultan de la deformación a altas temperaturas. El tiempo a esas temperaturas es

corto y los niveles que se alcanzan generalmente están por debajo del punto de fusión, según el criterio de Maalekian y Cerjak (2015).

3.4. Análisis de la microestructura de la ZTMA para 500 rev/min

Para realizar el análisis microestructural de las muestras, se tuvo en cuenta las diferentes condiciones de soldadura a las que fueron sometidas. Todas las muestras fueron observadas a 50 μm . Las microestructuras analizadas en las figuras 3.1(a) y 3.1(b) se muestra la zona termomecánicamente afectada para 500 rev/min.



3.1(a). ZTMA (lado izquierdo).

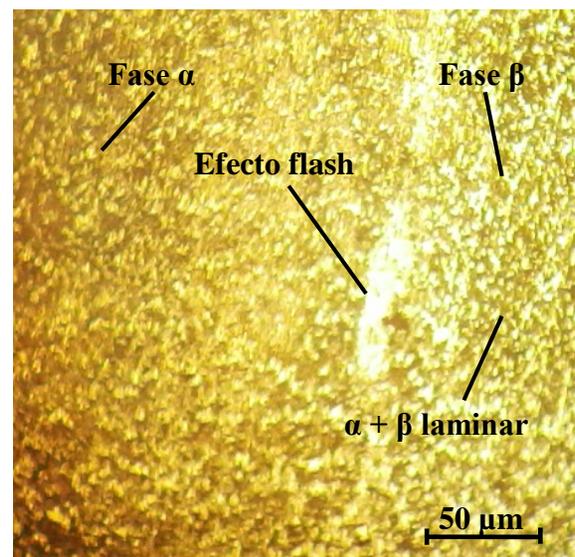


Figura 3.1(b). ZTMA (lado derecho).

Se puede observar el cambio de estructura, haciéndose el tamaño de grano más pequeño a medida que se aproxima a la zona de unión soldada, esto debido a la acción del calor provocado por el frotamiento pieza con pieza, para la realización del soldeo por fricción. En ambas figuras (derecha e izquierda) se observan las regiones blancas y grises presentes en la micrografía que representan la fase α y fase β respectivamente.

También se observa en la zona de unión fusión entre las superficies. Se aprecia el efecto flash en la zona superficial de la probeta soldada, en esta zona (ZTMA), se puede apreciar una estructura uniforme en la zona de soldadura, no se observan fisuras y discontinuidades las cuales afectan las propiedades mecánicas y la calidad de la unión soldada, al comportarse como concentradores de esfuerzos, lo cual limita su resistencia a esfuerzos de tracción o torsión, como también reduce la ductilidad de la unión.

Los límites entre las diferentes zonas están indicados por las líneas punteadas. Un refinamiento de grano α se observa en la región causado por el esfuerzo mecánico en la dirección de la fricción aplicada y en la zona ZATM los granos son alargados en dirección paralela a la frontera, que indica la deformación por efecto de la fricción y temperatura durante el proceso, lo que coincide con lo reportado por Schmicker *et al.* (2014).

Las microestructuras obtenidas es la denominada microestructura bimodal del Ti - 6 Al - 4 V. Las microestructuras bimodales consisten en granos aislados de fase α en una matriz de fase β transformada a fase α secundaria. Se obtienen como producto de un tratamiento de recocido alrededor de 950 °C, seguido de un enfriamiento en agua y un envejecimiento alrededor de 600 °C. Aunque, si se lleva a una temperatura de envejecimiento de 650 °C, se puede producir la descomposición de los precipitados de la fase β en granos de fase α . Con este tratamiento se consigue un tamaño de grano aproximado entre 15 y 20 μm de la fase α , según (Yen, 2003).

3.4.1. Análisis de la microestructura de la ZTA para 500 rev/min

El comportamiento microestructural relacionado con las figuras 3.2(a) y 3.2(b) se corresponden con la ZTA

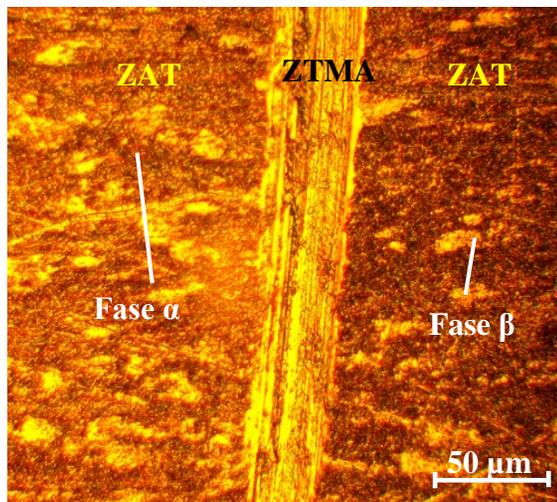


Figura 3.2(a). ZTA (lado izquierdo).

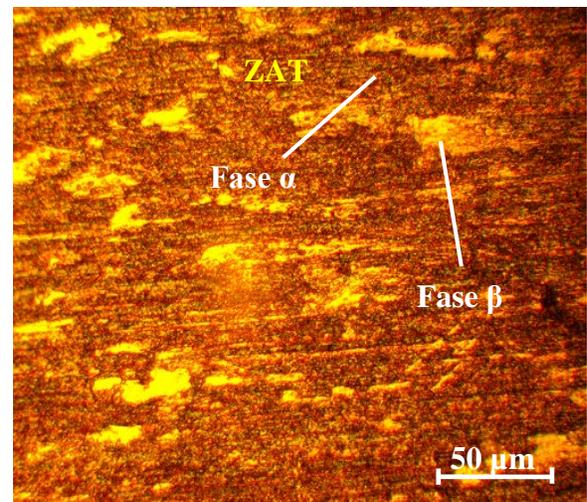


Figura 3.2 (b). ZAT (lado derecho).

La microestructura en la ZAT es similar a la del metal base, esta microestructura bimodal consiste en granos aislados de α en una matriz β transformada, esto implica que la temperatura en la ZTA es inferior a la temperatura transus β . El material en la zona

afectada por el calor no experimenta deformación plástica detectable durante el proceso, por lo tanto, cualquier evolución microestructural en esta región resulta del aumento de la temperatura, reportado por Elmer *et al.* (2004).

Puede observarse un refinamiento de grano en la unión de soldadura donde se encuentra la ZATM con alargamiento de grano mostrando la evidencia de flujo de material durante el proceso de soldadura por fricción, la deformación plástica ocurre en la fase α , principalmente mediante deslizamiento de dislocaciones. Estas dislocaciones se emiten desde las interfases α/β y se deslizan en planos basales, más que en planos prismáticos, debido a su compatibilidad con la interfase.

