

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

Tesis en opción al título de Master en Electromecánica

**Título: Comportamiento de la aleación de titanio Ti – 6
Al – 4 V empleada en pulpa lixiviada caliente**

Autor: Ing. Rodney Enrique Correa Suárez

Moa /2012

“Año 54 de la Revolución”

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

Tesis en opción al título de Master en Electromecánica

**Título: Comportamiento de la aleación de titanio Ti – 6
Al – 4 V empleada en pulpa lixiviada caliente**

Autor: Ing. Rodney Enrique Correa Suárez

**Tutor: Dr. C. Tomás Fernández Columbié
Dr. C. Isnel Rodríguez González**

Moa /2012

“Año 54 de la Revolución”



Declaración de Autoridad

Yo: Rodney Enrique Correa Suárez

Autor de esta tesis de maestría, certifico su propiedad intelectual a favor del Instituto Superior Minero Metalúrgico de Moa "Dr. Antonio Núñez Jiménez" el cual podrá hacer uso del mismo con la finalidad que estime conveniente.

Ing. Rodney Enrique Correa Suárez

Dr. C. Tomás Fernández Columbié

Dr. C. Isnel Rodríguez González



Agradecimientos

A Dios por haber iluminado mis pasos.

***A mis padres Tomás Fernández, Amarilis Suárez,
Mario Abad, Silvio Basulto, Maritza Barrientos y
Adis Fiol por su apoyo incondicional.***

***A mi adorada novia Anisley Basulto por
alentarme día tras día.***

A mis hermanos Héctor Linares e Ivett Borrego.

***Al claustro de profesores del departamento de
mecánica.***

***A los que de un modo u otro contribuyeron con el
desarrollo del trabajo.***

A todos muchas gracias.



Dedicatoria

A todos los centros de investigación de materiales.

***A las nuevas generaciones que les sirva de ejemplo
para emprender sus desafíos.***

***A nuestra Revolución, por las posibilidades que me
ofrece.***



Pensamiento

***El mundo está en las manos de aquéllos que
tienen el valor de soñar, y correr el riesgo, de
vivir, sus propios sueños.***

Pablo Faholo Cuelho



TABLA DE CONTENIDOS

	Pág.
Síntesis	
Introducción	
CAPÍTULO 1. MARCO TEÓRICO. ANTECEDENTES INVESTIGATIVOS	
1.1 Introducción	6
1.2. Características mecánicas de las aleaciones de titanio	6
1.2.1. Generalidades acerca de las aleaciones de titanio	8
1.2.2. Clasificación de las aleaciones de titanio	8
1.3. Aleación Ti - 6 Al - 4 V	11
1.3.1 Microestructura de la aleación Ti - 6 Al - 4 V	11
1.3.2. Transformación martensítica en el titanio	14
1.4. Proceso de corrosión	17
1.4.1. Resistencia a la corrosión de la aleación Ti - 6 Al - 4 V	18
1.4.2. Resistencia al desgaste de la aleación Ti - 6 Al - 4 V	20
1.5. Erosión por impacto de partículas sólidas de los materiales	21
1.6. Transporte de fluidos por tuberías	23
1.7. Soldadura del titanio por el método GTAW	25
1.8. Simulación del proceso de soldadura	27
1.9. Conclusiones del capítulo 1	28
CAPÍTULO 2. MATERIALES Y MÉTODOS	
2.1. Introducción	29
2.2. Características del flujo tecnológico en la planta de lixiviación	29
2.2.1. Propiedades de la pulpa	29
2.2.2. Condiciones de trabajo de la válvula	30
2.3. Caracterización del material de la válvula fluoroseal	30
2.3.1. Defectos de la válvula fluoroseal	32
2.4. Plan experimental	33
2.4.1. Análisis microestructural	34
2.5. Materiales y equipos empleados en la experimentación	35
2.5.1 Pulidora metalográfica Montasupal	35
2.5.2. Microscopio óptico	35
2.5.3. Horno para el tratamiento térmico	36
2.5.4. Ensayo de espectrofotometría de absorción atómica	36



2.5.5. Ensayo de espectrometría de emisión óptica de plasma	36
2.6. Preparación metalográfica de la probeta	36
2.6.1. Ataque de las muestras para su examen microscópico	39
2.6.2. Ensayo de microdureza aplicado a las muestras	39
2.7. Metodología de cálculo para el proceso de soldadura	39
2.7.1. Cálculo del ciclo térmico	40
2.7.2. Cálculos numéricos para la soldadura por arco de tungsteno y gas	43
2.7.3. Cálculo de costo del proceso de soldadura	44
2.8. Variables para el proceso de simulación	47
2.9. Conclusiones del capítulo 2	48
CAPÍTULO 3. ANÁLISIS DE LOS RESULTADOS	
3.1. Introducción	49
3.2. Análisis del comportamiento del fluido en la línea de tubería	49
3.3. Análisis de la composición química de la pulpa lixiviada caliente	50
3.4. Análisis microestructural en la zona 4	52
3.4.1. Análisis microestructural en la zona 3	54
3.4.2. Análisis microestructural en la zona 2	55
3.5. Determinación del proceso de soldadura	57
3.5.1. Análisis de los regímenes de soldadura	57
3.5.2. Análisis de los cálculos numéricos	59
3.5.3. Análisis de los cálculos de costo de la soldadura	61
3.6. Análisis del tratamiento térmico post soldadura de la válvula	63
3.6.1. Análisis de la microestructura de la unión soldada	65
3.7. Análisis de la microdureza	65
3.8. Análisis de la simulación por el Método de los Elementos Finitos	67
3.9. Análisis económico	71
3.10. Impacto ambiental	73
3.10.1. Vías de exposición y contaminación radiactiva	75
3.11. Conclusiones del capítulo 3	76
Conclusiones Generales	I
Recomendaciones	II
Bibliografías	
Anexos	



Síntesis

El trabajo consiste en determinar el comportamiento del material de la aleación de titanio Ti - 6 Al - 4 V del tipo $\alpha + \beta$ y de la cual se fabrica el cuerpo de las válvulas fluoroseal, que trabajan en la línea de pulpa lixiviada. Se caracterizan las propiedades físico químico de la pulpa y su incidencia sobre la zona afectada de la aleación. Para determinar las causas que provocan este fenómeno se cortaron muestras del cuerpo de las mismas en diferentes zonas que han sido afectadas mayormente, las muestras cortadas son de 15 x 15 mm las que permitieron realizar los ensayos metalográficos. Se estableció una metodología de cálculo relacionada con los regímenes de soldadura para determinar el estado tensional luego de realizado el proceso, para ello se utilizó como herramienta computacional el software ANSYS, para simular el efecto de las isotermas. Los modelos obtenidos muestran un incremento de las propiedades físico metalúrgicas en la medida que se afecta la superficie del material por efecto de la acción de la pulpa lixiviada caliente y del proceso de soldadura. Finalmente se describe el procedimiento tecnológico que permite obtener un importante efecto económico, social y ambiental.



Synthesis

The papers consist on determining the behaviour of the material of the titanium alloy Ti – 6 Al – 4 V of the type $\alpha + \beta$ and of which the body of the valves fluoroseal is manufactured that they work in the line of leached pulp. The estates chemical physique of the pulp and their incidence are characterized on the affected area of the alloy. To determine the causes that cause this phenomenon they intersected samples of the body of the same ones in different areas that have been affected mostly, the cut samples they are of 15 x 15 mm those that allowed carrying out the rehearsals metallographic. A calculation methodology related with the welding regimens settled down to determine the state tensional after realized the process, for it was used it as computational tool the software ANSYS, to simulate the effect of the isotherms. The obtained models show an increment of the estates physique metallurgy in the measure that the surface of the material is affected by effect of the action of the hot leached pulp and of the welding process. Finally the technological procedure is described that allows obtaining an important economic, social and environmental effect.



INTRODUCCIÓN

La producción y elaboración de materiales hasta convertirlos en productos terminados constituye una parte importante de la economía actual. Dado que los materiales son necesarios para fabricar productos, los ingenieros deben conocer la estructura interna y las propiedades de los materiales, de tal manera que puedan elegir los más adecuados para cada aplicación y crear los mejores métodos para procesarlos. Los ingenieros expertos en investigación y desarrollo crean nuevos materiales o modifican las propiedades de los existentes. En ocasiones se requiere de un nuevo material para un diseño y la tarea de crearlo será encomendada a científicos y especialistas en investigación (Smith, 1993).

Uno de los materiales más estudiados como recubrimientos protectores es el de titanio (Ti) cuyas características comprenden alta dureza, estabilidad química a elevada temperatura, resistencia a la oxidación, bajo coeficiente de fricción, baja conductividad térmica, baja conductividad eléctrica y bajo coeficiente de dilatación lineal. Los trabajos para mejorar las propiedades del titanio están principalmente focalizados en la incorporación de otros elementos para formar recubrimientos de varios componentes que puedan trabajar a altas temperaturas y ser más resistentes al desgaste (Grimberg *et al.*, 1998, Boxman *et al.*, 2000).

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 del 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.



En la fábrica "Comandante Pedro Sotillo Alba", industria que tiene un gran peso en el comportamiento económico y social de Cuba, la producción de ácido sulfúrico reviste gran importancia para el cumplimiento y desarrollo de los planes productivos, lo cual lo convierte en el producto químico principal para la lixiviación del mineral laterítico procedente de las minas.

Estas unidades que funcionan con fuertes agentes químicos tiene entre sus complejidades que no deben ser parada con frecuencia, ni por períodos relativamente largos, porque al detener las mismas, disminuye la temperatura de los gases corrosivos que quedan en el interior del sistema (hornos, ductos, calderas y sopladores), que llegan al punto de rocío de los mismos, formando ácidos débiles que corroen el sistema, contaminan el medioambiente, crea desestabilización en las demás plantas del proceso porque se detiene la producción de vapor que genera la unidad y que se utiliza en el proceso para lixiviar el mineral y disminuyen el ritmo productivo de la empresa.

Por lo antes expuesto la situación problemática de la investigación la constituye: las válvulas fluoroseal que son empleadas en la línea de pulpa lixiviada han presentado varios problemas en su uso por el efecto de la pulpa lixiviada caliente con ácido sulfúrico y por presentar perforaciones, las válvulas son fabricadas de titanio y obtenidas por el proceso de fundición. En ocasiones se han observado algunas zonas afectadas por los mecanismos de erosión – corrosión, fundamentalmente en el borde inferior donde se aloja la cuña. Las perforaciones consisten en un agujero de aproximadamente 10 mm que se encuentra ubicado en el extremo inferior de la válvula, pero además tiene en esta región una ranura que propicia que el daño tenga un carácter más crítico y acelerado. Para salvarlas o alargarles el tiempo de explotación, el agujero se somete al proceso de taladrado y de soldadura, luego se incorpora al proceso, pero pasado un tiempo de trabajo aparece nuevamente el problema con mayor agudeza lo que ha provocado proceder darle baja a varias válvulas por ser ya irre recuperables.

El problema a investigar lo constituye: Insuficiente caracterización del material de la aleación de titanio Ti - 6 Al - 4 V sometida a régimen de trabajo con influencia de



pulpa lixiviada caliente y a proceso de soldadura por el método GTAW.

Como objeto de la investigación se establece: variaciones físico metalúrgicas de la aleación de titanio Ti - 6 Al - 4 V provocadas por la acción de la pulpa lixiviada caliente y el proceso de soldadura.

El campo de acción es el comportamiento microestructural de la microdureza y de las tensiones que se originan en la aleación de titanio Ti - 6 Al - 4 V por el efecto de la pulpa lixiviada caliente y del proceso de soldadura.

Sobre la base del problema a resolver se establece la siguiente hipótesis: A partir de las propiedades físico metalúrgicas de la aleación de titanio Ti - 6 Al - 4 V, de las propiedades físico químicas de la pulpa lixiviada caliente y de la temperatura de soldadura se podrá determinar el comportamiento del material de la válvula empleada en la planta de lixiviación.

A partir de la hipótesis planteada, se define como objetivo del trabajo: Determinar el comportamiento de la aleación de titanio Ti - 6 Al - 4 V empleada en la línea de pulpa lixiviada caliente en base a sus propiedades físico metalúrgicas, así como el estado tensional ocasionado por el proceso de soldadura.

Y se definen los siguientes objetivos específicos

1. Caracterizar las propiedades físico metalúrgicas de la aleación de titanio después del proceso de soldadura, así como las características de las propiedades físico químicas de la pulpa lixiviada caliente.
2. Realizar el procedimiento metodológico para determinar el estado tensional y las variaciones microestructurales de la aleación de titanio Ti - 6 Al - 4 V sometido a proceso de soldadura y su posterior simulación por el Método de los Elementos Finitos.
3. Establecer a partir de las regularidades obtenidas como: propiedades de la pulpa, comportamiento microestructural, estado tensional del proceso de soldadura, simulación por el Método de los Elementos Finitos, el comportamiento de la aleación de titanio Ti - 6 Al - 4 V.



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

1. Establecimiento del estado del arte y sistematización de los conocimientos y teorías relacionadas con el objeto de estudio.
2. Planificación, diseño y realización de experimentos.
3. Análisis de los resultados y obtención de las propiedades físico metalúrgico de la aleación de titanio dañada por el efecto de las propiedades físico químicas de la pulpa lixiviada caliente y del estado tensional provocado por el proceso de soldadura.
4. Fundamentación de los cambios físico metalúrgicos obtenidos del estado tensional provocado por el efecto del proceso de soldadura y del comportamiento de la simulación por el Método de los Elementos Finitos de aleación de titanio Ti - 6 Al - 4 V.
5. Planteamiento de los efectos económicos, sociales y ambientales derivados de la planta de lixiviación, así como de los que se generan en el proceso de soldadura.

En el desarrollo de la investigación se utilizaron métodos, los cuales se dividen en dos grandes grupos: teóricos y empíricos.

Los métodos teóricos permitieron estudiar las tendencias actuales relacionadas con el proceso de desgaste en la aleaciones de titanio empleada en medio acuoso como la pulpa lixiviada, así como la determinación del estado tensional del proceso de soldadura GTAW con el empleo del Método de los Elementos Finitos, facilitaron la construcción de los modelos e hipótesis de la investigación, crearon las condiciones para tener en cuenta las características fenomenológicas y superficiales, contribuir al desarrollo de las teorías científicas.

Dentro de los métodos teóricos los más empleados fueron:

- **Análisis y síntesis:** división y unión abstracta de las variables empleadas en el trabajo, el comportamiento microestructural, las propiedades físico química



de la pulpa lixiviada caliente y las tensiones residuales obtenidas del proceso de soldadura simuladas por el Método de los Elementos Finitos en sus relaciones y componentes para facilitar su estudio.

- **Inducción y deducción:** la inducción permitió arribar a proposiciones generales a partir de hechos aislados y la deducción posibilitó, a partir del estudio de conocimientos generales de los métodos de cálculo del proceso de soldadura, inferir particularidades para un razonamiento lógico.
- **Los métodos históricos:** posibilitaron el estudio detallado de los antecedentes, causas y condiciones históricas en que surgió el problema.
- **Los métodos lógicos:** se basaron en el estudio histórico del proceso de la planta de lixiviación, de los regímenes de soldadura y de la simulación, en objetos de la ingeniería mecánica y metalúrgica.
- **La modelación:** se crearon abstracciones para representar la realidad compleja del fenómeno metalográfico, del proceso de soldadura y de la simulación de las tensiones de la aleación de titanio.

Los métodos empíricos: explican las características observables y presuponen determinadas operaciones prácticas, tanto con los objetivos, como con los medios materiales del conocimiento utilizado. Estos métodos se expresan a través de las técnicas de la observación, documentación, la comunicación personal e impersonal y la experimentación.

CAPÍTULO 1

Marco teórico de la investigación



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, provocando 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, que permitan definir el estado del arte relacionado con el comportamiento de las aleaciones de titanio.

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 hablando, 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) 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,

estos 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 (Zhitomirsky *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 (Voorwald *et al.*, 2005, Brooman 2004, HCAT 2004, Sartwell *et al.* 2002, Nascimento *et al.* 2001a, Nascimento *et al.* 2001b, McGrann *et al.* 1998, Berger *et al.* 1996).

Las modificaciones en la composición mejoran la resistencia a la oxidación y al desgaste del material (Christensen y Wahnstron 2006; Lee *et al.*, 2006; Östberg *et al.*, 2006; Upadhyaya 2001) y además, influyen notablemente sobre la microestructura y, en consecuencia, sobre las propiedades mecánicas de estos materiales.

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 (Titanium, 2000). 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 las aleaciones de titanio 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.

Una clasificación habitual de las aleaciones de titanio como se observa en la figura 1.1, consiste en distinguir tres grupos: aleaciones α , β y α/β (Leyens, 2003).

Los elementos aleantes del titanio se pueden clasificar como, estabilizadores de la fase α , de la fase β , o neutros.

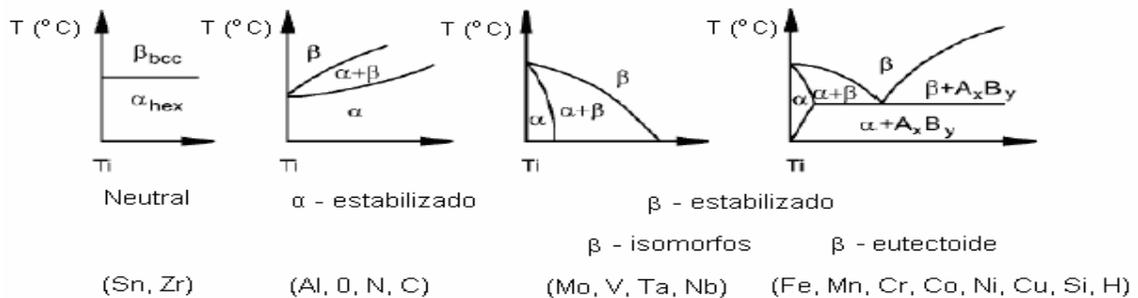


Figura 1.1. Influencia de aleantes en los diagramas de fase de las aleaciones de titanio (Leyens, 2003).

En la figura anterior se pueden observar distintos diagramas de fases de aleaciones de titanio para distintos tipos de aleantes.

El Ti - 6 Al - 4 V es el material de mayor producción dentro de las aleaciones de Ti. Su composición química puede variar dependiendo del fabricante, tal y como se observa en la tabla 1.1.

Tabla 1.1. 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 Ding, 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-eutéticos (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 (Leyens, 2003; Bose, 2007). 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 (TiO₂). 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 1.2 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, formabilidad 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 (Güleryüz 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 anisótropas, 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.

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.

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 1.2.

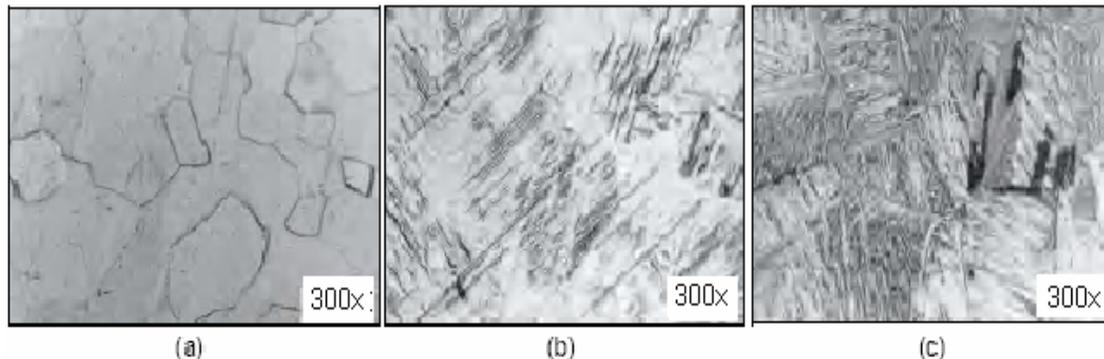


Figura 1.2. Microestructura de las aleaciones de titanio.

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.

Por otra parte, se debe destacar que la estructura bifásica es la que proporciona las mejores propiedades mecánicas a la aleación Ti - 6 Al - 4 V (Rodríguez y Yépez, 1996; Nylon, 1983; 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 1.2a), tras un tratamiento térmico de recocido posterior a la deformación.

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. Si la temperatura de recocido es lo suficientemente alta, la fase β se puede transformar a fase α secundaria con estructura laminar (figura 1.2b), 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 - 6 Al - 4 V.

Otra de las posibles microestructuras de la aleación Ti - 6 Al - 4 V, según Masmoudi *et al.* (2006), es la estructura Widmanstätten (figura 1.2c), 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.

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).

1.3.2. Transformación martensítica en el titanio

Originariamente el término martensita describía un duro microconstituyente encontrado en los aceros tras un proceso de templado, de forma que una fase cúbica centrada en las caras (FCC) denominada austenita, pasaba a una fase tetragonal centrada, llamada martensita, mediante una transformación de estado sólido llamada transformación martensítica. Posteriormente se generalizó el término para incluir a otras transformaciones de fase que poseen ciertas características típicas de la transformación de los aceros, pero que tienen lugar en otro tipo de materiales, como aleaciones no férricas, metales puros, cerámicos, minerales, compuestos inorgánicos (Wayman, 1983 y Callister 1999).