3.4.2. Análisis de la microestructura de la ZTMA para 600 rev/min

Se analizan los efectos de los parámetros de soldadura empleado para la unión de la aleación de titanio Ti - 6 Al - 4V grado 5. En las figuras 3.3(a) y 3.3 (b) se muestra el comportamiento microestructural obtenido.

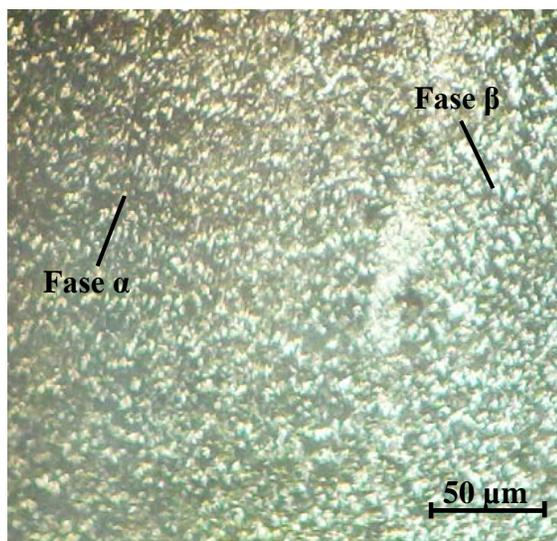


Figura 3.3(a). ZTMA (lado izquierdo).

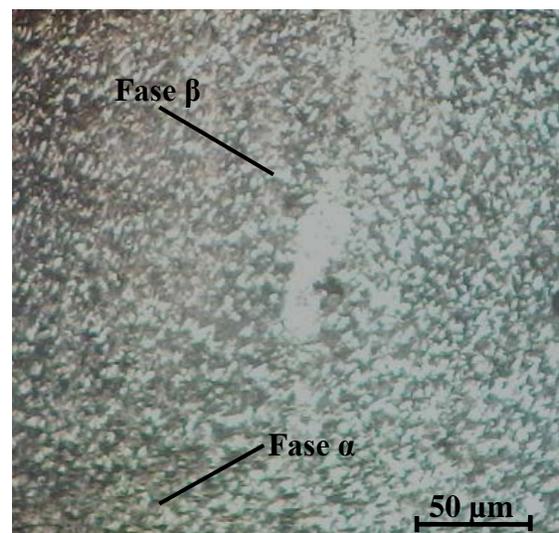


Figura 3.3(b). ZTMA (lado derecho).

Para la condición de 600 rev/min, se observa en ambos lados analizados, que en la medida que se acerca a la zona afectada térmicamente los granos son más finos (debido al aporte de calor y subenfriamiento, además puede haber recristalización y crecimiento de grano en esta zona), como se observa en la ZTMA, los granos son sometidos a deformación ó se evidencia flujo de material debido al proceso de fricción. Por efecto de la fricción, se puede apreciar que el efecto de deformación en el cordón, existe reducción en el tamaño de los granos y que los mismos en esta zona son equiaxiales y muy finos.

Las microestructuras observadas en las figuras 3.3 a y b, presentan una estructura de mayor tamaño en el crecimiento de grano. La fuerza impulsora del proceso del crecimiento de grano resulta de la disminución de la energía libre, como consecuencia de la reducción del área de la frontera de grano. El crecimiento de grano se produce por difusión cuando la temperatura es suficientemente elevada y el tiempo de tratamiento térmico suficientemente largo, lo que fue reportado por Fukui *et al.* (2004).

De esta manera, al disminuir el número de granos por unidad de volumen, el tamaño de los mismos aumentan y existe una reducción del área de la frontera de grano y disminución de la energía almacenada por unidad de volumen, que lleva a que el material alcance un estado de elevada estabilidad termodinámica, reportado por Mangonon (2001).

Durante el enfriamiento, la transformación $\beta \rightarrow \alpha$ puede ocurrir por la difusión ordenada de los átomos mediante proceso de nucleación y crecimiento o por una transformación adifusional martensítica que depende de la velocidad y la composición de la aleación. Los sistemas $\beta + \alpha$ contienen elementos estabilizadores de las fases β y α .

3.4.3. Análisis de la microestructura de la ZTA para 600 rev/min

Se observó los cambios metalúrgicos ocurridos en la ZTA para la condición de 600 rev/min. Las microestructuras de las figuras 3.4(a) y 3.4(b) se corresponden con esta condición.

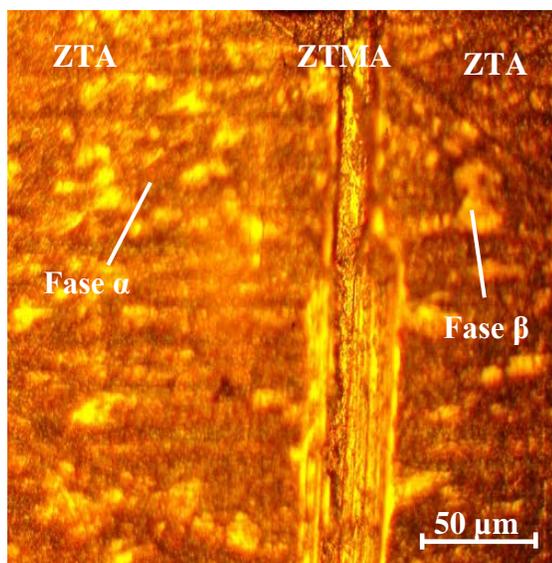


Figura 3.4(a). ZTA (lado izquierdo).

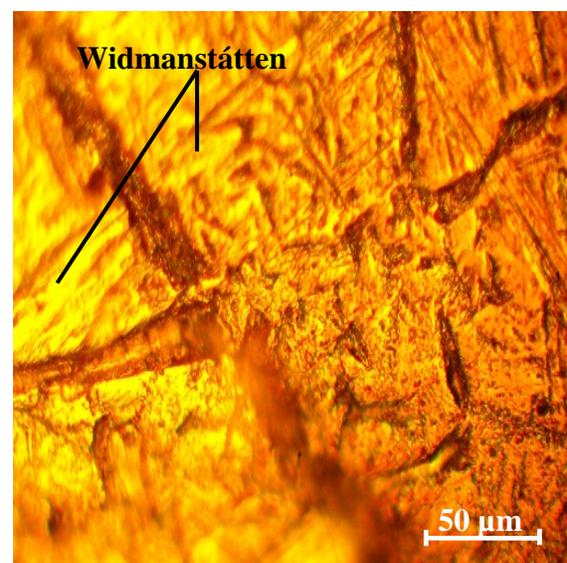


Figura 3.4(b). ZTA (lado derecho).

La zona térmicamente afectada muestra una reorientación de los granos originales y cierto grado de recristalización. En esta zona el efecto térmico no alcanzó a producir cambios observables en la estructura del grano, se observan las fases α y β típica de esta aleación, la microestructura de la zona central muestra granos equiaxiales muy finos, producto de una recristalización dinámica, pero también se aprecia que existe una formación de estructura Widmanstätten, la que presumiblemente se formó producto del rápido calentamiento y enfriamiento en esta zona.