Actualmente, se dice que una transformación en estado sólido es martensítica si es displaciva (sin difusión atómica), de primer orden y está acompañada por una deformación homogénea de la red que conduce a un cambio de estructura cristalina, provocada principalmente por una cizalladura cuya energía de deformación domina la cinética y morfología de la transformación (Cohen *et al.*, 1979).

También existe la nucleación por efecto de una deformación plástica, en la que ésta produce nuevos sitios de nucleación, lo que sucederá al alcanzar el esfuerzo crítico correspondiente (Perkins y Sponholz, 1984). En la figura 1.3, se muestra las posibilidades para inducir la martensita en el caso de un esfuerzo de tensión.

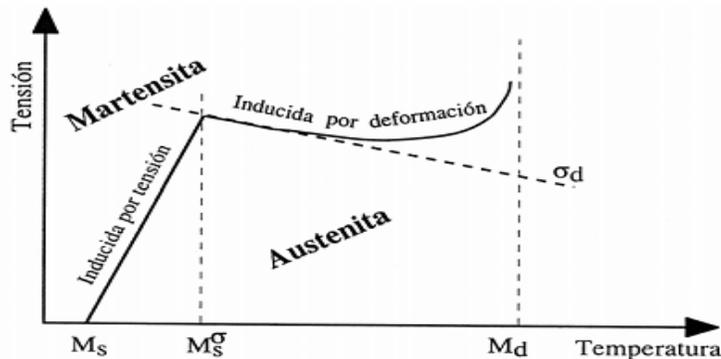


Figura 1.3. Transformaciones en función de la temperatura y el esfuerzo externo.

Fuente: Perkins y Sponholz (1984).

Como se aprecia en la figura anterior, cuando no se aplica ningún esfuerzo externo y la martensita se induce exclusivamente por temperatura, ésta se produce de manera espontánea a una temperatura M_s , si se aumenta la temperatura, se necesitará una tensión para inducir la transformación y se obtendrá martensita inducida mediante esfuerzo.

Según Peters *et al.* (1982), cuanto más alta sea la temperatura, mayor será el esfuerzo necesario para inducir la transformación; el límite es M_s^σ , que es la temperatura máxima en la que podemos inducir la martensita exclusivamente mediante aplicación de esfuerzo, si la temperatura es mayor que ese límite, al aumentar la tensión provocaremos deformación plástica en la austenita ($a \sigma_d$), lo que facilitará la inducción de martensita (es la zona en la que se dice que la martensita se induce mediante deformación). El caso límite es M_d , a partir de la cual no podemos inducir martensita por esfuerzo.

Además de clasificar las transformaciones martensíticas por la variable externa que la induce, también es posible realizar una clasificación general de las

transformaciones martensíticas en dos importantes grupos. Por un lado están las martensíticas termoelásticas, con histéresis del orden de la decena de grados, un cambio de volumen muy pequeño (del orden de 0,5 % (Nam, 1990), despreciable en primera aproximación) y con un elevada cizalladura producida en el material.

En este grupo la transformación se desarrolla durante el descenso de la temperatura, si el enfriamiento se detiene, y la temperatura se mantiene constante, el proceso de transformación también se interrumpe. De forma análoga, la transformación inversa sólo avanza mientras existe calentamiento. Se dice que la transformación es atérmica por el hecho de que sea sólo función de la temperatura a la que la aleación se enfría o calienta, y resulte independiente del tiempo (Pons, 1992, Callister 1999).

La fuerza impulsora en estas aleaciones es muy pequeña, la interfase es muy móvil bajo calentamiento y enfriamiento y la transformación es reversible en el sentido de que la martensita vuelve a la fase matriz en la orientación original, están presentes en los sistemas Ni – Ti, Cu – Zn – Al, Cu – Al – Ni, Au – Cd, Ni – Mn – Ga, los cuales son importantes desde el punto de vista tecnológico por el efecto memoria de forma y otras propiedades peculiares relacionadas con la transformación (Camero *et al.*, 1998).

La transformación martensítica se puede dividir en dos secuencias: la deformación y la acomodación de la red (Gil y Planell, 1998). Durante la deformación de red, también llamada la deformación de Bain, la interfase de frontera entre las dos fases avanza en una línea de átomos, donde cada átomo sólo se mueve una corta distancia, (ver figura 1.4). Esto produce una martensita, que presenta una forma diferente y a menudo un volumen diferente que la fase madre austenítica. Con fin de acomodarse a este cambio de forma, la red está sometida a una segunda secuencia.

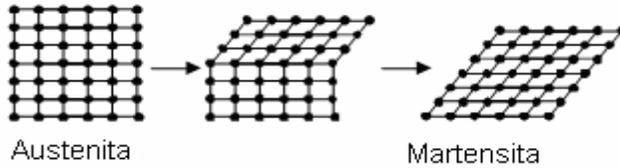


Figura 1.4. Deformación de la red en el titanio. Fuente: Morinaga *et al.* (1993).

Durante la acomodación, cada celda de la red conserva su forma de paralelogramo, mientras que el material vuelve a tener su forma macroscópica inicial. La acomodación se produce por un mecanismo de deslizamiento (slip) o de maclado (twinning). Una deformación por deslizamiento es permanente, mientras que una deformación por maclado es reversible (Morinaga *et al.*, 1993).

Jamal *et al.* (1980) expone que la martensita normalmente aparece en forma de placas, el número de orientaciones de placas de martensita posible dentro de un grano, depende de los planos de hábitos. En cuanto a la transformación martensítica termoelástica, se han constatado hasta 24 planos de hábitos, y por consiguiente 24 variantes de orientaciones de placas martensíticas son posibles. Una placa de martensita creciente, escoge la orientación más estable energéticamente en su presente campo de deformación. La deformación asociada con cada variante, compensa la deformación en otras variantes, lo que se llama auto acomodación.

1.4. Proceso de corrosión

La corrosión se define como un proceso destructivo que ocasiona un deterioro en el material como resultado de un ataque químico provocado por el medio al que está expuesto. La forma más común en la que se presenta la corrosión en las aleaciones es por medio de un ataque electroquímico (Evans, 1986).

Autores como Blau (1992); Tylczak (1992) reconocen que en la mayor parte de los procesos industriales se ve involucrado el transporte de fluidos de diferente naturaleza, es así como piezas que están expuestas a la acción de estos fluidos pueden presentar procesos de corrosión dinámica que disminuye de manera acelerada su vida útil. Actualmente los recubrimientos duros tales como: los nitruros, basados en metales de transición depositados mediante técnicas de

deposición física de vapor y sobre diversos sustratos de aleaciones, se convierten en la solución de muchos problemas de ingeniería y entre ellos la corrosión, debido a su inercia química.

Afirman Hutchings (1992); Wayne y Sampath (1992) que la corrosión de las aleaciones es un fenómeno natural que ocurre debido a la inestabilidad termodinámica de la mayoría de las mismas. Salvo raras excepciones (el oro, el hierro de origen meteorítico), las aleaciones están presentes en la tierra en forma de óxido, en los minerales (como la bauxita si es aluminio, la hematita si es hierro). Desde la prehistoria, toda la metalurgia ha consistido en reducir los óxidos en bajos hornos, luego en altos hornos, para fabricar la aleación. La corrosión, de hecho, es el regreso de la aleación a su estado natural, el óxido.

Según estudios realizados por Handbook (1992), es un problema industrial importante, pues puede causar accidentes (ruptura de una pieza) y, además, representa un costo importante, ya que se calcula que cada pocos segundos se disuelve cinco toneladas de acero en el mundo, procedentes de unos cuantos nanómetros o picómetros, invisibles en cada pieza pero que, multiplicados por la cantidad de acero que existe en el mundo, constituyen una cantidad importante.

En general, se calcula que su costo económico no es inferior al dos por ciento del producto interno bruto. La corrosión es un campo de las ciencias de materiales que invoca a la vez nociones de química y de física (físico - química).

1.4.1. Resistencia a la corrosión de la aleación Ti - 6 Al - 4 V

Según Nho-Kwang (2002); Lütjering (2007); Yu *et al.* (2007), la excelente resistencia a corrosión de las aleaciones de titanio, se debe a la formación de una película de óxido delgada y muy adherente en la superficie del material. Debido a que la superficie del titanio es bastante reactiva y tiene mucha afinidad con el oxígeno, la película de óxido se forma espontáneamente cuando la superficie de la aleación es expuesta al aire o a un medio acuoso.

El Ti - 6 Al - 4 V, forma de manera espontánea e inmediata una fina capa de TiO₂ estable y continúa al ponerse en contacto con el oxígeno del aire o agua el



Ti forma naturalmente un óxido de 2 - 7 nm. Sin embargo, este óxido nativo presenta pobres propiedades mecánicas superficiales, tales como baja dureza y reducida resistencia al desgaste y a la abrasión (Liu *et al.*, 2004). De hecho, el Ti - 6 Al - 4 V presenta alta resistencia a la corrosión en soluciones acuosas como agua de mar, ácidos oxidantes, cloruros (en presencia de agua). Esto explica la elevada resistencia a la corrosión (Titanium, 2000; Leyens, 2003; CORP, 2004).

Sin embargo, plantean Ekroth *et al.* (2000); Larsson y Odén (2004); que si la película sufre algún daño puede regenerarse instantáneamente si en el ambiente existe alguna presencia de oxígeno o agua, por lo menos en partes por millón, la composición y el espesor de esta película protectora que se forma en las aleaciones de titanio, depende de las condiciones del medio con el que esté en contacto.

Las condiciones bajo las cuáles el Ti - 6 Al - 4 V puede presentar corrosión son en presencia de ácidos reductores y gases clorados secos, es susceptible de fragilización por hidrógeno, ya sea por vía catódica o gaseosa, por eso es importante minimizar la cantidad de hidrógeno durante el procesado (Bruschi *et al.*, 2004).

También ha sido estudiado el efecto de las características microestructurales en la resistencia a corrosión (Picu y Majorell, 2002), mostrando que la presencia de fases intermedias puede ser determinante a la hora de someter al material a corrosión.

De esta manera, se hace posible incrementar el espectro de aplicaciones de éstos nuevos desarrollos, para la fabricación de piezas de aleaciones de titanio, en motores de combustión interna, en ejes, en turbinas a gas, en intercambiadores de calor, en válvulas, en elementos de control y medida, en filtros de alta temperatura y materiales para purificación de gases (Hussainova, 2005; Petersson y Ågren 2005; Kim *et al.*, 2006, Christensen y Wahnström, 2006).

Dentro de las diferentes aleaciones de titanio que existen, según Zackrisson *et al.* (2000); Herr *et al.* (2001), las aleaciones α son las que mejor resistencia a la corrosión poseen, además son menos susceptibles a oxidarse.

1.4.2. Resistencia al desgaste de la aleación Ti - 6 Al - 4 V

El conocimiento del comportamiento frente al desgaste erosivo resulta esencial en la selección del material más económico y las condiciones de operación óptimas en el diseño de equipos como hornos para fabricación de turbinas a gas, en gasificadores de carbono y combustores. Es importante entender la naturaleza y mecanismos de pérdida erosiva para minimizar efectivamente sus efectos. La pérdida de material por erosión depende de muchos factores interrelacionados que incluyen la estructura y propiedades de los materiales que actúan como blanco, en condiciones de micro y macroexposición y características físicas y químicas de las partículas erosivas (Hutchings, 2000).

La erosión de materiales por impacto de partículas sólidas ocurre debido a la remoción de material desde una superficie, como consecuencia de la deformación plástica y procesos de fractura. Para los materiales dúctiles, las partículas que impactan causan deformación plástica localizada y severa. En cambio, para los materiales frágiles, el impacto de las partículas erosivas causa agrietamiento y formación de virutas (Blau, 1992; Hutchings, 2000; Kulu y Hussainova, 2005; Mann *et al.*, 2006), si la deformación plástica es dominante, el máximo desgaste ocurre a bajos ángulos.

En el desgaste erosivo hay tres mecanismos básicos de remoción de material (Hutchings, 2000), tales como: la erosión por corte o "chipping" (materiales dúctiles), la erosión por fatiga o erosión por escama "Flaking" (materiales frágiles), mecanismos que han sido clasificados por Jacobson y Hogmark (1996).

El Ti - 6 Al - 4 V y las aleaciones de titanio en general, poseen baja resistencia al desgaste y malas propiedades tribológicas (Leyens, 2003; ASM Handbook Committee, 1992). Elementos con bajos valores de resistencia a tracción y cizallamiento, muestran elevados coeficientes de fricción (Miyoshi y Buckley,

1982). Debido a la estructura hexagonal compacta (HCP) de las aleaciones de titanio, éstas poseen altos coeficientes de desgaste.

Además, la gran afinidad del titanio con el oxígeno que forma una capa superficial de TiO_2 provoca la transferencia y adhesión de oxígeno en materiales no metálicos, provocando un severo desgaste adhesivo (Buckley, 1981). Debido a esto, las aleaciones de titanio tienden a descascarillarse por lo que no se recomienda su utilización en aplicaciones abrasivas y con desgaste.

1.5. Erosión por impacto de partículas sólidas de los materiales

El desgaste de materiales es un problema serio en muchas industrias y, en la mayoría de los casos, se debe principalmente a la abrasión y erosión causada por la arena presente en el fluido. Varios mecanismos de desgaste erosivo y varias ecuaciones semiempíricas han sido propuestos para modelar la tasa de desgaste, estas ecuaciones contienen en su expresión dos constantes características del material: su tenacidad de fractura y su dureza (Meng y Ludema, 1995; López-Cantera y Mellor, 1998).

El conocimiento de desgaste erosivo plantean Blau (1992); Hutchings (2000), resulta esencial en la selección del material más económico y las condiciones de operación óptimas para el diseño de equipos tales como los hornos de cemento, las turbinas a gas, los gasificadores de carbono y los combustores, por lo que es importante entender la naturaleza y los mecanismos de pérdida erosiva para minimizar efectivamente sus efectos.

La pérdida de material por erosión depende de muchos factores interrelacionados que incluyen las estructuras y las propiedades de los materiales que actúan como blanco, las condiciones de micro y macroexposición y las características físicas y químicas de las partículas erosivas (Hutchings 2000; Hussainova y Schade 2008).

Los procesos de erosión y erosión - corrosión alcanzan velocidades de estado estacionario en cortos períodos de tiempo que pueden ser extrapolados. De esta manera, es relativamente económico obtener datos específicos de ensayos que son adecuados para cada situación. La erosión ocurre sobre componentes

expuestos en diferentes tipos de equipos aunados a otros mecanismos de degradación superficial como abrasión o corrosión, bien sea, en medios acuosos o de elevadas temperaturas (Hutchings 2000).

Según Froes y Aeolian (1984); Blanco (2003), la erosión de materiales por impacto de partículas sólidas ocurre debido a la remoción de material desde una superficie, como consecuencia de la deformación plástica y procesos de fractura.

Para los materiales dúctiles, las partículas que impactan causan deformación plástica localizada y severa, en cambio, para los materiales frágiles, el impacto de las partículas erosivas causa agrietamiento y formación de virutas (Kulu y Hussainova, 2001; Mann *et al.*, 2006). Si la deformación plástica es dominante, el máximo desgaste ocurre a bajos ángulos, mientras que la erosión por fractura frágil es más rápida para un ángulo de incidencia normal (Hussainova, 2001).

Se ha determinado que el comportamiento ante el desgaste erosivo de los materiales (Hutchings, 2000; Courtney, 2000; Allen *et al.*, 2001), está influenciado tanto por parámetros externos característicos al sistema (velocidad, tamaño y forma del material abrasivo, condiciones ambientales, condiciones de carga), así como por parámetros internos, que dependen de las características mecánicas de los constituyentes del tribosistema (microestructura, módulo de elasticidad, dureza y tenacidad de fractura).

Sin embargo, según Smith (1993); Morinaga *et al.* (1993), la erosión también depende del ángulo de impacto del abrasivo, de esta manera, se ha encontrado que para las aleaciones dúctiles que están erosionadas por partículas angulares, la máxima cantidad erosionada (expresado como pérdida de masa por unidad de masa de partículas) se encuentra a bajos ángulos de incidencia, típicamente entre 20 – 30°, y está asociado al impacto bajo las condiciones más favorables para la remoción de material, es decir, por mecanismos dúctil "ploughing" y de corte.

Las aleaciones que se erosionan por la formación e intersección de fracturas frágiles, tales como vidrios inorgánicos impactados por partículas angulares



duras que producen agrietamiento local, muestran el máximo de erosión para un ángulo de incidencia normal (90°) y una reducción estacionaria en la erosión a medida que el ángulo disminuye (ASM Handbook, 1998; Sánchez, 2001).

1.6. Transporte de fluidos por tuberías

El transporte por tuberías, consiste en el traslado de un fluido, de gas o partículas del mineral suspendas en un flujo de agua a través de una tubería; este tiene una gran aplicación en la industria, en el laboreo de minas, además en la industria metalúrgica tiene efectividad para la transportación de concentrados de materiales no ferrosos, de carbón, de petróleo, de gas, de materias primas hacia plantas metalúrgicas y puertos marítimos. En la actualidad en las industrias cubanas se utilizan diversas formas de transportación, cobrando gran auge este tipo de transporte debido a que tiene gran efectividad económica con respecto a los demás sistemas de transporte.

Refiriéndose a la viscosidad de los fluidos y en específico a los no newtonianos, muchos han sido los autores que abordan esta temática; de vital importancia en el desarrollo de la investigación de fluidos; trabajos como De la Paz *et al.* (2002) realiza un estudio reológico de la jalea dentífrica fluida; donde analizan las deformaciones sufridas por la formulación al aplicarle la fuerza de cizalla con un determinado gradiente de velocidad, describiéndose por medio de la curva viscosimétrica y de la de fluidez cómo se deforma el cuerpo al ser sometido a esfuerzos producidos por fuerzas externas, así como la determinación de sus propiedades mecánicas bajo las condiciones de deformación ensayadas.

La formulación diseñada resultó estable físicamente, al menos, bajo las condiciones y circunstancias experimentales en que se ensayó, se encuentra como deficiencia, que los autores no estudian el comportamiento reológico del fluido para variaciones de temperaturas; siendo esta perturbación, de gran influencia en la estructura y propiedades de los fluidos.

A partir de los trabajos descritos por Caldiño *et al.* (2004), se dispone de una metodología para obtener en forma simplificada, funciones reológicas de las



mezclas agua - arcilla que son de utilidad para alimentar modelos de cálculo de flujos naturales con altas concentraciones de sedimentos.

Se corroboró el incremento de la viscosidad con la concentración tanto para mezclas agua - arcilla como agua - arcilla - arena. Se observó y evaluó la influencia de la arena en el valor de la viscosidad; en el rango ensayado, la arena contribuyó en forma significativa a este incremento; se pudo tener en cuenta otros factores influyentes en la viscosidad de mezclas como (pH) y diámetro medio de las partículas de arena, lo que no se tiene en cuenta.

Ivenski (1957), mediante el estudio de los regímenes de movimientos de las mezclas de materiales de la construcción por tuberías de diferentes diámetros estableció, que existe el régimen estructural en los límites de velocidades hasta 0,5 m/s, se observa el régimen estructural, que se acompaña de la rotación de los granos, lo que conlleva a la destrucción de los enlaces estructurales.

En el trabajo de Iakovlev *et al.* (1961), se exponen los resultados de estudios experimentales, los cuales demuestran que el movimiento de líquidos estructurales por tuberías se caracteriza por la presencia de un núcleo del flujo, que se mueve con velocidad constante como un cuerpo compacto.

Pakrovskaya (1985), realiza un amplio estudio técnico - práctico donde abarca temas muy importantes y novedosos entre los que se destacan; características, parámetros y regímenes de transportación de hidromezclas de diferentes grados de saturación; métodos para la preparación de pulpas para el hidrotransporte, el desgaste hidroabrasivo de los sistemas de tuberías durante la transportación de materiales abrasivos; fiabilidad del trabajo de las instalaciones de hidrotransporte; métodos de control y regulación de los parámetros de hidrotransporte de los golpes hidráulicos y la valoración económica de la efectividad del transporte hidráulico.

En su trabajo Pérez (1970), sobre la base de las investigaciones teórico experimental y el análisis de otros autores determinó los parámetros y estableció los regímenes racionales de hidrotransporte de minerales de hierro y concentrados. Elaboró las recomendaciones sobre la modelación de las

suspensiones, selección de los regímenes efectivos y la metodología para la determinación de los parámetros de materiales sólidos de alta densidad en flujos de alta densidad (hasta 40 % de sólido por volumen).

Si el flujo en la tubería es turbulento, la variación de la velocidad a través del tubo no queda determinada únicamente por la viscosidad, sino que depende de las características que tenga la turbulencia, de las propiedades reológicas y viscoelásticas de los fluidos no newtonianos.

La magnitud del esfuerzo cortante viscoso aumenta debido a los remolinos y vórtices que acompañan a la turbulencia, además con paredes ásperas o rugosas, la turbulencia se incrementa aún más (Welty *et al.*, 1976).

1.7. Soldadura del titanio por el método GTAW

Según Boyko y Garber (1991); 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 1.5). 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"

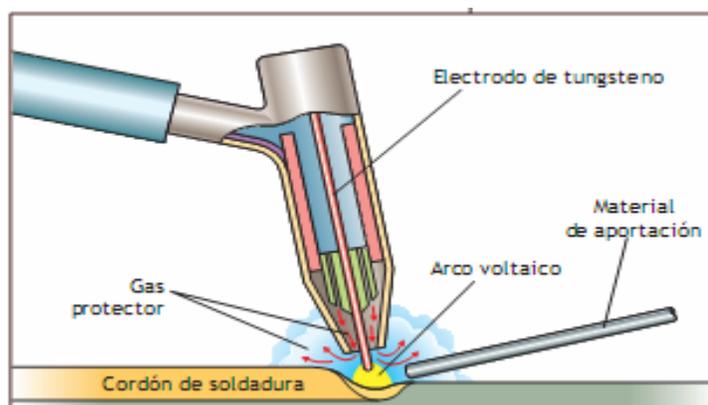


Figura 1.5. Proceso de soldadura GTAW. Fuente: Méndez y Eagar (2001).

Plantean Mompean (1991); 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.

Plantea 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 (Eizaguirre *et al.*, 1990; Plaza *et al.*, 1992), como con electrodo consumible GMAW (Abbot, 1982) se han utilizado con éxito para la unión de estas aleaciones.

Consideran Murray y Dunand (2003); Li *et al.* (2005); 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.

1.8. Simulación del proceso de soldadura

Uno de los puntos más importantes, para elegir un modelo, es que el sea lo más próximo a las constantes y variables del proceso. En este caso, las constantes, que se tienen, son las propiedades físicas y mecánicas del titanio.

En tanto a las variables, sólo se cuenta con la altura y obviamente con la distancia de separación entre las dos piezas.

Moore *et al.* (1996) considera a la soldadura como el movimiento de un punto de una fuente de calor que avanza a velocidad constante en una dirección dada en un sistema de coordenadas rectangulares fijas, como se observa en la figura 1.6. Por otro lado la baja eficiencia del proceso GTAW es asociada con la pérdida de calor producida en el portaelectrodo. Se han utilizado varios métodos para medir eficiencia de la fuente de calor, siendo el calorimétrico el más ampliamente utilizado.

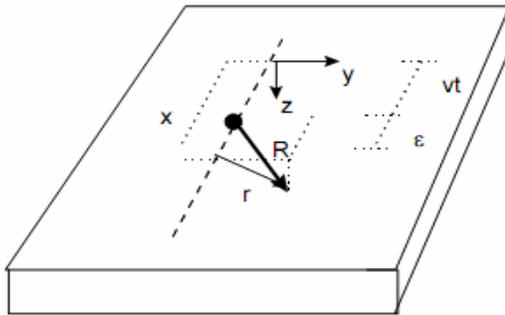


Figura 1.6. Sistema de coordenadas rectangulares para la simulación.

Fuente: Moore *et al.* (1996)

En la actualidad, el método de la simulación ha sido muy generalizado y constituye una potente herramienta de cálculo numérico capaz de resolver cualquier problema formulable de la matemática, la física y la mecánica; permitiendo simular y realizar una gran cantidad de análisis en componentes y estructuras complejas, difícilmente calculables por los métodos analíticos tradicionales (Bhate y Dvorkin, 1984).

Según Huang (1994), en el caso específico del análisis tenso - deformacional de elementos sometidos a la acción de cargas dinámicas, el método permite la determinación de los componentes y la determinación del estado deformacional



en ciertos puntos característicos. Este tipo de análisis permite acotar la deformación del objeto de estudio y localizar zonas altamente solicitadas o zonas de baja sollicitación.

1.9. Conclusiones del capítulo 1

- En la revisión bibliográfica se comprobó que existen aleaciones de titanio que se emplean en equipos que trabajan en condiciones de desgaste erosivo, erosivo - corrosivo, fundamentalmente en línea de tubería, reactores y la industria automotriz y de aviación.
- El Ti - 6 Al - 4 V y las aleaciones de titanio en general, poseen baja resistencia al desgaste y malas propiedades tribológicas, su mayor resistencia a este medio radica en el contenido de elementos que presente la aleación.
- El proceso de soldadura por arco bajo gas de protección con electrodo no consumible GTAW, está establecido como el proceso adecuado para la soldadura del titanio y sus aleaciones, ya que el gas protector permite prevenir la contaminación y la fragilidad de nitrógeno y oxígeno.

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 alta temperatura 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. De los tanques de almacenaje, mediante bombas centrífugas, la pulpa es enviada a las bombas de alimentación de alta presión (WIRTH), las que suministran el mineral a los calentadores de cada tren. En los calentadores, la pulpa alcanza una temperatura de 246 °C mediante la inyección de vapor a contracorriente de 650 lb/pulg² (0,455 MPa), el que proviene del exceso de los reactores. Después de calentada, la misma adquiere la temperatura y presión requeridas para ser alimentada a los reactores. Al llegar a la parte superior del reactor, el vapor se separa de la pulpa y a través del tubo de vapor de exceso pasa al calentador, donde se utiliza para su calentamiento.

La operación de despresurización consiste en pasar la pulpa a través de un orificio de pequeñas dimensiones, donde se produce una gran velocidad y seguidamente obtener una gran expansión de la misma. Al producirse la expansión, se libera gran cantidad de vapor debido a la temperatura de 130 °C de la pulpa.

2.2.2. Condiciones de trabajo de la válvula

Las válvulas trabajan en un medio agresivo lo que provoca que las mismas presenten efecto corrosivo, como es la pulpa ácida y abrasiva de sólidos lixiviados con ácido sulfúrico, las características del fluido en el que trabaja aparecen en la tabla 2.1.

Tabla 2.1. Concentración de elementos en el medio.

Elemento	Elemento	Elemento
Ni de 6 a 7 g/l	Co de 0,5 a 0,6 g/l	Mg de 1 a 2 g/l
Al de 2 a 3 g/l	Fe de 1 a 2 g/l	Cu de 0,8 a 1,0 g/l
Zn de 0,2 a 0,3 g/l	H ₂ SO ₄ de 30 a 35 g/l	Temperatura: 246 °C
PH - 0,9 a 1, 3	% Sólido 30 a 33	100 mesh de 6 a 8 %

2.3. Caracterización del material de la válvula fluoroseal

El análisis químico del material empleado, como se observa en la tabla 2.2, 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 Sotro Alba" (ver anexo 1).

Tabla 2.2. 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 eutéctoides con el titanio (Liu *et al.*, 2004).

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).

2.3.1. Defectos de la válvula fluoroseal

Dos de estas válvulas con codificación general HT FIG 602 F sufrieron averías en operaciones por salidero de pulpa a través de su cuerpo.

La válvula No 2 numerada en chapilla como 061 512, sufrió la avería trabajando en el tren, después de limpiarse con sand blasting se inspeccionó con líquidos penetrantes y no se encontró el defecto, se efectuó prueba hidrostática observándose entonces salidero de agua por la zona donde había ocurrido la avería en operaciones.

Se taladró en la zona hasta donde se apreció el salidero a unos 10 mm de los 15 mm que tiene de espesor, al repetir la defectoscopia se aprecia en el fondo del agujero una grieta con clara definición y dos zonas cercanas con defectos aparentes. Esta válvula tiene 3 meses de explotación.

La válvula No 4 identificada como T C 3 en el propio material, trabajó en el tren 4, se perforó también en operaciones en un punto similar en su ubicación a la No 2. Al efectuársele el mismo trabajo que a la válvula No 2 se encontró un defecto pasante. Esta válvula tiene 3,5 meses en explotación. La figura 2.1 muestra los defectos que presentan las válvulas No 2 (izquierda) y la No 4 (derecha).



Figura 2.1. Defectos que presentan las válvulas No 2 y No 4.

Como se observa en las figuras anteriores, ambas válvulas se perforaron en el mismo lugar coincidiendo con un cambio de sección. En el anexo 2 del trabajo se muestran otros daños sufridos en la válvula Fluoroseal.

2.4. Plan experimental

La metalografía microscópica 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 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 nueve probetas pertenecientes al área afectada de la válvula y material del cuerpo sin estar expuesto al proceso de desgaste erosivo, en la figura 2.2 se especifican las áreas escogidas para el análisis del material.

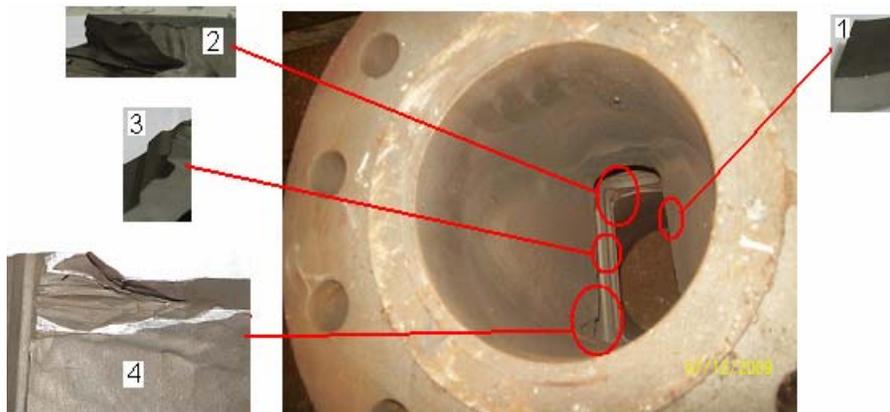


Figura 2.2. Áreas seleccionadas para el análisis microestructural.

La muestra No 1 se corresponde con la sección del material que no ha sido dañado, se empleará para determinar la microestructura patrón del material de la válvula; la muestra No 2 se corresponde con un cambio de sección que se origina en el material producto del proceso de fabricación; la No 3, es un borde que presenta la válvula en el interior y también se ha dañado por el proceso de trabajo; la No 4 es el área de mayor afectación y se corresponde con la perforación observadas en las figuras 2.1.

Las diferentes probetas se prepararon con dimensiones de 15 x 15 (Norma ASTM E 92), se cortaron en una sierra del tipo sinfín, con abundante refrigerante 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 del material de la válvula. 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 2.3 se corresponde con la muestra patrón de la aleación de titanio Ti - 6 Al - 4 V.

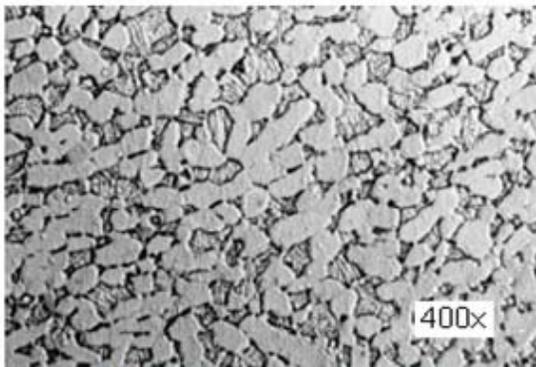


Figura 2.3a. Microestructura de la aleación Ti - 6 Al - 4 V.

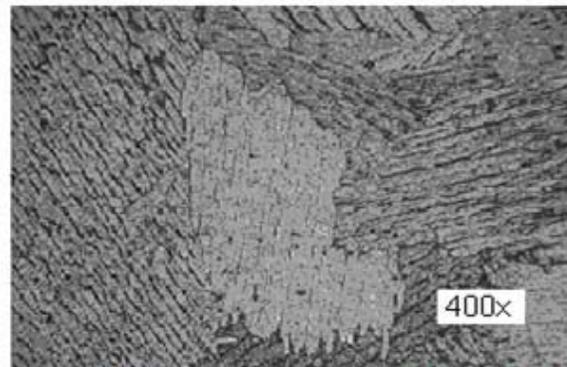


Figura 2.3b. Microestructura de la aleación Ti - 6 Al - 4 V del cuerpo de la válvula.

La microestructura 2.3a se corresponde con la muestra patrón de la aleación Ti - 6 Al - 4V y consiste en granos equiaxiales de fase α y placas de Windmanstätten 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 Winmanstatten rodeadas de fase β , como la que se puede apreciar en la figura 2.3b (Vairis y Frost, 2000).

La microestructura 2.3a tiene una menor tenacidad y resistencia a fatiga, pero la estructura tratada térmicamente presenta una menor velocidad de grietas por fatiga debido a que la grieta es sensible a la microestructura y en general su camino de propagación es sinuoso debido a que sigue preferencialmente la interfase $\alpha - \beta$. Estas regiones laminares de α secundaria son también denominadas β transformada, y se clasifica como la microestructura dúplex del Ti - 6 Al - 4 V.

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.

2.5.3. Horno para el tratamiento térmico

Es en un horno al vacío con gas protector argón, modelo HEQ - 5248 – 2, marca VFS, de forma horizontal, la carga se realiza frontalmente, la presión de trabajo es de 0,2 MPa, para temple externo, para tratamiento térmico al vacío y para uniones soldadas. El tratamiento de calor se aplicó de acuerdo con la norma SAE – AMS H - 81200 B (MILH - 81200B).

2.5.4. Ensayo de espectrofotometría de absorción atómica

Para realizar el ensayo de espectrofotometría de absorción atómica se tomó 20 muestras de pulpa lixiviada caliente, a las cuales se les realizó la prueba en el laboratorio de la Empresa "Comandante Pedro Sotto Alba". El procedimiento aparece descrito en el anexo 3.

2.5.5. Ensayo de espectrometría de emisión óptica de plasma

El ensayo de espectrometría de emisión óptica de plasma se realizó en el laboratorio de la Empresa "Comandante Pedro Sotto Alba", para el mismo se tomaron 20 muestras de pulpa lixiviada caliente y se les realizó el procedimiento que aparece descrito en el anexo 4.

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).

Se debe refrigerar adecuadamente la probeta durante el proceso de corte, la temperatura producida por el roce puede alterar radicalmente la estructura original, por lo menos en la superficie obtenida por el corte.

✓ **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. Este primer análisis debe mostrar únicamente inclusiones e imperfecciones del material.

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.

2.6.1. 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.

2.6.2. 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.

2.7. Metodología de cálculo para el proceso de soldadura

Los electrodos de tungsteno son no consumibles se basa en su composición química y está regida por la norma AWS A 5.12, si el proceso se emplea como es debido, ya que no se derriten ni se transfieren a la soldadura. Como material de aporte, la especificación de la AWS A 5.16, establece varillas y electrodos para la soldadura del titanio y sus aleaciones (Yamauchi *et al.*, 2002).

El electrodo consumible recomendado para realizar el proceso de soldadura de la aleación de titanio Ti - 6 Al - 4 V aparece en la tabla 2.3 y sus propiedades mecánicas en la tabla 2.4.

Tabla 2.3 Composición química en % del material de aporte AWS ERTi – 2

C	O	H	N	Fe	Ti
Máx. 0,03	0,08 – 0,16	Máx. 0,008	Máx. 0,015	Máx. 0,12	Balance

Tabla 2.4 Propiedades físico - mecánicas del material de aporte AWS 5.16, ERTi – 2

Resist a la tracción	Límite de fluencia	Elongación	Dureza del depósito
345 MPa	275 MPa	20 %	44 RB

En cualquier tipo de proceso de soldadura la mejor soldadura, que se puede obtener, es aquella donde la soldadura y el material base comparten las mismas propiedades químicas, metalúrgicas y físicas, para lograr esas condiciones el material fundido debe estar protegido de la atmósfera durante la operación de soldeo, de otra forma, el oxígeno y el nitrógeno de la atmósfera se combinarían, literalmente, con el material fundido, resultando en una soldadura débil y con porosidad. Los parámetros más aceptados para la soldadura de la aleación Ti - 6 Al - 4 V, empleada en la fabricación de la válvula fluoroseal, con el uso del método de soldadura GTAW aparecen en la tabla 2.5.

Tabla 2.5. Parámetros para el proceso de soldadura de la válvula fluoroseal

Diámetro del electrodo (mm)	3,2
Longitud del arco (mm)	2
Temperatura de fusión (°C)	1 610
Temperatura de ignición (°C)	34
Rendimiento (%)	0,75
Conductividad térmica (W/m.°K)	16

2.7.1. Cálculo del ciclo térmico

El régimen de soldadura depende de diversos factores: tipo de material base, tipo de alambre, fundente, tipo de unión. Este proceso ocurre en tiempos muy cortos y con una variación de temperaturas extremas que van desde la fusión hasta aquellas que no afectan la estructura del material base. En general la velocidad del arco a lo largo de la pieza de trabajo es mucho mayor que la velocidad de

difusividad térmica. En otras palabras, el flujo de calor en la dirección del trabajo es pequeño comparado con el de la dirección perpendicular de avance.

✓ **Intensidad de corriente**

La intensidad de la corriente de soldadura depende del diámetro del electrodo, el cual se selecciona atendiendo: al espesor del material base, al tipo de construcción soldada, además el tipo de revestimiento y la posición del cordón en el espacio influyen en la magnitud de la intensidad y según Quintero *et al.* (2006), se determina como:

$$I_s = 2,5d_e^2 + 35,5d_e - 18 \quad (2.1)$$

Donde:

I_s - intensidad de corriente de soldadura; A

d_e - diámetro del electrodo; mm

✓ **Voltaje del arco eléctrico**

Las funciones principales de la tensión (voltaje) es estabilizar el arco y proporcionar un cordón liso, sin salpicados; además, la tensión es dependiente del gas usado para la soldadura. La tensión de arco no influye significativamente en el ancho del cordón; influye notablemente en el refuerzo (forma cóncava o convexa del mismo), teniéndose soldaduras planas (con tensiones altas) y abultadas (con tensiones bajas), pero siempre en el rango de tener un arco estable y según Rodríguez (1987) se determina como:

$$U_a = 0,05 \cdot I_s + 10 \quad (2.2)$$

Donde:

U_a - tensión del arco; V

✓ **Velocidad de soldadura**

Es el desplazamiento del electrodo a una velocidad adecuada (velocidad de soldadura) fundiendo constantemente una porción del material base y adicionando material de aporte producto de su propia fusión. En la medida que el proceso se desarrolla el baño metálico va solidificando y formando el material de la costura, según Rowe y Jeffeus (2008) se determina como:

$$v_s = \frac{\alpha_d \cdot I_s}{F \cdot \rho} \quad (2.3)$$

Donde:

- v_s - velocidad de soldadura; m/s
 α_d - coeficiente de aporte; g/A. h ($\approx 10 \% I_s$)
 F - área de la sección del cordón, cm^2
 ρ - densidad del material fundido; g/cm^3

✓ Energía lineal del proceso de soldadura

Cuando se deposita una pasada de soldadura sobre la superficie de una placa, el flujo de calor afecta cada punto produciendo tensiones en función de la distancia a la fuente de calor, Talero (2000) propone la siguiente ecuación:

$$E_L = 60 \cdot \eta \cdot \frac{U_a \cdot I_s}{v_s} \quad (2.4)$$

- E_L - energía lineal; J/m
 η - eficiencia de la fuente de calor; %

La eficiencia (η) del proceso de soldadura GTAW oscila entre 0,6 a 0,8 (Cary, 1998). A los efectos de los cálculos realizados, se asumió una eficiencia de 0,7.

La soldadura bajo protección de gases o soldadura en atmósfera de gases protectores, tiene como característica fundamental que el electrodo o el material de aportación, el arco y el baño de fusión, se hallan protegidos del efecto del aire circundante por medio de un gas, suministrado a la zona de soldadura con este propósito. El consumo del gas protector depende del espesor del material base y correspondientemente a la intensidad de corriente de soldadura. Para el cálculo según Holzhauser *et al.* (1999), propone la siguiente expresión:

$$Q_{gas} = 3,3 \cdot 10^{-3} \cdot (I_s)^{0,75} \quad (2.5)$$

Donde:

- Q_{gas} - consumo del gas protector; m^3/s

2.7.2. Cálculos numéricos para la soldadura por arco de tungsteno y gas

El cálculo de la longitud del charco de soldadura (Cerjak, 1998), mostrará el radio efectivo de la distribución del calor y de su influencia en la zona afectada por el calor.

$$L_l = \frac{Q}{2\pi\lambda(T_c - T_0)} \quad (2.6)$$

Donde:

L_l - longitud del charco de soldadura; m

Q - energía entrante; W

λ - conductividad térmica; W/m °K

T_c - temperatura de fusión; °C

T_0 - temperatura inicial; °C

Si se combina la longitud de la gota de soldadura con la velocidad de recorrido o de avance (longitud entre velocidad), así resulta el tiempo t de la fase líquida en un punto, en la línea central de la soldadura, el cual es observado por el soldador a la hora de ejecutar la soldadura.