La estructura Widmanstätten se obtiene a partir de un enfriamiento lento desde temperaturas superiores a la temperatura β -transus y su morfología es como se observa en la figura 3.3 (b). Su formación se debe a que durante el proceso de enfriamiento se genera una difusión controlada entre las fases α y β con la disminución de la temperatura a intervalos por debajo de la temperatura β -transus, de esta forma la fase α nuclea a los límites de grano de fase β y crece en forma de láminas. Esta estructura es una combinación de placas gruesas de fase α y placas delgadas de fase β que se unen formando paquetes o colonias. Se caracteriza por tener una mayor tenacidad a la fractura y resistencia a corrosión inducida por tensión, según fue reportado por (Khromova, 2003).

Algunas investigaciones (Semiatin *et al.*, 1998) han mostrado que además de los parámetros de conformación como temperatura y velocidad de deformación, las condiciones microestructurales también influyen significativamente en la respuesta plástica del material. Condiciones como equiaxialidad de los granos de fase α primaria, el grado de globulización y la distribución de fase α secundaria, o la morfología de la fase β , generan una dependencia del esfuerzo de flujo con la temperatura.

Como el proceso de soldadura es un proceso termomecánico de ambos materiales base, que incluye el calentamiento adicional producido por las deformaciones viscoplásticas en la zona de soldadura y el funcionamiento físico del proceso consiste en calentar el material por medio de una fricción generada entre ambas superficies, la fuerza de contacto garantiza que al calentarse, por efecto de la fatiga térmica, el material alcance el punto de fusión y se mezcle por medio de la turbulencia.

Se ha establecido que una soldadura satisfactoria puede ser realizada para una amplia gama de materiales y tamaños, con diferentes velocidades periféricas. Las velocidades más bajas no son recomendables debido a los altos pares desarrollados, mientras que una velocidad más alta produce una amplia zona afectada por el calor. La velocidad de rotación tiene una influencia importante en la temperatura del estado estacionario alcanzado en el proceso.

La tasa de generación de calor y la disipación de calor se equilibran entre sí en un valor constante que depende de la configuración del proceso, particularmente la velocidad de rotación. Este factor importante en la soldadura de metales diferentes, donde es posible formarse compuestos intermetálicos. El mejor procedimiento para bajar la temperatura pico sería adoptar velocidades más bajas de rotación, lo que ha sido reportado por Singh-Sidhu y Singh-Chatha (2012).

3.4.4. Análisis microestructural de la soldadura del titanio por fusión

Para determinar la condición de soldabilidad de la aleación de titanio Ti - 6 AL - 4V donde se empleo soldadura por fricción radial, se comparó con una soldadura del mismo tipo, realizada por proceso GTAW. El proceso de fusión se realizó con los parámetros de soldadura siguientes: intensidad de 120 A, tensión de 16 V, velocidad de soldadura de 0,007 m/s, eficiencia de 0,75 y un aporte térmico de 18,89 kJ/mm. Las figuras 3.5(a) y 3.5(b) se corresponden con la soldadura disímil realizada por arco eléctrico.

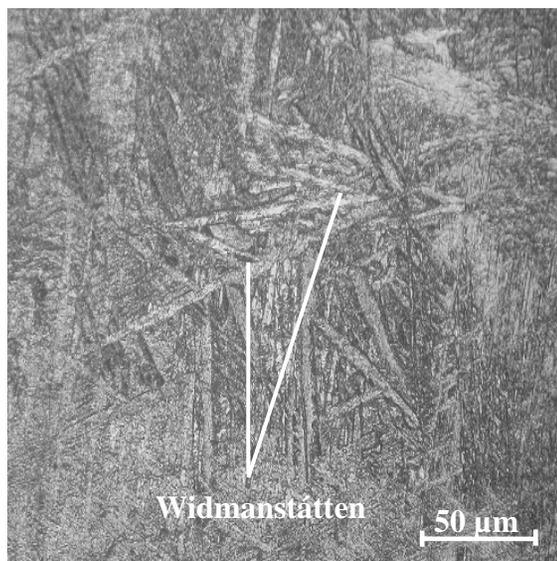


Figura 3.5(a). ZF (lado izquierdo).

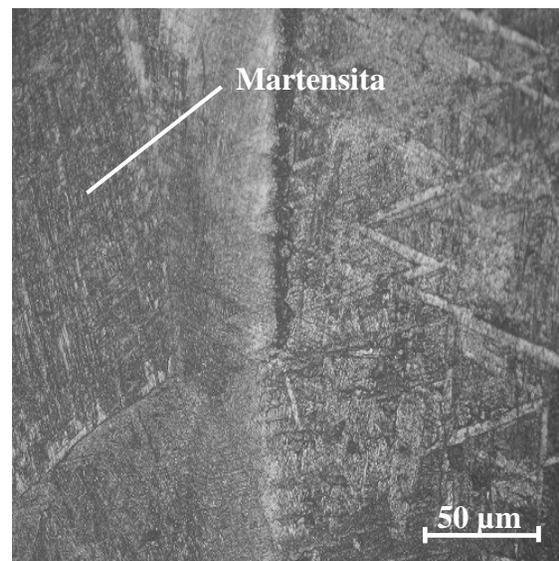


Figura 3.5(b). ZF (lado derecho).

Se observa en las figuras obtenidas por proceso de fusión de la aleación de titanio, la formación de la estructura Widmanstätten. Esta se obtiene a partir de un enfriamiento lento desde temperaturas superiores a la temperatura β -transus. Su formación se debe a que durante el proceso de enfriamiento se genera una difusión controlada entre las fases α y β con la disminución de la temperatura a intervalos por debajo de la temperatura β -transus, de esta forma la fase α nuclea a los límites de grano de fase β y crece en forma de láminas.

Esta estructura es una combinación de placas gruesas de fase α y placas delgadas de fase β que se unen formando paquetes o colonias. Se caracteriza por tener una mayor tenacidad a la fractura y resistencia a corrosión inducida por tensión.

En la microestructura de la figura 3.5(b), se observa en esta zona la presencia de martensita producida por el temple o el enfriamiento rápido desde temperaturas superiores a la β -transus, lo cual ha provocado la ocurrencia de una transformación masiva o martensítica que genera la fase α' . Estas estructuras tienen una morfología acicular.

Además de los parámetros de conformación como temperatura y velocidad de deformación, las condiciones microestructurales también influyen significativamente en la respuesta plástica del material. Condiciones como equiaxialidad de los granos de fase α primaria, el grado de globulización y la distribución de fase α secundaria, o la morfología de la fase β , generan una dependencia del esfuerzo de flujo con la temperatura.

En los procesos de soldadura por cualquier método, donde exista la presencia de las estructuras Widmanstätten y martensítica, existe la disminución de la resistencia con la afectación del conjunto soldado, estas microestructuras presentan durezas por encima de los 350 HV, condición establecida para que una soldadura cumpla con la soldabilidad.

3.5. Análisis de los parámetros de soldadura

Los resultados obtenidos de las temperaturas según los parámetros empleados en el proceso de soldadura por fricción radial o rotativa se muestran en la tabla 3.1.

Tabla 3.1. Resultados de los parámetros de soldadura

Niveles	Variables		Salida
	Número rev (rev/min)	Presión (MPa)	
(-1)	500	1,30	Temperatura de fricción (°C)
(+1)	600	1,50	
Ensayo			
1	500	1,30	940
2	600	1,30	925
3	500	1,50	850
4	600	1,50	875

Se observa en la tabla que la temperatura de fricción varía en correspondencia de los parámetros de soldadura, la máxima temperatura se obtiene al disminuir la velocidad de rotación, así mismo, la menor fuerza axial sobre la junta también ejerce un ligero efecto en el pico de temperatura, donde para las condiciones de 500 rev/min con presión de 1,30 y 1,50 MPa, respectivamente, las temperaturas están por encima de la β -transus, que es de 882,5 °C.

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

Una vez concluidas las soldaduras se determinó que el proceso es bastante sensible a las imperfecciones geométricas en las tuberías. A 500 rev/min la temperatura de fricción presenta un comportamiento más elevado que para 600 rev/min, es atribuible al bajo calentamiento producto de la operación a bajas velocidades, en ambos casos se formó un refuerzo por encima de la superficie exterior de las tuberías (pepita).

En la tabla 3.2 se muestra el análisis de los parámetros de soldadura empleados en función de la temperatura de forja.

Tabla 3.2. Parámetros de soldadura empleados en función de la temperatura de forja

Niveles	Variables		Salida
	Número rev (rev/min)	Presión (MPa)	Temperatura de forja (°C)
(-1)	500	1,30	Temperatura de forja (°C)
(+1)	600	1,50	
Ensayo			
1	500	1,30	970
2	600	1,30	870
3	500	1,50	950
4	600	1,50	845

En correspondencia con los resultados, se observa que la temperatura de forja obtenida en la soldadura por fricción radial de la aleación de titanio se encuentra entre 845 y 970 °C, en correspondencia con el número de revoluciones y la presión aplicada, no obstante deben tomarse precauciones para prevenir la formación de TiO_2 en la superficie y al finalizar el proceso, eliminar el TiO_2 existente tras el procesado. En los productos forjados de Ti - 6Al - 4V suelen buscarse enfriamientos rápidos para formar la mayor cantidad de fase alfa posible, puesto que mejora la resistencia al envejecimiento del recocido, según criterio de Tamilselvi *et al.* (2006).

3.6. Análisis de la microdureza en las diferentes zonas

La dureza Vickers (HV) ha de considerarse como una dureza plástica ya que se ha determinado a partir de la huella permanente o residual, es decir sobre la deformación plástica, obtenida en la superficie del material después de la penetración. Debido a fenómenos de fluencia plástica y elástica de los materiales, la huella residual sufre pequeñas deformaciones en comparación con la geometría del penetrador.

En la tabla 3.3 se reportan los resultados de dureza obtenidos para el material de acuerdo a cada condición de selección de las muestras. Se muestra un esquema de la secuencia de la toma de durezas en las secciones transversales y longitudinales de las muestras.

Tabla 33. Dureza de las uniones realizadas

Probeta	Número rev (rev/min)	Presión (MPa)	Dureza MB (HV)	Dureza ZAT (HV)	Dureza ZTMA (HV)
1	500	1,30	324±6,7	363	385
2	600	1,30	324±6,7	352	375
3	500	1,50	324±6,7	350	366
4	600	1,50	324±6,7	347	351

En la tabla 5 se observa la variación de la dureza que experimentan las uniones soldadas de las probetas con diferentes velocidades de rotación y diferentes presión. Partiendo desde el metal base, la dureza se reduce más en la ZAT con respecto a la ZTMA donde presenta un ligero incremento cerca de la periferia. Para la 4ta condición de soldadura se indica una ligera tendencia a la disminución de la microdureza por el incremento en la velocidad de rotación.

Los perfiles de microdureza de las zonas soldadas (ZTMA), en todos los casos mostraron una dureza mayor como resultado del endurecimiento por precipitación que se produce en la aleación debido a la presencia del vanadio. Esta zona presenta una estructura de grano más fina motivado al rápido enfriamiento del pozo de soldadura.

Se realizó con el objetivo de determinar las variaciones asociadas a la geometría deformada teniendo en cuenta que no se alcanza la misma deformación en todos los puntos de las muestras. En general solo se presentó una pequeña variación en los valores de dureza de las zonas seleccionadas, perteneciendo ambas a una misma región del volumen, indicando que fue en esta zona donde se generó la mayor corrosión.

Para el material en estado de entrega se midió una dureza de $324 \pm 6,7$ HV siendo menor comparada con la dureza obtenida para las tres zonas de corrosión. El incremento se debe a la presencia de la fase α laminar. Debido a su rápida nucleación y crecimiento esta contiene una densidad de dislocaciones más alta comparada con los granos de α primaria en el estado no deformado, además de que tiene un tamaño de grano equivalente menor (espesor de las laminillas). El menor tamaño de grano y la mayor densidad de dislocaciones hacen entonces que la fase α laminar tenga una dureza mayor que la fase α primaria.

3.7. Análisis económico

El concepto de costo y gasto difieren. Todos los recursos que emplea una empresa han de ser catalogados en una de las dos categorías. Los costos se definen como aquellos recursos que aplicamos en la fabricación de los bienes o servicios que la empresa ofrece, por el contrario los gastos serían aquellos recursos, aplicados en el período contable, en los que se incurrió para conseguir los ingresos de un determinado período o que fueron

necesarios para que la empresa pudiera existir durante el mismo. En la tabla 3.4 se muestran los costos por concepto de fabricación por soldadura de fricción.

Tabla 3.4. Costo de fabricación de la soldadura por fricción

No	Operación	Equipo (Torno)	Tiempo en horas	Tarifa horaria (CUP)	Importe (CUP)
1	Torneado	16 K 20	1,5	2,70	4,05
2	Corte	Segueta	0,25	2,70	0,675
3	Encapsulado	Resina Epoxi	0,50	2,70	1,35
4	Pulir	Lijas	1	1,67	1,67
5	Observación	Microscopio	1	1,67	1,67
Total					9,41

Los elementos de costo de un producto o sus componentes son los materiales directos, la mano de obra directa y los costos indirectos de fabricación, esta clasificación suministra la información necesaria para la medición del ingreso y la fijación del precio del producto. La tabla 3.5 muestra los cálculos de la mano de obra directa.