Para el cálculo de la energía entrante se emplea la siguiente ecuación:

$$Q = q \cdot l \quad (2.7)$$

Donde:

q - energía de calor en Julio por metro lineal de soldadura; J/m

l - longitud a soldar; m

El calor, que se genera en un arco movable (Howard, 1992) o la energía entrante, puede calcularse como:

$$q = \frac{I_s \cdot U_a}{v_s} \eta \quad (2.8)$$

✓ Velocidad de enfriamiento del cordón

El método más usual es determinar la velocidad de enfriamiento sobre la línea central de soldadura en un instante en el cuál el material pasa a través de una temperatura de interés T_c . Si esta temperatura es inferior a la de fusión la

velocidad de enfriamiento en la soldadura y en la zona afectada por calor inmediata es sustancialmente independiente de la posición. Weman (2003) propone determinar la velocidad de enfriamiento del cordón a partir del parámetro adimensional "espesor relativo de la placa" el cual permite determinar cuando considerar un flujo en dos o tres dimensiones y del tipo de placa, su expresión matemática es:

$$\tau = d \sqrt{\frac{\rho C_e (T_c - T_0)}{q}} \quad (2.9)$$

Donde:

- τ - parámetro adimensional de espesor relativo de la placa
- d - espesor de la placa: m
- C_e - calor específico; J/kg °K

La velocidad de enfriamiento para una placa fina está dada por:

$$R = \frac{2\pi\lambda(T_c - T_0)^2}{q} \quad (2.10)$$

El tiempo de enfriamiento del cordón se determina por la ecuación 2.11.

$$t = \eta \frac{I_s^{(1,24+0,0005T_c-0,005v_s)} \cdot U_a^{0,59}}{108 \cdot v_s^{(0,78-0,0005T_c)}}$$

2.7.3. Cálculo de costo del proceso de soldadura

El costo del gas se relaciona con el tiempo necesario para ejecutar la soldadura. El gas de protección generalmente se usa a un flujo especificado y se mide en metros cúbicos por hora. La cantidad de gas de protección usada sería el producto del tiempo necesario para ejecutar la soldadura multiplicada por el caudal de salida del gas. Generalmente, el costo del gas se basa en el costo por metro de la soldadura (Blunt y Nigel, 2002)

$$C_g = \left(\frac{Pg \cdot C}{v_s} \right) \quad (2.12)$$

Donde:

- C_g - costo del gas; \$/m



P_g - precio del gas; $\$/m^3$

C - caudal; m^3/h

La base para calcular el costo de mano de obra en peso por metro aparece en la ecuación (2.12). El factor operador que se muestra es el mismo que el ciclo de la jornada, que es el porcentaje del tiempo de arco contra el tiempo total pagado.

$$C_{mo} = \left(\frac{T_{ps}}{v_s \cdot F_o} \right) \quad (2.13)$$

Donde:

C_{mo} - costo mano de obra; $\$/m$

T_{ps} - tarifa de pago al soldador; $\$/h$

F_o - factor operador; (%)

En la soldadura eléctrica manual es de 5 – 30.

Cuando se realiza una construcción soldada hay dos tiempos que se deben tomar en cuenta, estos son el tiempo en el que el operador está efectivamente depositando material y los tiempos accesorios. Al primero se le conoce como duración de arco, y viene a ser el tiempo en que el soldador está depositando material en la junta. Entre los tiempos accesorios se tiene: tiempo de ensamble, de posicionamiento y de preparación de la junta. Cuando retira un montaje de su posición o limpia una soldadura, él está necesariamente ejecutando "reiteradas" operaciones, según Burgos (1987) se determina como:

$$t_o = \frac{\rho(S)l}{kH \cdot I_s} \quad (2.14)$$

Donde:

t_o - tiempo principal de soldadura; min

S - área de la sección transversal del cordón; cm^2

$S_1 = (6-8)d_e$; para la primera pasada

$S_2 = (8-12)d_e$; para las demás pasadas

kH - coeficiente de depósito; ($kH \approx 8,9-9,5$)

El costo de la energía eléctrica se considera parte de los gastos generales. Por otro lado, cuando es necesario comparar procesos competitivos de manufactura o de soldadura se sugiere incluir el costo de la energía eléctrica como costo directo en los cálculos. En ciertas plantas, a la energía eléctrica se le considera como gasto directo y se carga junto con cada uno de los trabajos (ASTM, 2000).

$$C_{ee} = \left(\frac{Te \cdot U_a \cdot I_s \cdot Pmd}{1000 \cdot Vd \cdot Fo \cdot Efe} \right) \quad (2.15)$$

Donde:

- C_{ee} - costo de energía eléctrica; \$/m
- Pmd - peso del material depositado; kg/m
- Vd - velocidad de depósito; kg/h
- Efe - eficacia de la fuente de energía; %

La eficiencia de la fuente a considerar será del 95 %.

La cantidad de electrodos necesarios para realizar la unión se determina por la siguiente ecuación:

$$C_E = \frac{S \cdot l \cdot \rho}{10^6} \cdot 1,2 \quad (2.16)$$

Donde:

- C_E - cantidad de electrodos; kg
- 10^6 - factor de conversión
- 1,2- pérdidas por salpicaduras, calentamiento, aprovechamiento del electrodo

Para el cálculo de costo definimos una fórmula de cálculo que contemple las variables principales, así como la incidencia de cada proceso de soldadura a través de los distintos consumibles que participan y los rendimientos que afectan a cada uno de ellos (AWS, 1996).

$$C_{t_{kgmetaldepositado}} = \frac{M}{\eta} + \frac{C}{Vd \cdot Fo} + \frac{G \cdot Q}{Vd} + \frac{E \cdot U_a \cdot I_s}{1000 \cdot Vd} + \frac{A}{Vd \cdot Fo} + F \cdot R \quad (2.17)$$

Donde:

- $C_{t_{kgmetaldepositado}}$ - costo total por kg de material depositado; \$/kg

- M - costo del material de aporte; \$/kg
- C - costo de la MO directa; \$/h
- A - costos indirectos (MO indirecta, seguro, flete, mecanizado); \$
- G - costo del gas de protección; \$/m³
- E - costo de la energía eléctrica; \$/kWh
- R - relación fundente/alambre

2.8. Variables para el proceso de simulación

Las variables de soldadura son los factores que pueden ser ajustados para controlar una soldadura. Para obtener los mejores resultados en el proceso, es necesario conocer el efecto de cada variable sobre las diversas características o propiedades del proceso de soldadura. Ciertas variables que pueden ser continuamente reguladas o fácilmente medidas constituyen controles mejores que aquéllas que no pueden ser medidas o sólo pueden ser modificadas indirectamente. En la tabla 2.6 aparecen las variables a considerar en el proceso de simulación.

Tabla 2.6. Parámetros para la simulación

Parámetros	Mínima	Máxima
Temperatura	34 °C	1 610 °C
Longitud del cordón	1 mm	496,27 mm
Profundidad del cordón	1,25 mm	5 mm
Ancho del cordón	1,5 mm	6 mm

Las propiedades que se utilizarán para el modelo de elementos finitos se clasificaron en dos grupos:

- Propiedades térmicas: conductividad, calor específico, calor latente, coeficiente de dilatación.
- Propiedades mecánicas: límite elástico, carga de rotura, módulo de elasticidad, alargamiento, densidad, coeficiente de Poisson.

Para comprobar la idoneidad del método y los modelos propuestos se desarrolló el tratamiento estadístico de los resultados simulados y los experimentales, se realizaron con la utilización del tabulador Microsoft Excel 2003; el paquete estadístico STATGRAPHICS Plus 5.1 y ANSYS.



2.9. Conclusiones del capítulo 2

- Los procedimientos descritos permiten establecer el comportamiento microestructural por efecto del desgaste de la aleación de titanio Ti - 6 Al - 4 V empleado en la válvula fluoroseal de la línea de tubería que transporta pulpa lixiviada.
- Las ecuaciones desarrolladas permiten establecer el procedimiento metodológico de los regímenes del proceso de soldadura por arco con electrodos de tungsteno (GTAW) de la aleación de titanio Ti - 6 Al - 4 V, en función del tipo de junta a soldar.
- El empleo de elementos computacionales como los Elementos Finitos presentan ventajas, por un lado en la celeridad en su aplicación, y por otro en que permite, muy fácilmente, introducir modificaciones en el modelo, así como la evolución de la temperaturas con el tiempo durante el tratamiento.

CAPÍTULO 3

Análisis de los resultados

CAPÍTULO 3. ANÁLISIS DE LOS RESULTADOS

3.1. Introducción

La producción y elaboración de materiales hasta convertirlos en productos terminados constituye una parte importante de la economía actual. Dado que los materiales son necesarios para fabricar productos, los ingenieros deben conocer la estructura interna y las propiedades de los materiales, de tal manera que puedan elegir los más adecuados para cada aplicación y crear los mejores métodos para procesarlos. Los ingenieros expertos en investigación y desarrollo crean nuevos materiales o modifican las propiedades de los existentes. En ocasiones se requiere de un nuevo material para un diseño, y la tarea de crearlo será encomendada a científicos e ingenieros especialistas en investigación (Afshar y Vaezi, 2004).

En el presente capítulo se establece como objetivo realizar el análisis del comportamiento microestructural, así como la microdureza de la aleación de titanio Ti - 6Al - 4V, según ASTM B 367 grado 5), del cual está fabricado el cuerpo de la válvula fluoroseal de la línea de pulpa lixiviada en la planta de lixiviación.

3.2. Análisis del comportamiento del fluido en la línea de tubería

El pH de la pulpa está alrededor de 1, la conductividad térmica a la entrada a los enfriadores es de 1,08 W/ m °K y en la salida 2,54 W/ m °K, la viscosidad es de 3,5 y 8,5 cP distribuida igualmente en antes y después de los enfriadores. En la tabla 3.1 se muestra el comportamiento de la pulpa en los últimos años.

Tabla 3.1. Valor promedio de la pulpa en los últimos años

Año	2005	2006	2007	2008	2009	2010	2011
Flujo volumétrico promedio, m ³ /s	0,035*	0,036*	0,038*	0,039*	0,039*	0,039*	0,042*
Flujo volumétrico máximo, m ³ /s	0,042**	0,042**	0,044**	0,045**	0,044**	±0,05***	±0,05***
Ácido libre %	34,7	35,9	37,3	40,2	38,4	36,9	35,1
% sólido pulpa en flash tank	28,0	28,2	27,6	28,5	28,9	297	28,8

El análisis de la pulpa en los últimos años se realiza para determinar el comportamiento del material frente al desgaste erosivo.



* Se trata de los valores anuales del promedio diario de flujo por trenes. No se tuvo en cuenta el promedio anual determinado a partir de la totalidad de los valores de salida reportados por tren diariamente.

** Se trata de los valores promedios máximos para el período. Se tomó así por ser más representativo del proceso, pues de tomar el máximo real, se descartaría la tendencia del proceso lo cual no sucede con estos valores. Además, para el caso de los años 2004, 2005 y hasta el 19 de enero del 2006, no se guardaban registros del comportamiento del flujo de todos los trenes, por tanto, para determinar el comportamiento en estos tres períodos señalados fue necesario determinar la cantidad de fluido promedio por tren a partir de la capacidad reportada por la planta y el número de trenes en operación; ello redujo, para los períodos mencionados, la posibilidad de trabajar con los valores de flujo diario de cada tren, así como con los promedios diarios por tren.

*** Los valores máximo reales fueron $0,05 \text{ m}^3/\text{s}$ para los años 2010 y 2011. Se ha operado por cortos espacios de tiempo (menos de 1 hora) con picos de hasta $0,052 \text{ m}^3/\text{s}$ en un tren.

La temperatura promedio de la pulpa de salida de los enfriadores (de acuerdo a los datos brindados por Tecnología de los Procesos) se ha incrementado del 2005 al 2010 (lo cual se mantiene bastante similar en el 2011 debido a las similares condiciones de operación) en $5 \text{ }^\circ\text{C}$, de $134 \text{ }^\circ\text{C}$ a $140 \text{ }^\circ\text{C}$.

En cuanto a la granulometría del mineral o pulpa lixiviada que llega a los Flash Tanks, debemos añadir que se mantiene casi en el mismo orden de lo normal o sea entre un 92 y un 90 % de partículas menores de $0,84 \text{ mm}$ (20 mesh) y un contenido de partículas superiores a 20 mesh que oscila en estos momentos entre 1,3 y 2,5 %, con un 5 a 8 % de + 100 mesh - 20 mesh y 80 % del mineral con granulometría inferior a 325 mesh.

3.3. Análisis de la composición química de la pulpa lixiviada caliente

Para realizar el análisis se tuvieron en cuenta dos análisis, el primero fue el ensayo de espectrofotometría de absorción atómica, con el cual se determinó el promedio de los elementos metálicos (Ni, Fe y Co) presentes en la pulpa lixiviada

caliente, el segundo análisis fue el ensayo de espectrometría de emisión óptica de plasma, el cual permitió determinar el promedio de los restantes elementos metálicos y no metálicos presentes en la pulpa lixiviada caliente, los cuales influyen de forma significativa en la calidad superficial de la aleación de titanio. En la tabla 3.2 aparece el porcentaje en masa de cada uno de estos elementos.

Tabla 3.2. Composición química en porcentaje de la pulpa lixiviada caliente

Ni	Co	Fe	Cu	Mn	Mg	Al	Cr	Zn	Na	K	SiO ₂
0,46	0,0067	48,97	0,0019	0,742	0,168	3,14	2,06	0,017	0,174	0,04	9,32

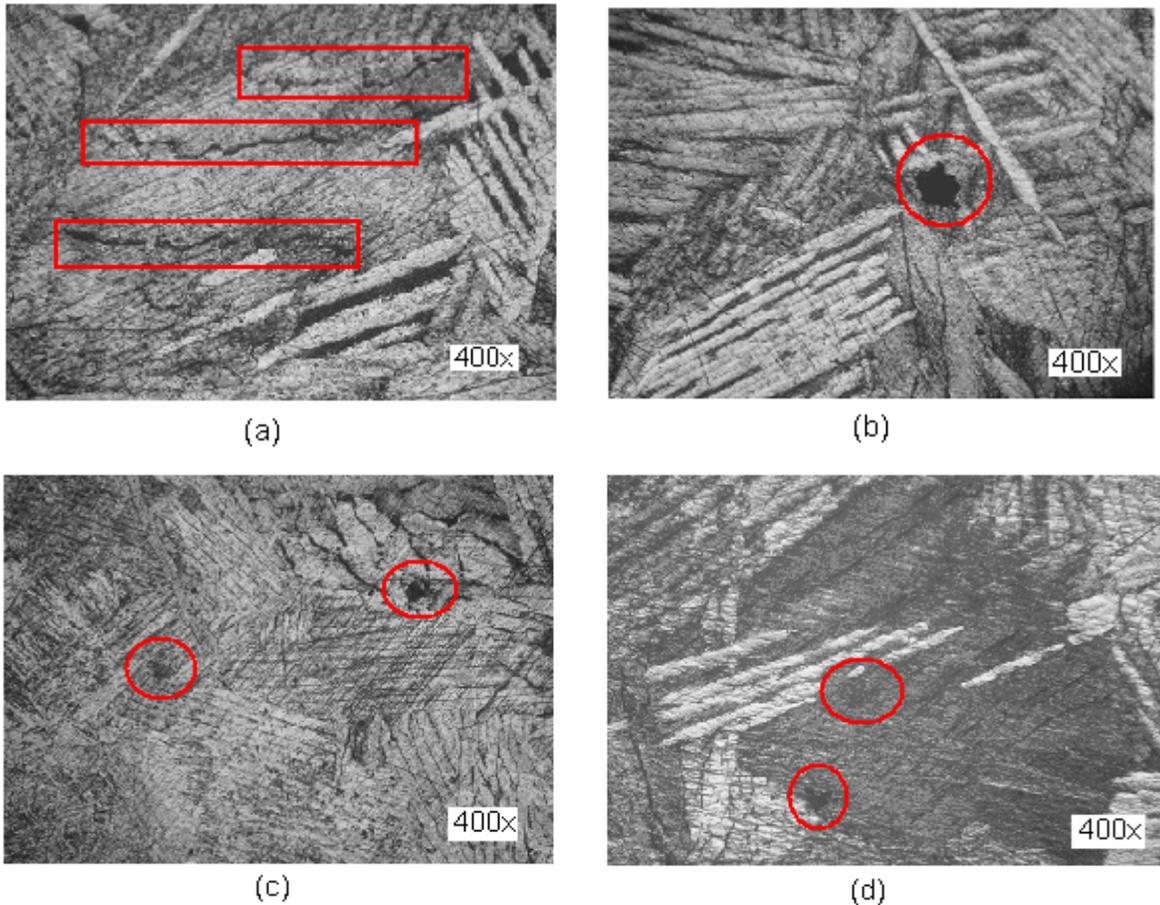
La pulpa lixiviada caliente al pasar por el cambio de sección de la válvula sufre una diferencia de potencial, la cual origina una turbulencia acompañada de un proceso electrolítico, en donde la serpentina que se introdujo en el proceso con 9,32 % de sílice en forma de cristales con múltiples aristas cortantes y el cromo con 2,06 %, presenta según (Pérez, 2004) una dureza Mosh 9, ángulos críticos de 20 – 30 ° y granulometría de 0,01 – 1,5 mm, las mismas al transportarse por el fluido ocasionan ralladuras y microporos en la capa protectora de dióxido de titanio (TiO₂), dando lugar a que el ácido sulfúrico que se inyecta en mayores proporciones por el alto contenido de magnesio de la serpentina se inocule y ataque la matriz constituida por fases $\alpha + \beta$ y produzca una corrosión por picadura y con ello perforaciones en un corto período de incubación, además los iones cloruros presentes de 7,8 mg/l, valor que coincide con Webber y Thurman (1991), ataquen la zona dañada y se conviertan en la otra fuente de afectación. Otros elementos que se consideran es que el proceso de forma general está controlado por las siguientes etapas:

1. La transferencia difusiva del reactivo a la superficie de la fase sólida a través de la capa de líquido.
2. La reacción química sobre la superficie del sólido.
3. La transferencia difusiva del reactivo a través de la capa de productos sólidos de la reacción.

La velocidad de reacción estará controlada fundamentalmente por el mecanismo que ocurra con mayor lentitud, pero en la práctica es común encontrarse una interacción simultánea de los tres mecanismos.

3.4. Análisis microestructural en la zona 4

En la microestructura de la zona 4 se puede apreciar que durante el proceso de fundición de la válvula existen áreas de colonias de poros exteriores, donde además puede existir la posibilidad de que también estos quedaran en el interior de la masa de la válvula. Los resultados del examen de microscopía óptica obtenidos en esta zona se pueden observar en las figuras 3.1a, b, c y d.



Figuras 3.1a, b, c y d. Comportamiento microestructural zona 4.

La microestructura (a) 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).

Otra de las posibles microestructuras de la aleación Ti - 6 Al - 4 V, es la estructura Widmanstätten. Esta se obtiene a partir de un enfriamiento lento desde temperaturas superiores a la temperatura β -transus y su morfología es como se observa en las figuras b y c. 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).

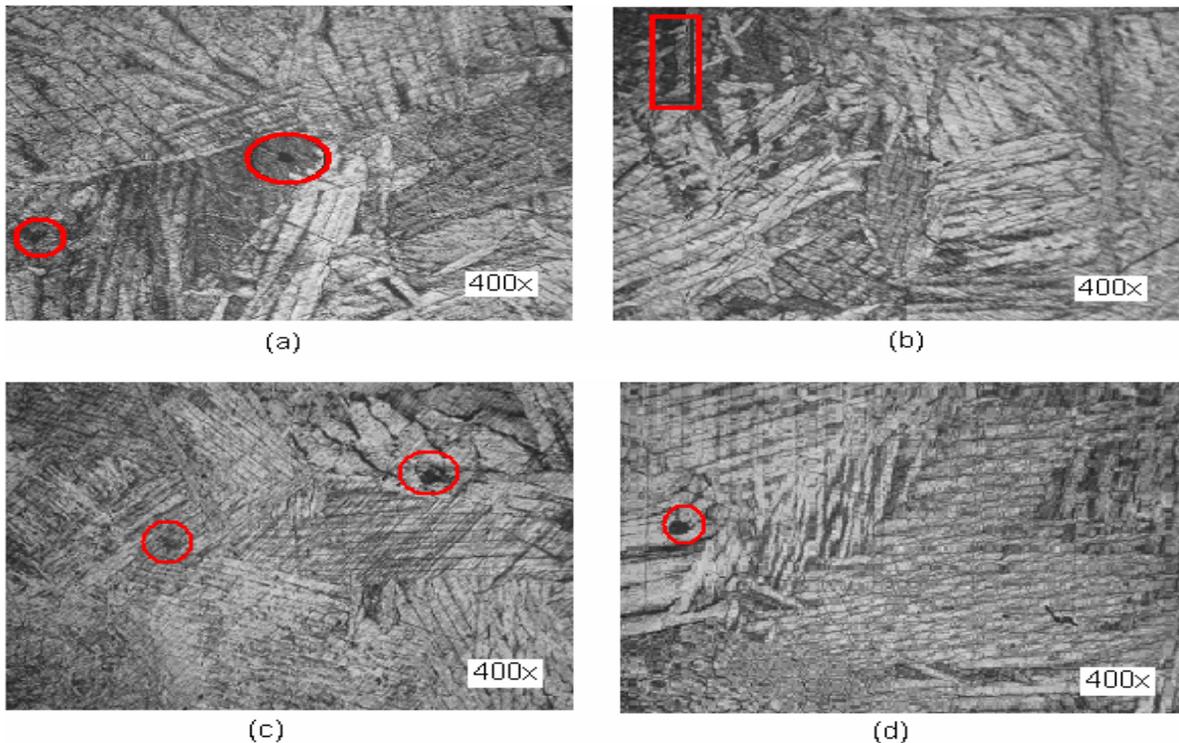
Durante el procesamiento, la principal falla que se presenta es la aparición de cavidades en los límites de grano, como se muestra en las figuras b, c y d. Este tipo de fallas corresponden a grietas de borde o cavidades que generalmente se inician como microgrietas a los límites de grano de puntos triples de la fase β . 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. 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 acomodando la deformación generada, reportado por (Tang, 2000).