Tabla 3.5. Costos de la mano de obra directa

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

Los materiales directos son aquellos que se consideran necesariamente cada vez que se produce una unidad de producto. Los costos relacionados a esta actividad se refieren fundamentalmente a materias primas, mano de obra directa y empleo del equipo productivo. En la tabla 3.6 se muestran los costos por este concepto.

Tabla 3.6. Costos de los materiales directos

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

En la tabla 3.7 se muestra el costo total del consumo de la energía eléctrica, donde se consideraron los equipos que intervienen durante el proceso de soldadura por fricción rotativa.

Tabla 3.7. Consumo de energía eléctrica

No	Equipo	Horas por consumo eléctrico	Precio kWh horas (CUP)	Importe kWh (CUP)
1	Torno	0,017	0,025	0,00017
2	Microscopio	1	0,32	0,32
Total				0,32017

El costo total del proceso de fabricación por soldadura se muestra en la tabla 3.8.

Costos totales	CUP
Mano de obra directa	12,00
Materiales Directos	1,32
Energía Eléctrica	0,33
Total	13,65

El costo total en los que se incurre es de 13,65 CUP.

Según datos históricos, la Planta de Lixiviación opera con cinco trenes el 40 % del tiempo, con cuatro trenes el 50 % y con tres trenes el 10 % restante. Esto se debe a la salida de los trenes por reparaciones o por averías de los enfriadores de pulpa, o de las válvulas de aislamiento de los enfriadores de pulpa.

Generalmente, los enfriadores de pulpa salen de operación por averías 40 horas cada 50 días. Esto equivale a 1 500 horas afectadas al año. Al producirse la avería el tren opera entonces al 50 % de su capacidad con un solo enfriador. El 40 % de horas de afectación se debe a los pases de válvulas que provocan la salida total de operación del tren.

3.8. Impacto ambiental

En la Industria del Níquel en Cuba resulta de gran aplicación el transporte hidráulico y neumático, diferenciándose entre la tecnología ácida y la amoniacal. En la tecnología ácida el mineral se alimenta a la industria en forma de pulpa, en esta situación el transporte hidráulico adquiere ventajas respecto a otras formas, es así como el mineral se transporta por varios kilómetros a presión o por gravedad hasta la industria y ya dentro de ella, continua aplicándose el hidrotransporte.



Entre los impactos permanentes causados por la industria en los años de explotación se encuentra la pulpa, que contaminan el entorno y en muchos casos contienen material o componentes tóxicos. Por otra parte, el volumen de pulpa continuará creciendo en el futuro. Por todo ello, una medida para este impacto consideramos que es el incremento de los estudios y aplicación de los procesos de tratamiento de este tipo de material.

En las plantas de procesamiento de minerales también se generan grandes cantidades de residuales líquidos que contaminan las aguas. Cuba por ser una isla larga y estrecha hace que la contaminación que se produce en las cuencas hidrográficas se traslade rápidamente a la zona costera y por tanto estos también deben ser incluidos.

Además en las tareas de decisión y solución de los problemas generados por la contaminación se requiere emplear técnicas participativas de la comunidad y de las entidades implicadas en su generación y de ello, aparece la recomendación de la preparación de profesionales y el desarrollo de acciones para aplicar el manejo integrado de las zonas costeras, las cuencas hidrográficas y las zonas protegidas, susceptibles de ser impactadas por el desecho de este material.

3.9. Conclusiones del capítulo 3

- Los parámetros de soldadura calculados permiten establecer que es posible realizar la unión de la aleación de titanio Ti - 6Al - 4V bajo estas condiciones, pero precisando que para menor número de revoluciones se obtiene una unión metalúrgica con mejores propiedades mecánicas.
- Quedaron establecidas las características metalúrgicas de la aleación de titanio, donde se determinó que los granos tienden a mantener diferentes comportamientos en correspondencia con las zonas analizadas, la zona termomecánicamente afectada y la zona afectada térmicamente.
- Los cambios en las microestructuras y la morfología están asociados a la acción de los parámetros de soldadura empleados, donde la velocidad de soldadura, la temperatura de forja y de fricción provocan la interacción entre los materiales y provocan la unión.



Conclusiones generales

- ✚ La aleación Ti - 6 Al - 4 V sometida a proceso de soldadura por fricción radial presentó un comportamiento superplástico más estable al emplear 500 rev/min, fuerza de presión de 1,50 MPa, lo cual se evidenció al determinar la temperatura de fricción y la de forja.
- ✚ Para 500 rev/min se obtuvo una zona termomecánicamente afectada con microestructura bimodal del Ti - 6 Al - 4V, consisten en granos aislados de fase α en una matriz de fase β transformada a fase α secundaria y para 600 rev/min estructura de fase α y β , pero con granos más finos.
- ✚ Al analizar los parámetros de soldadura existe una temperatura de fricción de 940 °C para 500 rev/min y una de 875 °C para 600 rev/min y la temperatura de forja varía de 970 y 875 °C para ambos número de revolución, originado por que a menor rotación, existe mayor calentamiento en las interfases de las piezas.
- ✚ Al realizar la valoración económica para estimar los costos en los que incurre el proceso de soldadura por fricción radial de la aleación de titanio Ti - 6 Al - 4 V, se determinó que al considerar las operaciones por donde transita este proceso se tiene que existe un costo total de 13,65 CUP.



Recomendaciones

- ❖ Proponer a la empresa “Comandante Pedro Sotto Alba”, la posibilidad de unión de los tubos de calandrias por el método de soldadura por fricción radial como una alternativa de minimizar el efecto de la tensión en la soldadura.
- ❖ Analizar en una próxima investigación la posibilidad de determinar por el método de los elementos finitos (MEF) las tensiones que se originan durante la soldadura de la aleación de titanio Ti – 6Al – 4V, según los parámetros establecidos en el presente trabajo.

Referencias bibliográficas

REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. Abbot, W. Hints for Welding Titanium, Titanium and Titanium Alloys, Source Book. pp 315 – 317 A.S.M. Metals Park Ohio, 1982.
2. Aguilar, J. Soldadura por fricción (Friction Stir Welding). 2014. 24 p. Disponible en la World Wide Web en: http://biblio3.url.edu.gt/Libros/2013/pro_ma/19.pdf
3. Aguirre, I. Modelado del proceso de soldadura MIG/MAG. III congreso Boliviano de Ing. Mecánica y electromecánica, S.C.- Bolivia, septiembre de 2006.
4. Alcántara-Borges, D.; Fernández-Columbié, T.; Rodríguez-González, I. Fricción y desgaste en elementos circulares empleados en pasadores. Ingeniería Mecánica. 12 (2): 49 - 58, 2009.
5. Arieli, Y. Mukherjee, A. Mater. Sci. Eng. A, 45, p. 61, 1980.
6. Ashby, M.; Verrall, R. Acta Metall., 21, p. 149, 1973.
7. Azevedo, A.; Corat, E., Wettability and corrosion tests of diamond films grown on Ti 6Al 4V alloy. Surface & Coatings Technology.194 (87) 271 – 275, 2005.
8. Ball, M.; Hutchinson, M. *Met. Sci. J.*, 3, p. 1, 1969.
9. Beltrán, F., González, J. Nuevos materiales Superduros. Avance y Perspectiva. 21 (7) 347 – 354, 2002.
10. Bingul, Z.; Cook, E. Dynamic Modeling of GMAW Process. Proceedings of the IEEE International Conference on Robotics & Automation, Deitroit, Michigan, May 1999.
11. Bose, D. High Temperature Coatings. Elsevier Science & Technology Books. 2007.
12. Bowen, A. Mat. Sci. Tech., 6, p.1058, 1990.
13. Buettner, K.; Valentine, A. Bioinorganic Chemistry of Titanium. Chemical Reviews (en inglés) 112 (3): 1863, 2012.
14. Buhl, N.; Wagner, G.; Eifler, D.; Gutensohn, M.; Zillekens, F. Microstructural and Mechanical Investigations of Friction Stir Welded Ti/Ti-and Ti-Alloy/Ti-Alloy-Joints. Friction Stir Welding and Processing VII, 139-140. 2013.
15. Burgos, A. Soldadura Por Fricción Agitación (FSW) De Aluminio". [Online] II CAIM Segundo Congreso Argentino de Ingeniería Mecánica. 2010, <http://www.ingenieria.unlz.edu.ar/proyecto/archivos-cms/papers/34.pdf>.
16. Bhaumik, S.; Bhaskaran, T.; Rangaraju, R.; Venkataswamy, M.; Parameswara, M.; Krishnan, R. Failure of turbine rotor blisk of an aircraft engine. Engineering Failure

- Analysis. 9 (7) 287 – 301, 2001.
17. Blackwell, P.; Bate, P. Metall. Trans. A., 24, p.1085, 1993.
 18. Brooman, E. Wear behaviour of environmentally acceptable alternatives to chromium coatings: Nickel-Based Candidates. Metal Finishing, 102 (9) 75 - 82, 2004.
 19. Cabibbo, M.; McQueen, H.; Evangelista, E.; Spigarelli, S.; Di Paola M.; Falchero A. Microstructure and mechanical property studies of AA6056 friction stir welded plate. Materials Science and Engineering A.; 460 - 461 86 - 94, 2007.
 20. Cabot, P. Soldadura por fricción agitación (FSW) De AA 6061 T6. Comisión Nacional de Energía Atómica, Av. Libertador 8250, Buenos Aires-Argentina. Matéria. 8 (2): 187 - 195, 2003. Disponible en la World Wide Web en <http://www.materia.coppe.ufrj.br/sarra/artigos/artigo10147>
 21. Callister, W. Introducción a la Ciencia e Ingeniería de los Materiales, Editorial Reverté, 1999.
 22. Cutler, C.; Edington, J.; Kallend, J.; Melton, K. Acta Metall., 22, p.665, 1974.
 23. Chang, R. Química. 4ª edición. McGraw – Hill. 1992.
 24. Chica, E.; Terfan, J.; Ibfan, A.; Lopez, P. Damage coupled elastoplastic analysis of a frame. X International Conference on Computational Plasticity. COMPLAS X. CIMNE, Barcelona, 2009. Submitted for publication.
 25. Christensen, M.; Wahnström, G. Strength and reinforcement of interfaces in cemented carbides. International Journal of Refractory Metals & Hard Materials, 24 (7) 80 – 88, 2006.
 26. Daymond, M.; Bonner, N. Measurement of strain in a titanium linear friction weld by neutron diffraction Physica B 325, 130 - 137, 2003
 27. Dickerson, T.; Shi, Q.; Shercliff, H. Heat flow into friction stir welding tools, 4th International Symposium on Friction Stir Welding, Park City, Utah, 14 - 16 Mayo 2003.
 28. Donachie, M. Titanium a technical guide. Ed. M.J. Donachie. pp. 30 - 32 ASM International. Ohio. 1989.
 29. Dutkiewicz, J.; Czeppe, T.; Morgiel, J. Effect of titanium on structure and martensitic transformation in rapidly solidified Cu – Al – Ni – Mn – Ti alloys. Materials Science and Engineering A. 273 (275) 703 – 707, 1999.



30. Edington, J.; Melton K.; Cutler, C. Prog. Mater. Sci., 21, p.61, 1976.
31. Elmer, J.; Palmer, T.; Babu, S.; Zhang, W. Phase transformation dynamics during welding of Ti-6Al-4V. Journal of Applied Physics. 95(12):8327-8339, 2004.
<http://dx.doi.org/10.1063/1.1737476>
32. Falla, R.; Quintana, K.; Franco, F.; de Sánchez, N. Propiedades mecánicas de soldadura por fricción agitación de punto en aleación de aluminio AA6063 - T5. Prospect. 10 (1): 79 - 84, 2012.
33. Fan, W.; Chaturvedi, M.; Goel, W.; Richards, N. Proc. Int. Conf. on Superplasticity in Advanced Materials, p.563, Ed. by Materials Science Forum, Vols. 243-245, Bangalore, India. 1997.
34. Feschenkov, V, Majmutov, R. El torneado. Editorial Mir. Moscú. Pág 152 - 163. 1989.
35. Gil, F.; Planell, J. Shape memory alloys for medical applications, Proc Instn Mech Engr. 212 (14) 57 - 62, 1998.
36. Gifkins, R. Metall. Trans. A, 7, p. 1225, 1976.
37. Güleriyüz, H.; Cimenoglu, H. Surface and coating technology, 192 (153) 164 - 170, 2005.
38. Hukla, A.; Balasubramaniam, R.; Bhargava, S. Properties of passive film formed on CP titanium, Ti - 6Al - 4V and Ti - 13,4 Al - 29 Nb alloys in simulate human body conditions. Intermetallics, 13 (4) 631 - 637, 2005.
39. Jin, Z.; Bieler, T. Proc. Int. Conf. on superplasticity and superplastic forming, Eds. A.K. Ghosh y T.R. Bieler, TMS, Warrendale, Pasadena, EEUU, (1998), in press.
40. Khromova, L., Martensitic transformations, thermal expansion and mechanical properties of titanium - niobium alloys. Engineering Materials. 5 (3) 12 - 17, 2003.
41. Knoll, P.; Schaeffer, L. Análise microestutural da liga de Titânio quente, Memórias do 17º CBECIMat - Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, 15 a 19 de Novembro de 2006, Foz do Iguaçu, PR, Brasil.
42. Kuhlman, G. Forging of titanium alloys, in: ASM HANDBOOK: Forming and Forging. 14 (3) 589 - 628, 1996.
43. Langdon, T. Mater. Sci. Eng. A, 137, p. 1, 1991.
44. Lee, S.; Wang, D. Microstructures and failure mechanisms of friction stir spot welds of aluminum 6061-T6 sheets. En: Journal of Materials Processing Technology. 186 (5):