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.

3.4.1. Análisis microestructural en la zona 3

La excelente resistencia a corrosión de las aleaciones de titanio, se debe a la formación de una película de óxido delgada y muy adherente en la superficie del material. Debido a que la superficie del titanio es bastante reactiva y tiene mucha afinidad con el oxígeno, la película de óxido se forma espontáneamente cuando la superficie del material es expuesta al aire o a un medio acuoso. Las figuras 3.2a, b, c y d, se corresponden con la zona 3 del cuerpo de la válvula.



Figuras 3.2a, b, c y d. Comportamiento microestructural de la zona 3.

Esta zona se considera la más crítica en cuanto a la resistencia a la erosión, durante el proceso de fundición las piezas o áreas de pequeñas secciones tienden a solidificar rápidamente y crean concentradores de tensión y agrietamiento.

Al igual que las estructuras anteriores, las figuras 3.2a, b, c y d, mantienen una microestructura martensítica producida por el temple o el enfriamiento rápido desde temperaturas superiores a la β -transus, que ha provocado la ocurrencia de

una transformación masiva o martensítica que genera la fase α' . Estas estructuras tienen una morfología acicular.

En todas las figuras puede observarse cómo la nucleación de dicha fase se produce con un crecimiento del tipo Widmanstätten, originándose tanto en las fronteras de grano como dentro de los granos de fase α , observándose claramente tres direcciones cristalográficas de crecimiento, las cuales pueden corresponder a los planos prismáticos de la estructura cristalográfica de la fase α original, en la cual se produce la nucleación de la fase β .

Puede observarse cómo la transformación de fase en forma acicular provoca la formación de dislocaciones en la fase α (HC) como consecuencia de la tensión generada en la punta de la aguja. Estas tensiones pueden haberse provocado o bien en la nucleación de la fase β (CC), o bien en el posterior tratamiento de temple como consecuencia de la formación de la fase martensítica α (HC).

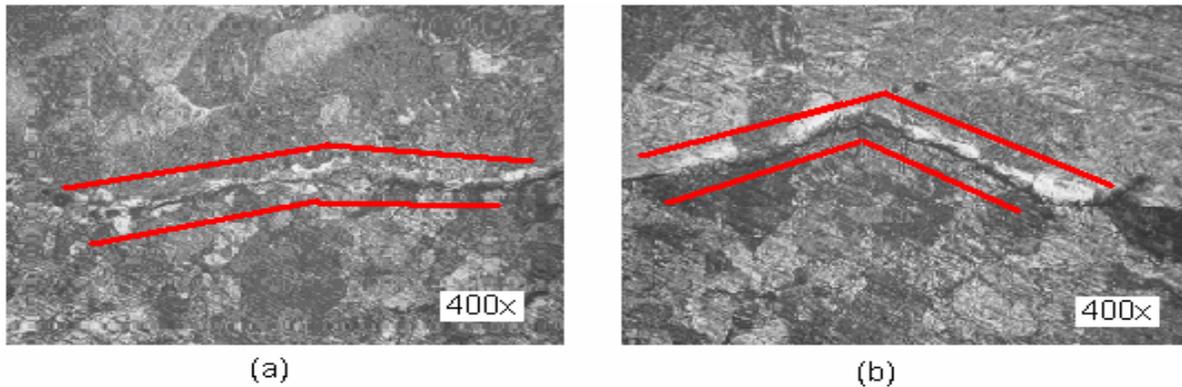
Mediante la técnica de microscopía óptica se ha determinado que la estructura cristalina de la fase acicular es del tipo hexagonal, descartándose la posibilidad de que fuese fase β (CC) retenida.

Recientes investigaciones como la realizada por Yu *et al.* (2007) comprueban dicha hipótesis. Después de someter el material a diferentes procesos de tratamiento térmico para modificar las características microestructurales y adicionalmente modificar el tamaño de grano, estos autores realizaron pruebas de corrosión electroquímica en NaCl en las muestras de Ti - 6 Al - 4 V tratadas térmicamente. Se encontró que la presencia de la fase α secundaria generada a partir de un calentamiento a 750 °C seguido por un enfriamiento al aire, genera un detrimento en la resistencia a corrosión de esta aleación, lo que coincide con (Mythili, 2004).

3.4.2. Análisis microestructural en la zona 2

En las muestras observadas, correspondientes a la zona 2, y mostrada en las figuras 3.3a y b, existe un cambio en la manera de realizarse la transformación de fase. El aumento de la temperatura respecto a las muestras anteriores favorece el

proceso de difusión y la nucleación de la fase β se produce de forma más rápida en la frontera del grano, siguiendo los límites originales de la fase α .



Figuras 3.3a y b. Comportamiento microestructural de la zona 2.

Las microestructuras observadas en las figuras 3.3a 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 granos aumenta y comporta una reducción del área de la frontera de grano por unidad de volumen, así como una disminución de la energía almacenada por unidad de volumen, que lleva a que el material alcance un estado de elevada estabilidad termodinámica, lo que coincide con Mangonon (2001).

El tamaño de grano se incrementa cuando aumenta la temperatura del tratamiento térmico y el tiempo de permanencia a esa temperatura. Partiendo de un valor medio inicial del tamaño de grano de la aleación que representa un área de $326 \mu\text{m}^2$, este valor se incrementa después de 120 minutos de tratamiento térmico hasta $1,776 \mu\text{m}^2$ para una temperatura de $700 \text{ }^\circ\text{C}$, hasta $8,911 \mu\text{m}^2$ para $750 \text{ }^\circ\text{C}$ y hasta $17,179 \mu\text{m}^2$ para $800 \text{ }^\circ\text{C}$.

El oxígeno también promueve la formación de la fase α , principalmente en aleaciones que poseen un alto contenido de Al (alrededor de 6 %), se presenta



precipitados de partículas muy finas en la matriz de fase α primaria y solo pueden observarse mediante microscopía electrónica de transmisión. Estas partículas generan un aumento en el esfuerzo de flujo del material debido a que ellas representan un obstáculo para el movimiento de las dislocaciones, resultando en la generación de bandas de deslizamiento que promueven la nucleación de microgrietas.

Se debe evitar en los tratamientos térmicos de la aleación Ti - 6 Al - 4 V, el enfriamiento rápido desde la fase β , ya que se produciría la transformación martensítica, obteniéndose una morfología como la que se aprecia en las figuras 3.3a y b que presentan grietas y provocan fragilidad. La formación de esta estructura es debido a que la nucleación a temperaturas elevadas es relativamente lenta y se produce en primer lugar en los límites de grano.

3.5. Determinación del proceso de soldadura

El diseño y cálculo de las uniones resueltas por medio de soldadura en ángulo dependerá de la geometría de la unión, así como de los esfuerzos a transmitir por parte de los cordones. El proceso de soldadura contempla el diámetro del electrodo, la velocidad de soldadura, la tensión de arco, el consumo del gas, la longitud del charco de soldadura, la energía entrante y el cálculo de costo.

3.5.1. Análisis de los regímenes de soldadura

El proceso de soldadura con gas (GTAW) utiliza electrodos especialmente preparados, los cuales deben cumplir requisitos técnicos impuestos por la AWS (American Welding Society). El diámetro del electrodo seleccionado fue de 3,2 mm para la soldadura de una junta de seis milímetros, a pesar de que las normas establecen diámetros de electrodos hasta de cinco milímetros, se escogió el mismo para evitar los esfuerzos térmicos y de contracción, estos esfuerzos originan cargas residuales y distorsiones longitudinales y transversales.

Para establecer el circuito eléctrico formado por los electrodos y el arco se determinó la intensidad de corriente por la ecuación 2.1, que para un diámetro de electrodo de 3,2 mm, la intensidad de corriente a emplear es de 120 A, corriente continua y polaridad directa.



Plantea Hernández (2006) que a pesar de que con el proceso GTAW se trabaja con corrientes continua y alterna, cuando la corriente es continua y polaridad directa, las intensidades de corriente son del orden de 50 a 500 amperios. Con esta polarización se consigue mayor penetración y un aumento en la duración del electrodo ya que con la polarización inversa, el baño de fusión es mayor pero hay menor penetración; las intensidades oscilan entre 5 y 60 A. No es recomendable la corriente alterna, aunque combina las ventajas de las dos anteriores, ya que origina un arco poco estable y difícil de cebar.

La tensión del arco fue calculada por la ecuación 2.2 donde se consideró la intensidad de la corriente, se determinó que la tensión necesaria para realizar el proceso de soldadura es de 16 V, siendo esta magnitud permisible dentro de los parámetros de la soldadura GTAW que es de 5 a 30 V (Maratray, 2000).

Según Mohamed (1998) para junta de pequeño espesor, como en nuestro caso, la penetración depende de la tensión de arco, la velocidad de avance y principalmente de la corriente, la penetración varía alrededor de un valor inestimable con la velocidad y la tensión; sin embargo, con la corriente, la variación es lineal. Las funciones principales de la tensión (voltaje) son estabilizar el arco y proporcionar un cordón liso, sin salpicaduras. Por otro lado reporta Ghosh *et al.* (2004) que para electrodos de 3,2 mm, la tensión de arco no influye significativamente en el ancho del cordón; influye notablemente en el refuerzo.

La velocidad de soldadura determinada por la ecuación 2.3, donde se tuvo en cuenta el coeficiente de aporte (α_d) de 12 g/A.min, un área de sección transversal del cordón F_t de $0,075 \text{ cm}^2$ y una densidad del material fundido de $4,5 \text{ g/cm}^3$, se obtuvo una velocidad de soldadura de 0,007 m/s.

La velocidad de soldadura encontrada, la corriente y el voltaje en conjunto, controlan el calor aportado por el proceso de soldadura, cuyo propósito es causar la fusión de los materiales para que al solidificar permitan la formación de una unión integral, según fue reportado por Marulanda *et al.* (2007).

La ecuación 2.4 permitió determinar la energía lineal del proceso de soldadura, en la misma se tuvo en cuenta la tensión del arco de 16 V, la intensidad de la

corriente de soldadura de 120 A, la velocidad de soldadura de 0,007 m/s y el rendimiento del proceso de soldadura, que para la soldadura GTAW es de 0,7. El valor obtenido para la energía lineal es de 18 898, 52 J/mm.

El valor de la energía lineal alcanzado en cada punto está relacionado con varios factores, como por ejemplo la distancia a que se encuentra la fuente, la velocidad de traslación e intensidad de la misma, donde para el caso correcto de la distancia, según la literatura consultada (Radhakrishnan, 2000) plantea que la temperatura lograda en un punto determinado guarda una relación inversa con la separación desde la línea de aplicación del calor.

Los efectos, más graves, en el material base serán en las zonas cercanas al cordón, debido a la disipación del calor. Esta zona alcanza temperaturas mayores a la de fusión del propio material y, por lo comentado anteriormente, la estructura del titanio varía proporcionalmente a la zona afectada por el calor.

El consumo del gas protector depende de la intensidad de corriente, fue determinado por la ecuación 2.5. La cantidad de gas que se requiere para ejecutar el proceso de soldeo en la unión es de 0,12 m³/s.

El caudal de gas determinado permite que la superficie del baño permanezca perfectamente brillante y que ningún depósito de óxido aparezca a lo largo del cordón de soldadura ya que al ser calentado alrededor de los 650 °C, el titanio tiende a oxidarse rápidamente, está propenso a disolver discretamente cantidades de este óxido en solución. Por esta razón, la soldadura del titanio requiere una atmósfera protectora, también minimizará el coeficiente de expansión térmica y de conductibilidad, lo que fue reportado por Kim (1989).

3.5.2. Análisis de los cálculos numéricos

El cálculo de la longitud del charco de soldadura se determinó por la ecuación 2.6, la cual tuvo en cuenta una energía entrante, una temperatura de fusión de 1 610 °C, una temperatura ambiente de 34 °C, una conductividad térmica de 16 W/m °K, la energía entrante calculada por la ecuación 2.7 que tiene en cuenta una longitud de unión de 0,49627 m, luego se sustituyó en la ecuación 2.8 que considera la intensidad de corriente, la tensión del arco, la velocidad de recorrido y el



rendimiento del proceso. El resultado de la energía entrante es de 95 283,84 W. Los valores sustituidos en las ecuaciones 2.6; 2.7 y 2.8 establecen que la longitud del charco es de 60,10 mm.

Esta ecuación se usó para estimar la longitud del charco de soldadura, la cual al combinarse con la velocidad del recorrido de soldadura permitirá determinar el tiempo de la fase líquida en un punto, en la línea central de la soldadura, el cual es observado por el soldador a la hora de ejecutar la soldadura, según plantea Cerjak (1998).

La longitud del charco puede ajustarse para transferir material fundido desde el electrodo hasta la pieza de trabajo, para remover películas superficiales que pudieran existir sobre la pieza de trabajo, y promover reacciones complejas entre la escoria, el material base, y el gas protector de tal forma que se puedan crear cambios metalúrgicos significativos en la junta, ha sido reportado en los trabajos de Villa *et al.* (1999); Fosca (2003).

En el caso de una soldadura, el flujo de calor desde la fuente depende del espesor de la placa a soldar. En adecuación a la fórmula 2.9 se determinó el parámetro espesor relativo de la placa, que considera la densidad del material (4500 kg/m^3), la temperatura de fusión ($1\ 610^\circ \text{C}$), la temperatura ambiente (34°C), el calor específico ($523 \text{ J/kg}^\circ \text{K}$) y la energía entrante ($192\ 000 \text{ J}$), el valor de τ es de 0,83; el mismo permite establecer que la unión a realizar se considera como espesor de placa fina.

Según Dutra y De Paola (1996) los parámetros establecidos para considerar placas finas están entre 0,6 y 0,9; de aquí en adelante se considerará placa gruesa. La distinción entre chapa gruesa y fina se refiere al flujo de calor, cuando el flujo es fundamentalmente lateral y por la diferencia de temperaturas entre la superficie y la base que sean pequeña en comparación con la temperatura de fusión.

La ecuación 2.10 permitió evaluar la velocidad de enfriamiento del cordón, para lo cual se consideró la temperatura de fusión ($1\ 610^\circ \text{C}$), la temperatura ambiente (34

°C), la conductividad térmica (16 W/m °K) y la energía entrante (192 000 J). La velocidad de enfriamiento a la cual solidifica la aleación de titanio es de 0,83 °C/s.

La velocidad de enfriamiento suele utilizarse para evaluar el riesgo de fisuración en la soldadura. Debido a que la velocidad de enfriamiento varía con la posición y el tiempo, consideración a lo anterior se determinó la velocidad de enfriamiento sobre la línea central de soldadura donde el titanio pasa a través de una temperatura de interés (995 ° C) que ocurre la transformación β -transus, la cual provoca la transformación alotrópica de una estructura hexagonal compacta a una estructura cúbica centrada en el cuerpo, según lo reportado por Tang (2000); Sander y Raabe (2008).

Por la ecuación 2.11 permitió determinar el tiempo de enfriamiento del cordón, se consideró el rendimiento del proceso, la intensidad de corriente, la temperatura de fusión, la velocidad de soldadura y la tensión del arco. El tiempo será de 12 min.

El tiempo de enfriamiento calculado de 12 min contribuye favorablemente en la relajación de tensiones y permite atenuar los centros de cristalización que se forman en el retículo cristalino como resultado del gradiente térmico y el grado de subenfriamiento durante el proceso de solidificación.

3.5.3. Análisis de los cálculos de costo de la soldadura

Todos los sistemas de costos incluyen los mismos elementos básicos de mano de obra, materiales y gastos generales. En la obtención de los costos de soldadura, el tiempo que se requiere en hacer una soldadura es usado para determinar el costo de la mano de obra, el cual es adicionado a los costos de materiales y gastos generales. Los costos por gastos generales son usualmente obtenidos por repartición como un porcentaje del costo de mano de obra.

El costo del gas necesario se determinó por la ecuación 2.12. Los precios establecidos están regidos por las normas de consumo de la Empresa "Comandante Gustavo Machín Hoed de Beche" que considera un costo del gas de 32,14 \$/m, el precio del gas es de 0,227 248 \$/m³, el caudal del gas es de 0,99 m³/s, según la AWS (1996) y con una velocidad de soldadura determinada por la



ecuación 2.3 (0,007 m/s), se obtuvo que el consumo del gas es de 0,12 m³/s. Para 496,27 mm de longitud del cordón tendrá un costo de \$ 15,95.

El resultado del consumo del gas obtenido, permite ajustar el arco para transferir material fundido desde el electrodo hasta la pieza de trabajo, para remover películas superficiales que pudieran existir sobre la pieza y promover reacciones complejas entre la escoria, el material base y el gas protector de tal forma que se puedan crear cambios metalúrgicos significativos en la junta al solidificar dentro del pozo, así no se destruiría la resistencia mecánica y la tenacidad de la unión, lo que coincide con Marulanda *et al.* (2007).

El costo de la mano de obra se determinó por la ecuación 2.13, la tarifa del pago del soldador, según la tarifa salarial de la Empresa "Comandante Gustavo Machín Hoed de Beche", un soldador con categoría de homologado devenga \$ 3,20 por hora, el factor operador escogido fue 24, así como una velocidad de soldadura de 0,007 m/s, el costo de la mano de obra estimado para realizar el proceso de soldadura de un metro de soldadura es de 19,05 \$/m. para la soldadura de la válvula fluoroseal el costo de la mano será de \$ 3,34.

Por la ecuación 2.14 se calculó el tiempo principal de soldadura donde se tuvo en cuenta el peso específico de la aleación de titanio que es de 4,5 g/cm³, el área de la sección transversal del cordón calculada para cuatro pasadas, es de 10,24 cm², la longitud del cordón de soldadura es de 496,27 mm, la intensidad de corriente es de 120 A y el coeficiente de depósito considerado fue 9, por lo que el tiempo de soldadura es de 21,17 min.

Para determinar el costo de la energía eléctrica se tuvo en cuenta la tarifa de pago del MINBÁS a la UNE. La tarifa del MINBÁS es tarifa A1, que es el pago en CUC, con una demanda contratada de 1 500 kW para obtener este servicio de pago de \$ 3,00. Para los diferentes horarios (pico, normal y madrugada) se establece una tarifa de pago, siendo el precio de \$ 0,04 la tarifa eléctrica establecida en horario normal.

El costo de la energía eléctrica determinado por la ecuación 2.15 donde se tuvo en cuenta una tensión de 16 V, una intensidad de corriente de 120 A, un peso de

material depositado de 0,07 kg, una velocidad de soldadura de 0,007 m/s, un factor operador de 24 y una eficiencia de la fuente de energía de 0,95, permitió establecer que el costo es de 272,9 \$/m. Para 496,27 mm de longitud de cordón se tendrá un costo de \$ 135,43.

La cantidad de electrodos necesarios calculado por la ecuación 2.16 para un área de la sección transversal de la junta de 30 mm², la longitud a soldar, la densidad del material de aporte (4,5 g/cm³) se tendrá que será 0,08 kg de electrodos teniendo en cuenta las cuatro pasadas.

Para determinar el costo total por peso de kilogramo depositado, se empleó la ecuación 2.17, la cual tiene en cuenta el costo del material de aporte que es de \$ 4,00; el costo de la mano de obra (\$ 3,34); los costos indirectos (\$ 6,35); el costo del gas de protección (\$ 0,227); el costo de la energía eléctrica (\$ 0,04); la velocidad de deposición (25,2 kg/h), la eficiencia del proceso (0,7) y el factor de marcha u operatividad (24). En el proceso de soldadura se incurre en un costo en peso por kilogramo de 72,81 \$/kg, donde se han incluidos todos los elementos de costos para una unión soldada (la tecnología de soldadura aparece en el anexo 5, 6 y 7).

3.6. Análisis del tratamiento térmico post soldadura de la válvula

Las válvulas actuales, aunque en menor grado, se erosionan con el flujo de pulpa, tiene que ser sometidas a reparación por soldadura para tratar de restablecer sus dimensiones ideales y es aquí donde se le introduce el factor de riesgo de avería. La figura 3.4 muestra el proceso de tratamiento térmico de la aleación de titanio después del proceso de soldadura.

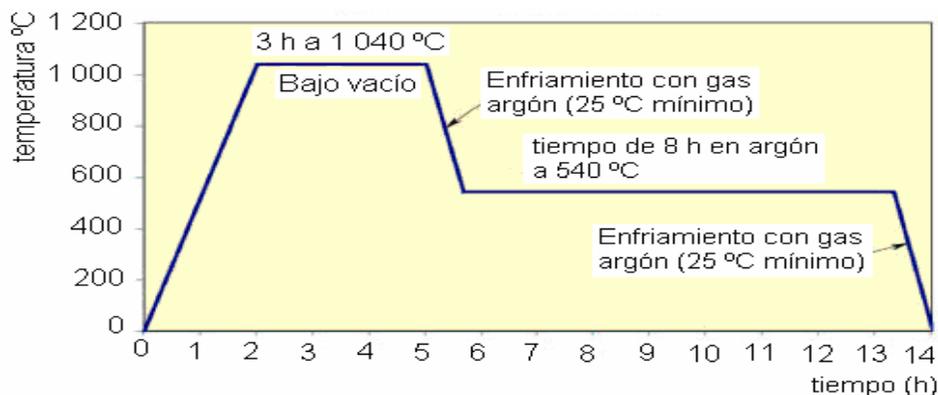


Figura 3.4. Proceso de tratamiento térmico después del soldeo.

El tiempo de tratamiento se efectuó con la introducción de la válvula en el horno, de forma tal que la porción dañada y soldada quedarán de forma horizontal en la cámara.

Se calentó la válvula después de soldada desde 32 °C hasta 1 040 °C, en un tiempo de dos horas, manteniéndola al vacío durante 3 horas a esta temperatura, el enfriamiento se realizó en argón en movimiento hasta 540 °C a una velocidad de enfriamiento de 25 °C por minuto, donde se mantuvo a esta temperatura ambiente durante 8 horas, luego se enfrió hasta 32 °C en las mismas condiciones a una velocidad de 25 °C por minuto.

La necesidad de limitar la temperatura de soldadura del titanio y sus aleaciones está vinculada con la gran velocidad de crecimiento de los granos y la fragilización, cuando en la aleación está presente el oxígeno, a temperaturas por encima de 1 000 - 1 050 °C. Como resultado de esto, en el material a soldar no se observa la erosión química intercrystalina, pero puede surgir la tendencia a fragilización de dicha aleación durante la soldadura (Rodríguez y Burgos, 1987).

La figura 3.5 muestra el cordón de soldadura realizado al cuerpo de la válvula. En el anexo 8 se puede observar otras partes del cuerpo sometida a proceso de soldadura.



Figura 3.5. Cuerpo de la válvula después del proceso de soldeo.

Las propiedades del titanio están relacionadas directamente con la microestructura. Las aleaciones de fase única son soldables con buena ductilidad, algunas de dos fases son soldables también, pero sus partes soldadas resultan menos dúctiles. Las aleaciones bifásicas alfa-beta son más fuertes que las de fase alfa, principalmente porque la fase beta BCC es más fuerte que la fase alfa HCP.

Lo más importante es que las aleaciones bifásicas pueden fortalecerse mediante tratamiento térmico, porque la microestructura puede manipularse si se controla el calentamiento, el templado y los ciclos de envejecimiento (Glizmanenco, 1975; Núñez *et al.* (2002).

3.6.1. Análisis de la microestructura de la unión soldada

La microestructura del Ti puede ser modificada por factores como procesos de trabajado en frío o tratamientos térmicos. Si el material es trabajado a temperaturas superiores a la temperatura de transformación de $\alpha \rightarrow \beta$ (β -transus).

La figura 3.6 muestra la microestructura de la aleación de titanio después de realizado el proceso de soldadura.



Figura 3.6. Microestructura de la aleación de titanio después del proceso de soldadura.

La figura 3.6 se corresponde a la zona afectada de la aleación de titanio afectado por el calor (material base), la cual sufrió un cambio en su microestructura original.

La microestructura original, que está en la zona base del material a una distancia mayor que 600 μm del centro de la soldadura, se describe como una microestructura bi-modal con nódulos de fase primaria y colonias Windmanstätten de $\alpha + \beta$. La fracción de volumen de la fase primaria equiaxial es del 15 % con un tamaño de grano de 10 μm y el tamaño de los granos es de 100 μm .

3.7. Análisis de la microdureza

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 3.2 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 3.2. Análisis de microdureza

	Sección transversal					
	Dureza, HV (20 g)					Dureza Promedio (HV)
	1	2	3	4	5	
Patrón	215	213	214	214	213	214,7±7,6
Zona 2	333	322	351	333	333	335,8±15,2
Zona 3	322	333	345	327	357	336,8±14,2
Zona 4	322	322	357	333	345	334,4±10,4
	Sección longitudinal					
	Dureza, HV (20 g)					Dureza promedio (HV)
	1	2	3	4		
Patrón	215	213	214	214		214,7±7,6
Zona 2	333	333	345	339		337,5±5,7
Zona 3	339	333	351	333		339,0±8,5
Zona 4	333	322	345	327		331,8±9,9

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 214,7±7,6 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.

3.8. Análisis de la simulación por el Método de los Elementos Finitos

No existe una formulación variacional para un determinado problema físico, como en el caso de la ecuación de la conducción calorífica. Una alternativa consiste en el uso de una composición de tres métodos (Huang, 1994; Zienkiewicz, 1994).

Para simular el proceso de soldadura con el empleo de los elementos finitos se procedió a realizar el mallado del elemento, como se muestra en la figura 3.7. El estudio de la malla nos permitirá, por un lado su refinamiento y por el otro, mejorar la exactitud de la solución. Durante las simulaciones habrá que adoptar decisiones de compromiso entre los errores de los resultados y el consumo de tiempo memoria para la ejecución del código (Saavedra, 2000).

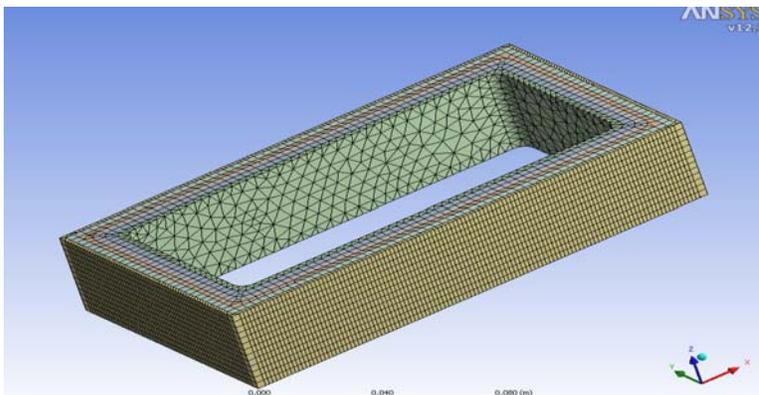


Figura 3.7. Mallado del elemento para la simulación del proceso de soldadura.

En total el modelo numérico consta de 89 777 nodos distribuidos por 18 290 elementos. El método de resolución empleado fue el del gradiente conjugado de Jacobi. Para demostrar esta afinidad se compararon la solución analítica y la numérica, por lo que se consideró en el experimento:

- La fuente de 1 610 °C emitido durante 1 segundo, cubriendo un área de 30 mm² en una superficie de 496,27 mm.
- El material de la válvula con sus propiedades térmicas constantes ($\rho = 4500 \text{ kg/m}^3$; $C = 523 \text{ J/kg } ^\circ\text{K}$; $\lambda = 16 \text{ W/m } ^\circ\text{K}$), de dimensiones de 6 x 5 x 496,27 mm y una temperatura de entrada inicial de 34 °C.

El análisis de los resultados (figura 3.7) nos permite verificar la relación ya conocida, que con el uso de una malla más densa se consigue disminuir el error de la solución numérica. Evidentemente este aumento en el número de elementos

repercutirá tanto en el consumo de memoria, como en el de tiempo de ejecución del código, lo que fue reportado por Bathe (1996).

Se aprecia que en la zona del material base, el mallado va aumentando de tamaño a medida que se aleja del cordón. Esto es debido a que la transmisión de calor es mucho más significativa en la zona afectada térmicamente (ZAT), adyacente al cordón.

Hay que destacar que en la representación gráfica que se muestra en la figura 3.8 la presencia de los puntos rojos correspondiente a una temperatura de 1 610 °C, se justifica como una necesidad para que el programa de elementos finitos mantenga la precisión deseada dentro del rango en el que están definidas las propiedades térmicas.

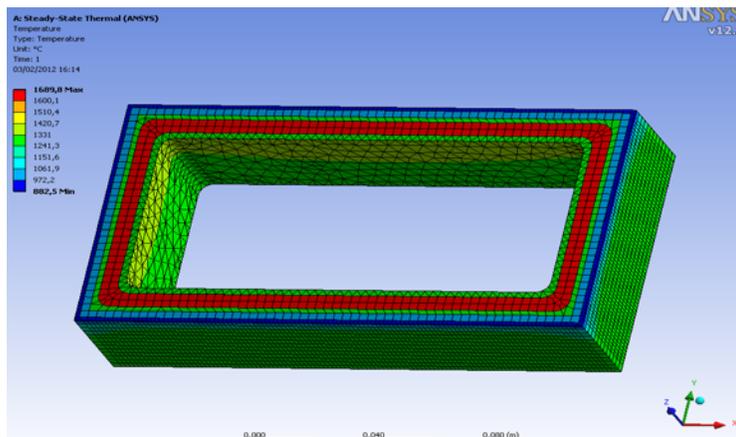


Figura 3.8. Comportamiento de la temperatura en el cordón de soldadura.

El análisis de temperatura para el estado térmico-estático de la figura 3.8 muestra la distribución de las mismas en todo el volumen, así como la región de mayor concentración de calor. Los máximos valores de temperatura comprendidos en el intervalo de 1 510,4 a 1 689,8 °C se encuentran en el cordón de soldadura. Esta aleación por poseer una baja conductividad térmica de 16 W/m °K, conductividad eléctrica y coeficiente de dilatación lineal, es capaz de admitir las deformaciones microestructurales que induce el calor aportado a la red cristalina constituida por fase $\alpha + \beta$ durante el proceso de soldeo, sin causar fisuraciones en caliente.

Las oscilaciones de la temperatura máxima estacionaria (en los nodos) aparecen por el efecto que tiene la malla sobre la discretización del haz en movimiento. Para

la región reticulada con malla gruesa el período de estas fluctuaciones es de 0,1 s y 0,05 s en la discretización fina.

En la figura 3.9 se representan los planos XY establecido para el proceso de soldadura (la superficie iluminada) y XZ ($y = 6$ mm) después del tratamiento. En rojo y para cuatro tiempos diferentes (1,96; 3,92 y 4,9 segundos) se representan las zonas que superaron la temperatura T_{Ac3} ; las líneas negras delimitan la extensión que define la superposición de estas regiones.

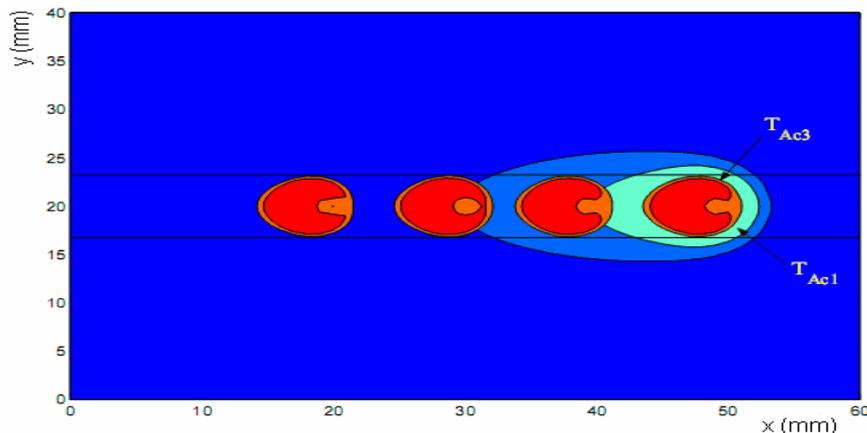


Figura 3.9. Isotermas en el plano XY para cuatro instantes.

En la figura se puede observar como evoluciona las temperaturas con el tiempo en la vertical del centro de la superficie iluminada a intervalos de 0,1 (los dos primeros milímetros) y 1 mm en la dirección Z.

Podemos observar que la zona afectada por el calor (ZAC) es mayor (se ensancha) cuando mayor es el aporte térmico y la temperatura de precalentamiento usada en el proceso. Por otro lado, cuando el calor aportado o la temperatura de precalentamiento disminuyen, la distribución de temperaturas máximas se concentra a ambos lados del cordón de soldadura, en dos bandas estrechas y cuando aumentan la distribución de temperaturas máximas se dispersa, lo que provoca que las bandas se ensanchen.

Cuando se deposita una pasada de soldadura sobre la superficie de una placa, el flujo de calor afecta cada punto produciendo tensiones en función de la distancia a la fuente de calor.

Las temperaturas de transformación que son importantes son: Ac_1 , Ac_3 (temperatura crítica inferior y crítica superior respectivamente) y la isoterma que se genera sobre la interfase de fusión. La región entre Ac_3 y la isoterma en la línea de fusión es completamente reaustenizada cuando el cordón es depositado, mientras que entre las isotermas Ac_3 y Ac_1 ocurren solo transformaciones parciales de la austenita durante el calentamiento. Todas las regiones calentadas a temperaturas menores que Ac_1 son revenidas.

El ciclo térmico de soldadura somete al material base a transformaciones que van desde la fusión, sobre la interface material base - material de aporte, hasta regiones donde no existe evidencia de efectos térmicos, como se observa en la figura 3.10, donde se considera la temperatura según el tiempo de permanencia del arco.

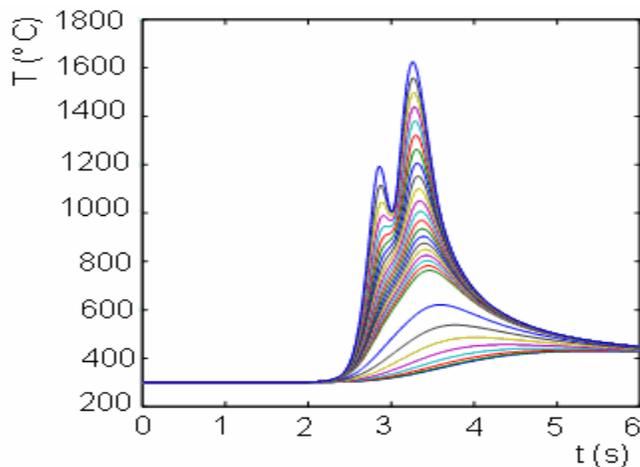


Figura 3.10. Comportamiento de la temperatura según el tiempo de permanencia del arco.

Las curvas obtenidas en la figura 3.10 demuestran un incremento en la conductividad y difusividad térmica de la aleación que afecta tanto a la forma como al rango de las isotermas, aunque estas últimas dependen ampliamente del material a ser soldado. Los cambios en la obtención de las diferentes curvas obedecen a que la velocidad del arco a lo largo de la pieza de trabajo es mucho mayor que la velocidad de difusividad térmica, lo que fue reportado por Lienhard (2006).

El análisis por el MEF permite estimar que existe un incremento de la temperatura por encima del transus, lo que provoca la obtención de una estructura laminar.

Esto permite predecir la velocidad de enfriamiento, ya que para un enfriamiento rápido, unas placas de fase crecen en el borde de los granos de fase α y dependiendo de la velocidad del enfriamiento se obtendrá distintos tamaños de granos, pero además un enfriamiento rápido provoca la formación de placas más finas dando origen a la microestructura de Widmanstätten. Esta situación requiere en muchos casos un tratamiento térmico posterior a la soldadura calentando por debajo del punto de transformación y enfriando lentamente para distensionar la zona de soldadura lo que ha sido reportado por Hicken *et al.* (2002).

Se determinó el análisis de deformación para el estado estático-estructural, representado en la figura 3.11.

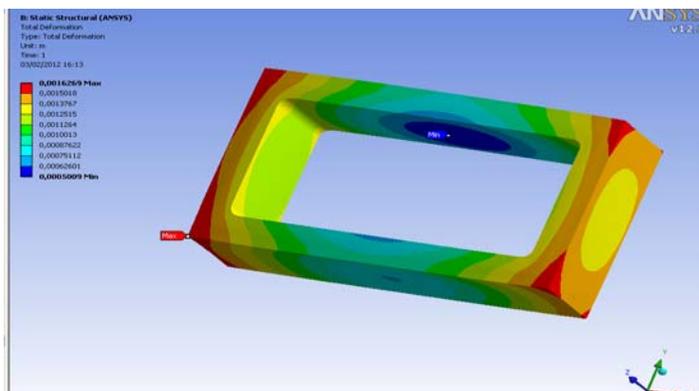


Figura 3.11. Comportamiento de la deformación para el estado estático-estructural.

El análisis de deformación para el estado estático-estructural muestra una dilatación lineal de carácter homogéneo, el cual garantiza que durante el proceso de solidificación del cordón de soldadura originen un mínimo movimiento de las dislocaciones y evitan el cizayamiento del cordón durante la contracción en un intervalo de 0,63 - 1,63 mm. Se observa que como consecuencia de este movimiento aparecen pequeñas oscilaciones en la temperatura del estado estacionario. Una ampliación de la región central nos permite identificar las frecuencias en la fluctuación de la temperatura.

3.9. 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.

Para que esta distinción pueda ser comprendida se especifica que en el momento de la adquisición de un bien material o servicios la empresa incurre en el costo para obtener beneficios presentes o futuros, cuando se obtienen los beneficios es cuando el costo se convierte en gastos, por lo tanto un gasto es un costo que ha producido un beneficio y que ya está expirado. Los costos no expirados que puedan dar beneficios futuros se clasifican como activos tal es el caso de los inventarios de materias primas para la fabricación y las mercancías con destino a la venta. En la tabla 3.3 se recogen los costos por mantenimiento en lo que incurre la válvula fluoroseal.

Tabla 3.3. Cálculo del costo por mantenimiento

Válvula averiada	Materiales	Precio	Freq/anual	Costo/general
	Asiento de válvula	1,016	4	4 065,6128
	Plug de la válvula	1,178	4	4 712,4008
	Empaquetadura	118	4	472,3124
	Junta de Teflón	14	4	57,758
Mano de Obra	Hora/hombre	Freq/anual	Costo/unitario	Costo/general
Instrumentista "B"	4	4	8	128
				Costo/total: 9 436,084

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. Cuando se produce una avería el tren opera entonces al 50 % de su capacidad con un solo enfriador. El 40 % de las horas de afectación se debe a los pases de válvulas que provocan la salida total de operación del tren.

Si las averías de los enfriadores de pulpa y de las válvulas ocurren cuando se encuentran trabajando cuatro o cinco trenes, en dependencia de su disponibilidad,



se distribuyen la capacidad por los restantes trenes sin pérdidas significativas de producción. Sin embargo, de estar solo tres trenes en operación, se limita la capacidad de la Planta de Lixiviación, afectando la producción por el tiempo que dure la avería.

La falta de sello en las válvulas manuales de titanio "6" durante el mantenimiento y averías en los intercambiadores de calor de tubo a coraza de los enfriadores de pulpa, implica una parada de 40 horas para realizar la sustitución. El total de horas perdidas es de 1 500, del cual el 50 % se debe a los pases de válvulas. Esto equivale a 55 463 toneladas de mineral ó 617 toneladas de níquel + cobalto. Teniendo en cuenta el número de válvulas a sustituir (dos válvulas y cuatro cuerpos), se estima que el total de pérdidas de producción a evitar sea de 62 toneladas al año en los dos primeros años y 43 en los siguientes.

3.10. 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.

En la actividad extractiva como en otras actividades económicas, deben tomar parte cada vez más la comunidad, la cual debe encontrarse informada de las actividades y riesgos que implican para ellos las decisiones que les conciernen. La seguridad del trabajo ha ido evolucionando, al principio su campo de acción se limitaba a los factores mecánicos y ambientales, posteriormente el hombre fue el objeto de su más cuidadoso estudio. Se descubre el factor humano y su importancia se pone de relieve al analizar los casos de accidentes del trabajo.

Por otra parte, hay que señalar que en la actualidad un aspecto importante que limita la protección en los trabajadores de soldadura, sobre todo para países pobres, tiene que ver con el alto precio de los equipos de protección. Muchas industrias a causa de no disponer de los capitales suficientes o en ocasiones para no hacer inversiones que afecten sus utilidades, no crean las condiciones necesarias de protección, a riesgo de afectar la salud de los trabajadores.

Durante el proceso de soldeo la torcha de plasma produce una considerable cantidad de humos metálicos, ozono, dióxido de nitrógeno y radiación ultravioleta los cuales causan graves afecciones a los sistemas respiratorio y circulatorio, además de otros, dentro de los cuales figuran el incendio, las quemaduras, la radiación infrarroja, los riesgos eléctricos, el ruido, los fluoruros y el monóxido de carbono, los cuales propician enfermedades como la carboxihemoglobina, hipoacusia parcial y conjuntivitis actínica, lo que fue reportado por la norma NSHT (2004).