- 291 - 297, 2006.
45. Leyens, C., Titanium and Titanium Alloys. 2003.
 46. Leyens, C.; Peters, M. Titanium and Titanium Alloys; a Fundamentals and Applications, 1 ed., WILEY – VCH, Köln, 2003.
 47. Li, C.; Zhu, Z.; Liu, T. Microhardness of pore walls in porous titanium prepared with novel powder metallurgy. *Powder Metallurgy*, 48 (3) 237 - 240, 2006.
 48. Lienert, T.; Stellwag Jr, W.; Lehman, L. Comparison of heat inputs: friction stir welding vs. arc welding. Columbus, OH, Edison Welding Institute. 2002.
 49. Liu, J. y Chakrabarti, D. *Acta Mater.*, 44, p. 4647, 1996.
 50. Lombard, H.; Hattingh, D.; Steuwer, A.; James, M. Effect of process parameters on the residual stresses in AA5083-H321 friction stir welds. *Materials Science and Engineering: A*. 501 (1–2): 119 - 124, 2009.
 51. Longhurst, A. Torque control of friction stir welding for manufacturing and automation. *Int J Adv Manuf Technol* , 905 - 913. 2010.
 52. Maalekian, M. Friction welding - critical assessment of literature. *Science and Technology of Welding and Joining*. 12 (3): 738 - 759, 2007.
 53. Maalekian, M.; Cerjak, H. Modelling the orbital friction welding of pearlitic steel bars, *Trends in Welding Research, Proceedings of the 8th conference*, pp. 736 - 741, 2015.
 54. Mangonon, P. *Ciencia de materiales: Selección y diseño*. Pearson Educación. México. 2001, p. 563 - 580.
 55. Masmoudi, M.; Capek, D.; Abdelhedi, R.; El Halouani, F.; Werry, M. Application of surface response analysis to the optimization of nitric passivation of cp Titanium and Ti – 6 Al – 4 V, *Surface & Coating Technology* 200 (154) 6651 - 6658, 2006.
 56. Mayra, S.; Elahonel, A.; Le Maitre, F. Effect of process parameters on GTA welding of a titanium TiA - 6 V Alloy *Proceedings Sixth World Conference on Titanium*. Société Francaise de Metallurgie. III (IV) 1221 - 1226, 1988.
 57. McDarmid, D.; Bowen, A.; Partridge, P. *Mater. Sci. Eng.*, 64, p.105, 1984.
 58. Melton, K.; Edington, J.; Kallend, J.; Cutler, C. *Acta Metall.*, 22, p.165, 1974
 59. Mishra, R.; De, P.; Kumar, N. Friction stir processing. In *Friction Stir Welding and Processing* (pp. 259-296). Springer International Publishing. 2014.
 60. Mishra, R.; Mahoney M. *Friction stir welding and processing*, ASM International,



2007.

61. Mukherjee, A. Mater. Sci. Eng. A, 8, p. 83, 1971.
62. Mur, F; Manero, J.; Rodríguez, J. Aleaciones ligeras. Ediciones UPC. 2001.
63. Nicholas, E. Friction Processing Technologies. Welding in the World, Vol. 47 (11-12): 2 - 9, 2003.
64. Nieh, T.; Henshall, C.; Wadsworth, J. Scripta Metall., 18, p. 1405, 1984.
65. O' Brien, R. Manual de Soldadura. Tomo III. American Welding Society/. 8ª Edición. 1996, Naucalpan de Juárez: México.
66. Padmanabhan, K.; Lücke, K. Metallkde., 77, p.12, 1986.
67. Padmanabhan, K.; Hirsch, J.; Lücke, K. J. Mat. Sci., 26, p. 5309, 1991.
68. Peel, M.; Steuwer, A.; Preuss, M.; Withers, P. Microstructure, mechanical properties and residual stresses as a function of welding speed in aluminium AA5083 friction stir welds. Acta Materialia. 51 (16): 4791–4801, 2003.
69. Peters, M.; Lütjering, G.; Ziegler, G. Control of Microstructures of ($\alpha + \beta$) Titanium Alloys. Eingegangen, 12, Julio. 1982.
70. Picu, R.; Majorell, A., Mechanical behavior of Ti – 6 Al – 4 V at high and moderate temperatures - Part II: Constitutive modeling, Materials Science and Engineering A. 326 (123) 306 - 316, 2002.
71. Pilling, J.; Ridley, N. Mater. Sci. Tech., 3, p. 353, 1987.
72. Polmear, I. Light alloys. Metallurgy of the Light metals. Ed. Arnold. 1981.
73. Plaza, L.; Irisarri, A.; Eizaguirre, I.; Santamaría, F. Estudio del Comportamiento a la Fractura de Uniones Soldadas de Titanio de Fuerte Espesor. Novena Jornada Técnicas de Soldadura. Madrid (1992).
74. Quintana, K. Evaluación de la soldadura por fricción - agitación de punto de la aleación de aluminio AA 6063 - T5. El hombre y la máquina No. 39. Mayo - Agosto de 2012. Disponible en la World Wide Web en: [http://ingenieria.uao.edu.co/hombreymaquina/revistas/39%252020122/Evaluacion soldadura.pdf](http://ingenieria.uao.edu.co/hombreymaquina/revistas/39%252020122/Evaluacion%20soldadura.pdf)
75. Ramírez, A.; Juhas, M. Microstructural evolution in Ti - 6Al - 4V friction stir welds. En Materials Science Forum. 426 - 432: 2999-3004, 2003.
76. Rack, H.; Qazi, J. Titanium alloys for biomedical applications. Materials Science and