3.10.1. Vías de exposición y contaminación radiactiva

Los trabajadores que manipulan los electrodos de tungsteno toriado están potencialmente expuestos a radiaciones ionizantes, cuyo nivel de radiación puede valorarse a partir del análisis de las principales vías de exposición, las cuales aparecen en la figura 3.12.

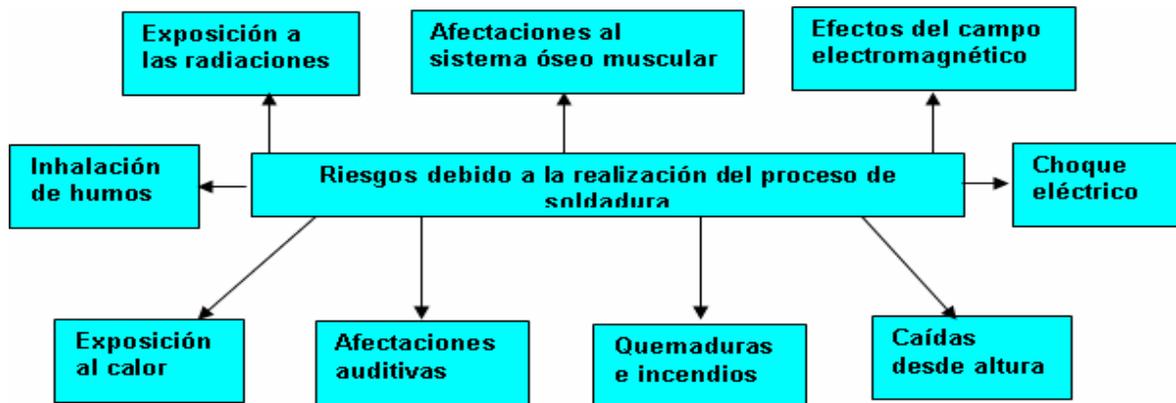


Figura 3.12. Riesgos más comunes del proceso de soldadura.

Fuente: Directiva 96/29/EURATOM (1996).

Aproximadamente de un 0,5 al 1 % de los consumibles de la soldadura al arco se convierte en polvos y humos contaminantes. De esta forma queda claro que el soldador, usando el mismo proceso, puede estar expuesto a diferentes niveles de humo, los que para cada labor podrían, por esta razón, ser fijados individualmente de acuerdo con la norma NTP 770: 2008.



3.11. Conclusiones del capítulo 3

- Los defectos internos originados en el proceso metalúrgico de fundición, al interactuar con la pulpa lixiviada caliente dejan inactiva la capa pasiva del material y vulnerable la matriz constituida por fase alfa al ataque por picadura.
- En los diferentes ensayos realizados a los cuerpos de las válvulas retiradas de servicios, se puede observar que en superficies fragilizadas, la soldadura aumenta la concentración de tensiones y acelera la velocidad de propagación de las microgrietas que se forman en el retículo cristalino y que son función de la microestructura.
- Los cambios de fase, microestructura y morfología están asociados a la acción de los elementos químicos presentes en la pulpa lixiviada caliente, siendo estos facilitadores de la sensibilización en la microestructura bimodal, así como a las distorsiones que se originan en el proceso de soldadura.



Conclusiones generales

- ❖ El comportamiento de la aleación Ti – 6 Al – 4 V sometida a régimen de soldadura presentó superficies fragilizadas por el aumento de la concentración de tensiones, así como por las propiedades físico metalúrgicas de la pulpa lixiviada caliente ya que ambas aceleran la velocidad de propagación de las microfisuraciones formadas en el retículo cristalino durante el proceso de nucleación y crecimiento según planos cristalográficos.
- ❖ El proceso de soldadura genera variaciones microestructurales con respecto al material base, la diferencia en la distribución y morfología, tanto en la ZAC como en la ZF según las isoterma desde 882, 995 y 1 330 °C, esto se debe principalmente a las diferentes velocidades de enfriamiento en dichas zonas y a la composición química de la zona de fusión.
- ❖ La concentración de las partículas abrasivas de la pulpa lixiviada caliente con pH ácido de 1,3 elimina la capa protectora de dióxido de titanio, ataca la matriz constituida por fase alfa y produce corrosión por picadura en la frontera de los granos.
- ❖ En las muestra analizadas se pudo determinar que el crecimiento de la fase martensítica es del tipo masiva, caracterizada por la formación de placas paralelas de dicha fase, la nucleación se produce tanto en el interior como en las fronteras de los granos de fase α , con un crecimiento del tipo Widmanstätten.
- ❖ El deterioro de las válvulas fluoroseal fabricadas de la aleación de titanio Ti – 6 Al – 4 V incurre en un costo por concepto de mantenimiento, parada del proceso y mano de obra de 9 436,084 CUC y por recuperación a través del proceso de soldadura GTAW un costo de 227,53 CUP.



Recomendaciones

- ❖ Realizar un análisis de difracción de rayos X para determinar la influencia de las tensiones residuales provocadas por la acción de los elementos químicos presentes en la pulpa lixiviada caliente sobre la capa protectora de dióxido de titanio.
- ❖ Realizar una espectrometría de emisión óptica para determinar el porcentaje de elementos intersticiales en el cordón de soldadura.
- ❖ Rellenar por el método de soldadura GTAW el cambio de sección de las válvulas fluoroseal antes de proceder a su montaje y puesta en marcha.

BIBLIOGRAFÍAS



Bibliografías

1. Abbot, W., Hints for Welding Titanium, Titanium and Titanium Alloys, Source Book. pp 315 – 317 A.S.M. Metals Park Ohio, 1982.
2. Aguirre, I., Modelado del proceso de soldadura MIG/MAG. III congreso Boliviano de Ing. Mecánica y electromecánica, S.C.- Bolivia, septiembre de 2006.
3. Aerospace Alloys & Applications. Titanium Information Group. 2002.
4. Afshar, A.; Vaezi, M., Evaluation of electrical breakdown of anodic films on titanium in phosphate-base solutions; Surface and coatings technology; 186 (156) 398 – 404, 2004.
5. Allen, C.; Sheen, M.; Williams, J.; Pugsley, V., The wear of ultrafine WC – Co hard metals. *Wear*. 250 (124) 604 – 610, 2001.
6. American Welding Society (AWS). "Welding Handbook". 8va Edición. 1996.
7. ASM Handbook Committee. ASM Handbook vol. 2: Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special – Purpose Materials. 1992.
8. ASM Handbook Committee. ASM Handbook vol. 18: Friction, Lubrication, and Wear Technology. 1992.
9. ASTM, 2000: Annual Book of ASTM Standards, Vol. 03.01, ASTM Standard E – 837 – 99, American Society for Testing and Materials, pp. 675 – 684.
10. 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.
11. Beltrán, F., González, J., Nuevos materiales Superduros. *Avance y Perspectiva*. 21 (7) 347 – 354, 2002.
12. Berger, L.; Vuoristo, P.; Mantyla T.; Gruner, W., A study of oxidation behaviour of WC-Co, Cr₃C₂ the NiCr and TiC-Ni-based materials in thermal spray processes. Proceedings of the 15 International thermal spray conference. 25-29 May 1998, Nice, France, pp. 75-82.
13. Bingul, Z.; Cook, E. Dynamic Modeling of GMAW Process. Proceedings of the IEEE International Conference on Robotics & Automation, Deitroit, Michigan, May 1999.
14. Bhate, J.; Dvorkin, N., A continuum Mechanics Based Four Node Shell Element for General Nonlinear Analysis, *Int. J. Computer-Aided Eng and*



- Software. 1 (4) (1984) 77 – 78.
15. 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.
 16. Blanco, G., Proyecto fin de carrera. Estudio de la aleación de titanio Ti 6 Al 4 V pulvimetalúrgica. Universidad Carlos III de Madrid. 2003.
 17. Blau, P., Lubrication and Wear Technology, Glossary of Terms in ASM Handbook. Vol. 18 Friction, printed in USA, 1992, p. 942.
 18. Blunt, J.; Nigel, C., Cambridge: Woodhead. 2002. ISBN 1 – 85573 – 538 – 5.
 19. Bose, D., High Temperature Coatings. Elsevier Science & Technology Books. 2007.
 20. Brooman, E., Wear Behavior of Environmentally Acceptable Alternatives to Chromium Coatings: Nickel-Based Candidates. *Metal Finishing*, 102 (9) 75-82, 2004.
 21. Boxman, V.; Zhitomirsky, I.; Grimberg, L.; Rapoport, S.; Goldsmith, B., Weiss, Z., *Surf. Coat. Technol.* 125 2000.
 22. Boyko, V.; Garber. R. I. Plasticidad Reversible de los Cristales. Nauka Fismatlit. Moscú Rusia. Cuarta edición. (1991).
 23. Bruschi, S.; Poggio, S.; Quadrini, F.; Tata, M., Workability of Ti - 6 Al - 4 V alloy at high temperatures and strain rates, *Materials Letters*. 58 (20) 3 622 – 3 629, 2004.
 24. Buckley, D., Surface Effects in Adhesion, Friction, Wear, and Lubrication. Elsevier Scientific. 1981.
 25. Burgos, J., Tecnología de Soldadura. Editorial Pueblo y Educación. 1987.
 26. Caldiño, V.; Salgado, M., Estudio experimental con mezclas agua-sedimentos orientado al cálculo de flujos de lodos y debris, 7mo Congreso Internacional de Ingeniería Hidráulica, Instituto Mexicano de Tecnología del Agua Jiutepec, Morelos, México, 2004.
 27. Callister, W., Introducción a la Ciencia e Ingeniería de los Materiales, Editorial Reverté, 1999.
 28. Camero, S.; Rodríguez, C.; Yépez, U., Tratamientos Térmicos y relación



- microestructura-dureza en una aleación Ti-4,5Al-3V». Rev. Fac. Ingeniería-UCV. 13 (2) 0798 – 4065, 1998.
29. Cary, H., Modern Welding Technology, 4th ed. Prentice Hall. Ohio. USA. 1998. pp. 107-204.
30. Cerjak, H., Mathematical Modelling of Weld Phenomena 4. Materials Modelling Series. Primera edición. 1998.
31. Chang, R., Química. 4^a edición. McGraw – Hill. 1992.
32. Christensen, M.; Wahnström, G., Strength and reinforcement of interfaces in cemented carbides. International Journal of Refractory Metals & Hard Materials, 24 (7) 80 – 88, 2006.
33. Cohen, M.; Olson, G.; Clapp, P., On the classification of displacive phase transformations. Proceedings of the international conference on martensitic transformations ICOMAT 1979, Massachusetts Institute of Technology, 1(11) 5 – 9, 1979.
34. CORP, R., Titanium Alloy Ti - 6 Al - 4 V. 2004.
35. Courtney, T., Mechanical Behavior of Materials, 2nd. Ed., McGraw-Hill Companies, Inc., Singapore, 2000, p. 733.
36. De la Paz, N., Uso de la reología en la evaluación de la jalea dentífrica fluida. Centro de Investigación y Desarrollo de Medicamentos, Rev Cubana Farm, 36 (1) 21 – 7, 2002.
37. 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.
38. Dutra, J. C.; De Paola, O. S., Comparacao entre o proceso MIG/MAG convencional e pulsada. XXII ENTS- Blumeneau/ S.C, (1996) 239-243.
39. Eizaguirre, I.; Belza, E.; Irisarri, A.; Gil-Negrete.; Santamaría, F., Fracture Toughness Characterization of Titanium Grade 2 G.T.A. Weldments. Welding 90 pp 391 – 396. IITT International Geesthacht. Alemania 1990.
40. Ekroth, M.; Frykholm, R.; Lindholm, M.; Andrén, H.; Ågren, J., Gradient zones in WC-Ti (C,N) – Co. Acta Materialia, based cemented carbides: Experimental study and computer simulations. 48 (32) 2177 – 2185, 2000.



41. Evans, U., Corrosiones Metálicas. Londres (Inglaterra): Universidad de Cambridge. Editorial Reverté, 1986.
42. Ferriere, A.; Sánchez, G.; Rodriguez, A.; Vazquez, J., Corrosion resistance of stainless steel coatings elaborated by solar cladding process, Solar Energy. 80 (10) 1338 – 1343, 2006.
43. Fosca, C., Introducción a la metalurgia de la soldadura, Lima PUCP, cuarta edición, 2003.
44. Froes, F.; Aeolian, D., Production of Titanium Powder, Powder Metallurgy, Metals Handbook. American Society for Metals. 1984; 7:164 - 168.
45. Fukui, Y.; Inamura, T., Mechanical properties of a Ti-Nb-Al Shape Memory Alloys. Material Transaction. 45 (4) 1077-1085, 2004.
46. Ghosh, P.; Singh, P.; Vaze, K.; Kushwaha, H., Characterisation of pipe welds and HAZ in primary heat transport system piping of pressurised heavy water reactors, Science and Technology of Welding Joining. 9 (3) 200-208, 2004.
47. Gil, F.; Planell, J., Shape memory alloys for medical applications, Proc Instn Mech Engr. 212 (14) 57 – 62, 1998.
48. Glizmanenko, D., Soldadura y corte de metales. La Habana. Instituto Cubano del Libro. 1975.
49. Grimberg, V.; Zhitomirsky, R.; Boxman, S.; Goldsmith, B.; Weiss, Z., Surf. Coat. Technol. 108 –109. 1998.
50. Güleriyüz, H.; Cimenoglu, H., Surface and Coating Technology, 192 (153) 164 – 170, 2005.
51. Handbook Vol 18, Friction, lubrication and Wear Technology, ASM, International, USA. 1992.
52. Herr, M.; Sailer, T.; Sockel, H.; Schulte, R.; Feld, H.; Prakash, L.; Characterisation of wear properties of ultrafine-grained hardmetals using a special abrasive wheel test. International Journal of Refractory Metals & Hard Materials, 19 (16) 371 – 379, 2001.
53. Hernández, G., Manual del soldador, Madrid CESOL, decimoquinta edición, 2006.
54. Hicken, G.; Campbell, R.; Madigan, R., Soldadura por Arco de Tungsteno y



- Gas. Editorial Limusa. 2002.
55. Holzhauser, J.; Spitzer, K.; Schwerdtfeger, K., Laboratory study of heat transfer through thin layers of casting steel: minimization of the slag/probe contact resistance. *Steel Research*. 70 (10) 430 – 436, 1999.
 56. Howard, B., *Manual de Soldadura Moderna Tomo 3*, Prentice Hall. Segunda edición. 1992.
 57. Huang, H., A Usmani, *Finite element analysis for heat transfer*, Springer-Verlag. 98 (34) (1994) 35 – 38.
 58. Hukla, A.; Balasubramaniam, R.; Bhargava, S., Properties of passive film formed on CP titanium, Ti-6Al-4V and Ti-13.4Al-29Nb alloys in simulate human body conditions. *Intermetallics*, 13 (4) 631 – 637, 2005.
 59. Hussainova, I., Microstructure and erosive wear in ceramic-based composites. *Wear*. 258 (112) 357 – 365, 2005.
 60. Hussainova, I., Some aspects of solid particle erosion of cermets. *Tribology International*. 34 (12) 89 – 93, 2001.
 61. Hussainova, I., y Schade, K., Correlation between solid particle erosion of cermets and particle impact dynamics. *Tribology International*. 41 (14) 323 – 330, 2008.
 62. Hutchings, I., *Solid Particle Erosive Wear Testing*, ASM Handbook. *Mechanical Testing and Evaluation*. 8 (5) 728 – 751, 2000.
 63. Hutchings, I., *Tribology - friction and Wear of Engineering Materials*, Edward Arnold, 1992, pp. 182 - 186.
 64. Iakovlev, S. y Dalkov, M., *Transporte de calizas y sedimentos de aguas residuales*, Gosstroishdat, Moscú, 232, 1961.
 65. Ivenski, B., *Transporte de las mezclas de materiales para la construcción por tuberías*, Gosstroishdat, Moscú, 1957.
 66. Jacobson, S.; Hogmark, S., *Tribologi - friktion, smörjning och nötning*. 1996. p. 62.
 67. Jamal, T.; Nimmagadda, R.; Bunshah, R., Friction and Adhesive Wear of Titanium Carbide and Titanium Nitride Overlay Coatings, *Thin Solid Films*. 73 (54) 245 – 254, 1980.



68. Khromova, L., Martensitic transformations, thermal expansion and mechanical properties of titanium- niobium alloys. *Engineering Materials*. 5 (3) 12 – 17, 2003.
69. Kim, Y., *Metal Transfer in Gas Metal Arc Welding* Massachusetts Institute of Technology, Cambridge, Mass. 1989.
70. 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.
71. Kuhlman, G., Forging of Titanium Alloys, in: *ASM HANDBOOK: Forming and Forging*. 14 (3) 589 – 628, 1996.
72. Kulu, P., Hussainova I., Veinthal R. Solid particle erosion of thermal sprayed coatings. *Wear*. 258 (235) 488 – 496, 2005.
73. Larsson, C.; Odén, M., X-ray diffraction determination of residual stresses in functionally graded WC-International Journal of Refractory Metals & Hard Materials. 22 (10) 177 – 184, 2004.
74. Lee, K.; Cha, S.; Kim, B.; Hong, S., Effect of WC/TiC grain size ratio on microstructure and mechanical properties of WC-TiC-Co cemented carbides. *International Journal of Refractory Metals & Hard Materials*, 24 (12) 109 – 114, 2006.
75. Leyens, C., *Titanium and Titanium Alloys*. 2003.
76. Leyens, C.; Peters, M., *Titanium and Titanium Alloys; a Fundamentals and Applications*, 1 ed., WILEY – VCH, Köln, 2003.
77. Li, C.; Zhu, Z.; Liu, T., Microhardness of pore walls in porous titanium prepared with novel powder metallurgy. *Powder Metallurgy*, 48 (3) 237 – 240, 2005.
78. Lienhard, J., *A Heat Transfer Textbook*, 3ª ed, Phlogiston Pres, Cambridge, Massachusetts, EE. UU, 2006.
79. Liu, X.; Chu, P.; Ding, C., *Materials Science and Engineering R*. 47 (33) 49 – 121, 2004.
80. López, E.; Mellor, B., Fracture Toughness and crack morphologies in eroded WC – Co – Cr thermally sprayed coatings. *Materials Letters* . 37 (23) 201 – 210, 1998.