- Engineering C. 26 (8) 1269 - 1277, 2006.
77. Ren, S.; Ma, Z.; Chen, L. Effect of welding parameters on tensile properties and fracture behavior of friction stir welded Al–Mg–Si alloy. *Scripta Materialia* 56: 69 - 72, 2007.
78. Ridley, N.; Wang, Z.; Lorimer, G. Proc. Int. Conf. on Superplasticity of Advanced Materials, Ed. by Materials Science Forum, Bangalore, India. 243-245: 669, 1997.
79. Ridley, N.; Salehi, M.; Pilling, J. *Mater. Sci. Tech.*, 8, p. 791, 1992.
80. Rodríguez, C.; Yépez, U. Tratamientos térmicos y relación microestructura-dureza en una aleación Ti – 4, 5 Al – 3 V. *Rev. Fac. Ingeniería – UCV.* 13 (2) 43 - 48, 1998.
81. Salem, A.; Semiatin, L. Anisotropy of the hot plastic deformation of Ti–6Al–4V single-colony samples. *Materials Science and Engineering A.* 508 (1):114-120, 2009.
82. Sánchez, I., Proyecto fin de carrera. *Materiales pulvimetalúrgicos base titanio.* Universidad Carlos III de Madrid. 2001.
83. Schmicker, D.; Persson, P.; Strackeljan, J. Implicit geometry meshing for the simulation of rotary friction welding, *Journal of computational physics* 270, pp. 478 -489, 2014.
84. Schneider, J.; Nunes, A. Jr. Characterization of plastic flow and resulting microtextures in a friction stir weld, *Metall. Mater. Trans. B.* 35 (14): 777 - 783, 2004.
85. Semiatin, S.; Seetharaman, V.; Weiss, I. Hot workability of titanium and titanium aluminum alloys – an overview, *Materials Science and Engineering A.* 243 (120) 1 - 24, 1998.
86. Seshagirirao, B.; Sivaramakrishna, V.; Saikrishnaprasad, G. Experimental investigation of rotary friction welding parameters of aluminum (H-30) and mild steel (AISI-1040). *International Journal of Innovative Research in Science, Engineering and Technology.* 4 (5): 2920 - 2925, 2015.
87. Sikka, V.; Liu, C.; Loria, E. Processing of structural metals by rapid solidification, p.417, Ed. F.H. Froes S.J. Savage, American Society of Metals, Metals Park, Ohio. 1987.
88. Shah, A.; Kulkarni, G.; Gopinathan, Y.; Kiushnan, R. Determination of activation energy ometry, *Scripta Metallurgica et Materialia.* 32 (9) 1353 - 1356, 1995.
89. Sherby, O.; Wadsworth, J. *Prog. Mater. Sci.*, 33, p.169, 1989.
90. Sturla, A.; Castellano, E. *Metalografía microscópica: guía práctica de metalografía microscópica y macrografía.* Buenos Aires: Alsina. 1951. 278 pp.

91. Tamilselvi, S.; Raman, V.; Rajendran, N. Corrosion behaviour of Ti - 6Al - 7Nb and Ti - 6Al - 4V ELI alloys in the simulated body fluid solution by electrochemical impedance spectroscopy. *Electrochimica Acta*, 52 (32) 839 - 846, 2006.
92. Titanium. A technical guide. International, M. J. D. A. 2000.
93. Tsuzaki, K.; Matsuyama, H.; Nagao, M.; Maki, T. *Mater. Trans. JIM*, 31, p. 983, 1990.
94. Tufaro, L.; Svoboda, H. Efecto del procedimiento de soldadura por fricción-agitación sobre las propiedades mecánicas en uniones de aleación de aluminio termoenvejecible. Instituto Nacional de Tecnología Industrial, Centro de Investigación y Desarrollo en Mecánica, San Martín, Buenos Aires, Argentina. 2014. Disponible e la World Wide Web en: <http://www.inti.gob.ar/tecnointi/CD/info/pdf/530.pdf>
95. Tra, T.; Seino, M.; Sakaguchi, M.; Okazaki, M. Fatigue crack propagation behavior relevant to inhomogeneous microstructure of friction stir welding AA6063-T5. *Journal of solid mechanics and materials engineering*. 4 (6): 840 - 848, 2010.
96. Uzkut, M.; Ünlü, B.; Yilmaz, S.; Akdağ, M. Friction Welding And Its Applications In Today's World, In: 2nd International Symposium on Sustainable Development, June 8 - 9 (2010), Sarajevo.
97. Valiev, R.Z.; Korznikov, A.; Mulyukov, R. *Mater. Sci. Eng. A*, 168, p. 141, 1993.
98. Vairis, A.; Frost, M., Modelling the linear friction welding of titanium blocks. *Materials Science and Engineering A*. 29 (2): 8 - 17, 2000.
99. Velandia, J. Determinación del efecto de la fuerza axial en la resistencia mecánica de soldaduras por fricción agitación (SFA); Tesis de Grado; Universidad del Valle; 2009.
100. Voorwald, H.; Souza, R.; Pigatin, W.; Cioffi, M. Evaluation of WC-17Co and WC-10Co-4Cr thermal spray coatings by HVOF on the fatigue and corrosion strength of AISI 4340 steel. *Surface and Coatings Technology*, 190 (145) 155 - 164, 2005.
101. Vucetich, D. Soldadura por fricción y agitación de placas de aluminio 5086. Laboratorio de Investigaciones de Metalurgias Físicas (LIMF), Departamento de Mecánica, Facultad de Ingeniería, Universidad Nacional de La Plata. Segundas Jornadas de Investigación y Transferencia. 2013. Disponible en la World Wide Web en: <http://sedici.unlp.edu.ar/handle/10915/38232>



102. Ye, J.; Domínguez-Rodríguez, A. *Scripta Metall.*, 33, p. 441, 1995.
103. Yen-Huei-Hon., Composition/ Phase structure and properties of Titanium Niobium Alloys. *Materials Science and Engineering*. 241 (112) 341 - 450, 2003.
104. Yu, M.; Wadsworth, J.; Sherby, O. *Scripta Metall.*, 18, p. 773, 1984.
105. Yunlian, Q. Electron beam welding, laser beam welding and gas tungsten arc welding of titanium sheet. *Materials Science and Engineering: A* 280 (1): 177-181, 2000.
106. Wakai, F.; Sakaguchi, S.; Matsuno, Y. *Adv. Cerm. Mater.*, 1, p. 259, 1986.
107. Wayman, C. Phase transformations, no diffusive, en *Physical Metallurgy* (3ª edición) - Capítulo 15 -, Ed. R.W Cahn y P. Haasen, Elsevier Science Publishers BV, 1983. pp 1031 - 1074.
108. Weisert, E.; Stacher, G. Superplastic forming of structural alloys, p. 273, Eds. N. Paton y C.H. Hamilton, TMS-AIME, Warrendale, Pasadena, 1982.
109. Weglowski, A. Friction stir processing - analysis of the process. *Archives of metallurgy and materials*. 56 (12): 779 - 788, 2011.
110. Xuanyong Liu, P.; Chuanxian Ding., Surface modification of titanium, titanium alloys, and related materials for biomedical applications. Volume, DOI. 2005.
111. Zhang, Y.; Sato, Y.; Kokawa, H.; Park, S.; Hirano, S. Microstructural characteristics and mechanical properties of Ti-6Al-4V friction stir welds. *Materials Science and Engineering: A*. 485:448-455, 2008.
112. Zhou L, Liu HJ, Liu QW. Effect of process parameters on stir zone microstructure in Ti - 6Al -4V friction stir welds. *Journal of Materials Science*. 45 (1): 39 - 45, 2010.