81. Lütjering, G. Engineering Materials and Process: Titanium, New York, 2007, p. 203 – 250.
82. Mann, B.; Arya, V.; Maiti, A.; Rao, M.; Joshi, P., Corrosion and erosion performance of HVOF/TiAlN PVD coatings and candidate materials for high pressure gate valve application. *Wear.* 260 (245) 75 – 82, 2006.
83. Mangonon, P., Ciencia de materiales: Selección y diseño. Pearson Educación. México. 2001, p. 563 - 580.
84. Maratray, F., Recargues por soldaduras resistentes a la abrasión. Consultado en marzo de 2000. Disponible en Web World Wide en www.soldadura.com
85. Marulanda, J.; Zapata, A.; Mesa, D., Fundamentos de la soldadura de metales. Universidad Tecnológica de Pereira. 2007.
86. 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.
87. Materiales., Bohler special steel manual for PC. Versión 1.1. 1996.
88. 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 Française de Metallurgie. III (IV) 1221 – 1226, 1988.
89. McGrann, R.; Greving, D.; Shadley, J.; Rybicki, E.; Kruecke, T.; Bodger, B., The effect of coating residual stress on the fatigue life of thermal spray-coated steel and aluminium. *Surface and Coatings Technology*, 108 (109) 59 – 64, 1998.
90. Mendez, P.; Eagar, T., Welding processes for aeronautics. *Advanced materials & processes*, May 2001. Massachusetts, 2001.
91. Meng, H.; Ludema K., Wear models and predictive equations: their form and content. *Wear.* 181 (183) 443 – 457, 1995.
92. Mills, K.; Su, Y.; Li, Z.; Brooks, R., Equations for the calculation of thermo-physical properties of stainless steel. *ISIJ International.* 44 (32) 1661 – 1668, 2004.
93. Miyoshi, K.; Buckley, D., Correlation of Tensile and Shear Strengths of Metals



- with Their Friction Properties, ASLE Trans. 27 (5) 15 – 23, 1982.
94. Mohamed, A., Feedback Linearization control of Current and Arc Length in GMAW Systems. Proceedings of the American Control Conference, Philadelphia, PA, June 1998.
 95. Mompean, L., El titanio y sus aleaciones. Revista Soldadura. 21 (3) 32 – 37, 1991.
 96. Moore, K.; Naidu, D., Gas Metal Arc Welding Control – Modeling and analysis, Second World Congress of nonlinear analysis, Athens, Greece, July 1996.
 97. Morinaga, M.; Kato, M.; Kamimura, T.; Fukumoto, M.; Harada, I.; Kubo, K., Theoretical design of β type titanium alloys, Titanium '92, Science and Technology, The Minerals, Metals & Material Society, 1993.
 98. Mur, F; Manero, J.; Rodríguez, J., Aleaciones ligeras. Ediciones UPC. 2001.
 99. Murray, N.; Dunand, D., Microstructure evolution during solid - state foaming of titanium. Composites Science and Technology, 63 (54) 2311 – 2316, 2003.
 100. Mythili, R., Study of transformation behaviour in Ti – 4,4Ta – 1,9 Nb alloy. Material Science and Engineering A. 1 (3) 1 – 14, 2004.
 101. Nam, T.; Saburi, T.; Nakata, Y.; Shimizu, K., Shape memory characteristics and lattice deformation in Ni – Ti – Cu alloys. Materials Transactions JIM. 31 (12) 1050 – 1056, 1990.
 102. Nascimento, M.; Souza, R.; Miguel, I.; Pigatin, W.; Voorwald, H., Effects of tungsten carbide thermal spray coating by HP-HVOF and hard chromium electroplating on AISI 4340 high Surface and Coatings Technology. 138 (123) 113 – 124, 2001(a).
 103. Nascimento, M.; Souza, R.; Pigatin, W.; Voorwald, H., Effects of surface treatments on the fatigue strength of AISI 4340 aeronautical steel. International Journal of Fatigue, 23 (11) 607 – 618, 2001(b).
 104. Normas
 105. NTP 770: Riesgos radiológicos del uso de electrodos de tungsteno toriados en la soldadura de arco (TIG). 2008.
 106. NSHT. Riesgos en operaciones de soldadura. 2004.
 107. NRS. Opérations de soudage á l' arc et decoupage. Guide pratique de



- ventilation No 7. ED 668. París. 2007.
108. Nho-Kwang, P.; Jong-Taek, Y; Young-Sang.; N., Characterization of deformation stability in hot forging of conventional Ti – 6 Al – 4V using processing maps, *Journal of Materials Processing Technology* 130 (131) 540 – 545, 2002.
 109. Núñez, C.; Roca, A.; Jorba, J., Comportamiento mecánico de los materiales. Volumen 1: Conceptos Fundamentales. Departamento de Ingeniería Química y Metalurgia. División de Ciencias Experimentales y Matemáticas. Ediciones Universidad de Barcelona. 2002, p. 119 - 121.
 110. Nylon, D.; Froes, F.; Gardiner, R., Developments in Titanium Alloy Casting Technology. *Journal of Metals*, February. 10 (3) 35 – 45, 1983.
 111. Östberg, G.; Buss, K.; Christensen, M.; Norgrem, S.; Andrén, H.; Mari, D.; Wahnström, G.; Reineck, I., Effect of TaC on plastic deformation of WC-Co and Ti(C,N)-WC-Co. *International Journal of Refractory Metals & Hard Materials*, 24 (12) 145 – 154, 2006.
 112. Pakrovskaya, I., El transporte hidráulico en la industria minera. Niedra, Moscú, 1985.
 113. Pérez, B., Investigación de los parámetros del transporte hidráulico de las menas y concentrados en flujos de alta concentración. Tesis de Doctorado. Krivoi Rog, 1970.
 114. Pérez, N., *Electrochemistry and Corrosion Science*. Kluwer Academic Publishers. Boston. 27 (40) 167 – 185, 2004.
 115. Perkins, J.; Sponholz, R., Stress – induced martensitic transformation cycling and two – way shape memory training in Cu – Zn – Al alloys, *Metallurgical Transactions*. 15 (6) 313 – 321, 1984.
 116. Peters, M.; Lütjering, G.; Ziegler, G., Control of Microstructures of ($\alpha + \beta$) Titanium Alloys. *Eingegangenam*, 12, Julio. 1982.
 117. Petersson, A.; Ågren, J., Sintering shrinkage of WC-Co materials with different compositions. *International Journal of Refractory Metals & Hard Materials*, 23 (11) 258 – 266, 2005.
 118. 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.
119. 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).
 120. Pons J, Tesis Doctoral, Universitat de les Illes Balears, 1992.
 121. Quintero, M.; Cerpa, S.; Mejias, G.; León, J.; Quintero, A., Soldadura de un acero inoxidable dúplex 2205 por el proceso de soldadura GTAW. Revista Latinoamericana de Metalurgia y Materiales. 56 (4) 1 – 3, 2006.
 122. Rack, H.; Qazi, J., Titanium alloys for biomedical applications. Materials Science and Engineering C. 26 (8) 1269 – 1277, 2006.
 123. Radhakrishnan, V., Hot cracking in austenitic stainless steel weld metals. Science and Technology of welding and Joined Magazine. 5 (1) 25 – 32, 2000.
 124. Rodríguez, H., Metalurgia de la soldadura. Editorial Pueblo y Educación. La Habana. Cuba. 1987. pp 134 – 154.
 125. Rodríguez, D., Obtención de Capas de Nitruro de Titanio mediante Tratamiento Termoquímico en Titanio y Ti – 6 Al – 4 V y caracterización de sus propiedades para Aplicaciones Biomédicas, Tesis de Doctorado en Ingeniería del Departamento de Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica de la Universidad Politécnica de Cataluña, Octubre de 1999.
 126. 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.
 127. Rowe, R.; Jeffeus, L., Manual de Soldadura GMAW (MIG – MAG). Paraninfo Ediciones. España. 2008.
 128. Saavedra, E., Predicción de la evolución de la temperatura durante el tratamiento térmico de materiales metálicos por láser; Ingeniería Mecánica. 13 (3) 1759 - 1764, 2000.
 129. Sander, B.; Raabe, D., Texture inhomogeneity in a Ti – Nb - based beta Titanium alloy after warm rolling and recrystallization, Mat. Sci. Eng. A. 47



- (9) 236 – 247, 2008.
130. Sánchez, I., Proyecto fin de carrera. Materiales pulvimetalúrgicos base titanio. Universidad Carlos III de Madrid. 2001.
 131. Sartwell, B.; Keith, L., John, S., Hard Chrome Alternatives Team (HCAT) and Canadian Hard Chrome Alternatives Team (CHCAT). Validation of WC/Co and WC/CoCr HVOF Thermal Spray Coatings as a Replacement for Hard Chrome Plating On Aircraft Landing Gear. November 21, 2002.
 132. Semiatin, S.; Seetharaman, V.; Weiss, I., Hot workability of titanium and titanium aluminide alloys – an overview, Materials Science and Engineering A. 243 (120) 1 – 24, 1998.
 133. Shah, A.; Kulkarni, G.; Gopinathan, Y.; Kiushnan, R., Determination of activation energy ometry, Scripta Metallurgica et Materialia. 32 (9) 1353 – 1356, 1995.
 134. Smith, W., Structure and properties of engineering alloys, Second edition McGraw – Hill series in material science and engineering. 1993.
 135. Smith, W., Fundamentos de la ciencia e ingeniería de materiales 4ª Edición, 1999.
 136. Sturla, A.; Castellano, E., Metalografía microscópica: guía práctica de metalografía microscópica y macrografía. Buenos Aires: Alsina. 1951. 278 pp.
 137. Talero, J.; Muñoz, M., Introducción al cálculo de estructuras metálicas según Eurocódigo 3. 1ª Edición corregida. España. 2000.
 138. Tamilselvi, S.; Raman, V.; Rajendran, N., Corrosionbehaviour of Ti – 6Al – 7Nb and Ti – 6Al – 4V ELI alloysin the simulated body fluid solution by electrochemical impedance spectroscopy. Electrochimica Acta, 52 (32) 839 – 846, 2006.
 139. Tang, X., Phase transformations in Ti – Nb – Ta and Ti – Nb – Ta – Zr alloys. Mater. Sci. 35 (12) 1805 – 1811, 2000.
 140. Titanium. A technical guide. International, M. J. D. A. 2000.
 141. Tylczak, J., Abrasive wear in ASM Handbook, Vol. 18 Friction, Lubrication and Wear Technology, printed in USA, 1992, p. 942.



142. Upadhyaya, G., Materials science of cemented carbide an Overview. *Materials and Design*, 22 (8) 483 – 489, 2001.
143. Vairis, A.; Frost, M., Modelling the linear friction welding of titanium blocks. *Materials Science and Engineering A*. 29 (2) 8 – 17, 2000.
144. Villa-Rabasa, Alla.; K., Hernández, G., Apuntes de metalurgia de soldadura. SEPI-ESIME-IPN. 1999.
145. 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.
146. Yamauchi, A.; Sorimachi, K.; Sakuraya, T., Effect of solidus temperature and crystalline phase of mould flux on heat transfer in continuous casting mould. *Ironmaking and Steelmaking*. 29 (3) 203 – 207, 2002.
147. Yen-Huei-Hon., Composition/ Phase structure and properties of Titanium Niobium Alloys. *Materials Science and Ingenering*. 241 (112) 341 - 450, 2003.
148. Yu, C.; Yang, L., Shen, C.; Luan, B.; Perng, T., Corrosion behaviour of thermo hydrogen processed Ti – 6 Al – 4 V, *Scripta Materialia*. 56 (43) 1019 – 1022, 2007.
149. 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.
150. Wayne, S.; Sampath, S., Structure/property relationships in sintered and thermally sprayed sprayed WC – Co. *Journal of Thermal Spray Technology*. 1 (4) 307 – 315, 1992.
151. Welty, R.; Wilson, E.; Wicks, E., *Fundamentals of momentum, heat and mass transfer*, Ed. J. Wiley and Sons. Nueva York, EUA, 202-219, 1976.
152. Weman, K., *Welding processes handbook*. New York: CRC Press LLC. ISBN 0 – 8493 – 1773 – 8, 2003.
153. Xuanyong Liu, P.; Chuanxian Ding., *Surface modification of titanium, titanium alloys, and related materials for biomedical applications*. Volume, DOI.



2005.

154. Zackrisson, J.; Rolander, U.; Jansson, B.; Andrén, H., Microstructure and performance of a cermet material heat-treated in nitrogen. *Acta Materialia*, 48 (32) 4281 – 4291, 2000.
155. Zienkiewicz, O, El método de los elementos finitos. Cuarta Edición. McGraw-Hill, Barcelona, España. 1994.



Listado de símbolos

I_s	- intensidad de corriente de soldadura; A
d_e	- diámetro del electrodo; mm
U_a	- tensión del arco; V
v_s	- velocidad de soldadura; m/s
α_d	- coeficiente de aporte; g/A min ($\approx 10 \% I_s$)
F	- área de la sección del cordón, cm ²
ρ	- densidad del material fundido; g/cm ³
E_L	- energía lineal; J/m
η	- eficiencia de la fuente de calor; %
Q_{gas}	- consumo del gas protector; m ³ /s
L_l	- longitud del charco de soldadura; mm
Q	- energía entrante; W
λ	- conductividad térmica; W/m °K
T_c	- temperatura de fusión; °C
T_0	- temperatura inicial; °C
q	- energía de calor en Julio por metro lineal de soldadura; J/m
l	- longitud a soldar; m
τ	- parámetro adimensional de espesor relativo de la placa
d	- espesor de la placa: mm
C_e	- calor específico; J/kg °K
C_g	- costo del gas; \$/m
P_g	- precio del gas; \$/m ³
C	- caudal; m ³ /h
C_{mo}	- costo mano de obra; \$/m
T_{ps}	- tarifa de pago al soldador; \$/h
F_o	- factor operador; (%)
t_o	- tiempo principal de soldadura; min



- S - área de la sección transversal del cordón; cm^2
- $S_1 = (6-8)d_e$; para la primera pasada
- $S_2 = (8-12)d_e$; para las demás pasadas
- kH - coeficiente de depósito; ($kH \approx 8,9-9,5$)
- C_{ee} - costo de energía eléctrica; $\$/\text{m}$
- P_{md} - peso del material depositado; kg/m
- V_d - velocidad de depósito; kg/h
- E_{fe} - eficacia de la fuente de energía; %
- C_E - cantidad de electrodos; kg
- $C_{t_{\text{kgmetaldepositado}}}$ - costo total por kg de material depositado; $\$/\text{kg}$
- M - costo del material de aporte; $\$/\text{kg}$
- C - costo de la MO directa; $\$/\text{h}$
- A - costos indirectos (MO indirecta, seguro, flete, mecanizado); $\$$
- G - costo del gas de protección; $\$/\text{m}^3$
- E - costo de la energía eléctrica; $\$/\text{kWh}$
- R - relación fundente/alambre

ANEXOS



ANEXO 1

Espectrómetro PMI – MASTER PRO

Altura	910 mm
Ancho	510 mm
Profundidad	640 mm
Peso	70 kg
Potencia	110 – 230 VAC
Frecuencia	50 – 60 Hz

La pistola sonda presenta un cabezal adaptador multifuncional.

Peso	800 g
Chispa	500 V / 500 Hz
Intensidad	5 A

Sistema óptico

Multi - CCD de óptica con Parchen - Runge - Mounting

Longitud focal	400 mm
Rejilla holográfica	3000 g/mm
Longitud de onda de la cobertura	185 - 420 nm

Fuente de estado sólido

Parámetros controlados por el ordenador

Frecuencia	100 – 500 Hz
Voltaje	300 – 500 V
Arco de excitación	5 A

Energía de alta prechispa (HEPS)

Lectura del sistema

Unidad informática interna con incorporación de datos tecnológicos

ANEXO 2

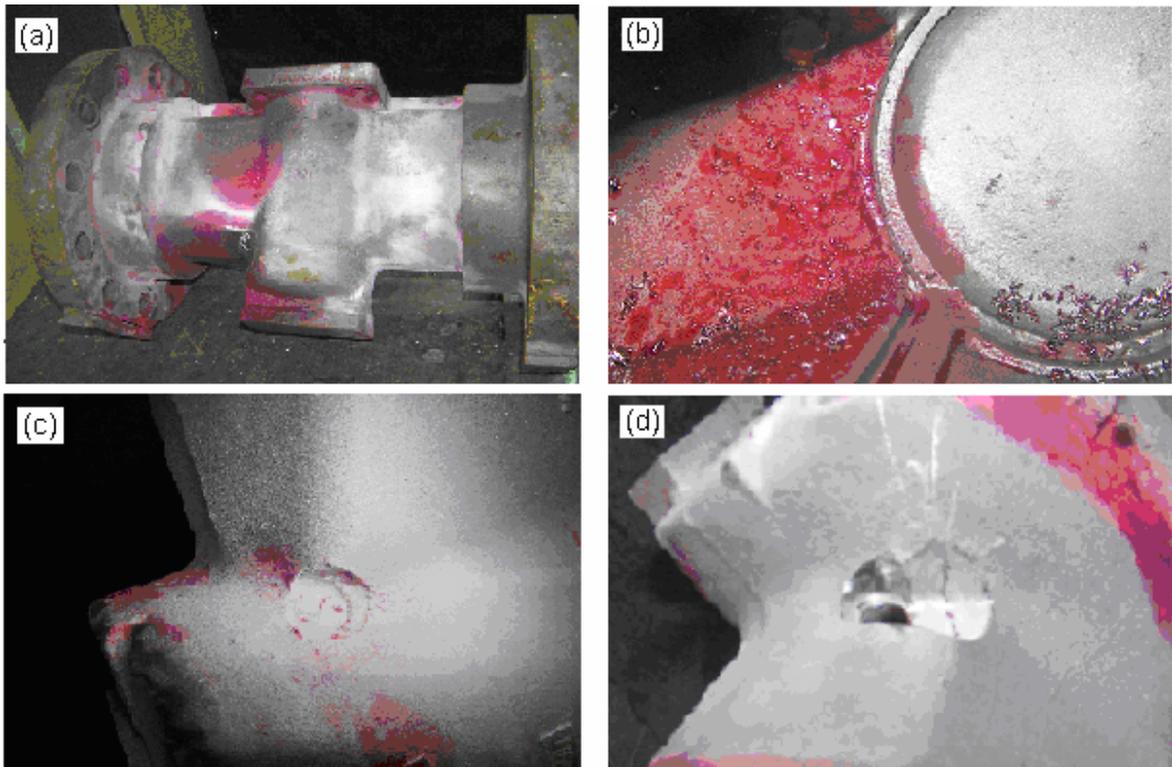


Figura 1. Defectos que presentan el cuerpo de las válvulas.



ANEXO 3

Determinación de metales por absorción atómica:

Método: Espectrofotometría de absorción atómica

Fundamento del método: La porción de ensayo es tratada con mezcla de ácido clorhídrico y ácido nítrico concentrado, el residuo resultante se disuelve con ácido clorhídrico diluido. La solución obtenida permite determinar el contenido de níquel, hierro y cobalto con lámpara de cátodo hueco, en un equipo de absorción atómica, ajustando éste a las condiciones instrumentales del elemento que se determina.

Equipo: Espectrofotómetro de absorción atómica. **Modelo:** VISTA – PRO ICP – OES.

Procedimiento: Se pesan $0,5000 \text{ g} \pm 0,0002 \text{ g}$ de la muestra de ensayo, se transfiere a un beaker de 250 ml, se le adicionan 30 ml de la mezcla de ácido clorhídrico y ácido nítrico (3 + 1) y una gota de ácido fluorhídrico, se cubre con un vidrio reloj y se calienta hasta sequedad total para eliminar por completo vestigios de ácido nítrico. Se deja enfriar, se adicionan 10 ml de solución de ácido clorhídrico ($d = 1,19 \text{ g/ml}$) y se calienta suavemente hasta redisolución de las sales. Se retira del calor, se deja enfriar y se transfiere cuantitativamente a un volumétrico de 100 ml de capacidad. Se lava el vaso de precipitado y se vierte el agua de lavado en el volumétrico, se enrasa, se homogeneiza y se filtra a través de un papel de porosidad media, reservándose el filtrado para las determinaciones de los diferentes metales.



La medición espectrofotométrica de la muestra se realiza utilizando las condiciones instrumentales siguientes:

Condiciones Instrumentales	Unidades	Ni	Co	Fe
Longitud de onda	nm	341,5	240,7	372,0
Anchura de la ranura	nm	0,2	0,2	0,2
Intensidad de la corriente de la lámpara	mA	10	10	10
Flujo de aire	l/min	11,40	11,2	11,10
Altura del quemador	mm	10	10	10
Caudal nebulizador	ml/min	5	5	5
Flujo de acetileno	l/min	1,80	1,80	1,80



ANEXO 4

Determinación de metales por ICP

Método: Espectroscopía de emisión óptica de plasma

Fundamento del método: La base, del método, es la medición de la emisión atómica, por una técnica de espectroscopia óptica. La porción de ensayo es nebulizada, el aerosol producido es transportado al plasma, donde se produce la excitación. Las líneas atómicas características del espectro de emisión, son producidas por un plasma inductivamente acoplado (ICP). Los espectros son dispersados por un espectrofotómetro de red y las intensidades de las líneas son monitoreadas por los detectores. Las señales procedentes de los detectores son procesadas y controladas por una computadora.

Equipo: Espectrómetro de Emisión Óptica. **Modelo:** VISTA – PRO ICP – OES.

Procedimiento: Se pesan $0,5000 \text{ g} \pm 0,0002 \text{ g}$ de la muestra de ensayo, se transfiere a un beaker de 250 ml, se le adicionan 30 ml de la mezcla de ácido clorhídrico y ácido nítrico (3 + 1) y una gota de ácido fluorhídrico, se cubre con un vidrio reloj y se calienta hasta sequedad total para eliminar por completo vestigios de ácido nítrico. Se deja enfriar, se adicionan 10 ml de solución de ácido clorhídrico ($d = 1,19 \text{ g/ml}$) y se calienta suavemente hasta redisolución de las sales. Se retira del calor, se deja enfriar y se transfiere cuantitativamente a un volumétrico de 100 ml de capacidad. Se lava el vaso de precipitado y se vierte el agua de lavado en el volumétrico, se enrasa, se homogeneiza y se filtra a través de un papel de porosidad media, reservándose el filtrado para las determinaciones de los diferentes metales.



La medición espectroscópica de la muestra se realiza utilizando las longitudes de onda y las condiciones instrumentales siguientes:

Elementos	λ (nm)	Condiciones Instrumentales	Unidades	Valor
Ni	341,476	Potencia	kW	1,50
Co	238,892	Flujo plasma	l/min	15,0
Fe	238,204	Flujo auxiliar	l/min	1,50
Mn	257,610	Presión nebulizador	kPa	200
Cu	324,757	Altura visión	mm	6
Ca	396,847	Tiempo lectura réplica	s	2,00
Mg	279,553	Retraso estabilización instrumento	s	10
Al	396,152	Retraso toma de muestra	s	15
Cr	267,716	Velocidad de bomba	rev/min	25
Si	251,611	Tiempo de lavado	s	1
Zn	213,857			
Na	589,592			
K	766,592			



ANEXO 5

No: <u>707042</u>		Denominación: <u>Válvula Fluoroseal</u>	
OT: <u>003 - 5215</u>		Destino: <u>Planta de lixiviación</u>	
Proceso de soldadura: <u>GTAW</u>		Tipo: _____	
Elaborado por: <u>Rodney E. Correa Suárez</u>		Revisado por: _____	
Fecha: <u>5/4/2011</u>		Fecha: <u>5/4/2011</u>	
<u>Metal Base:</u> Especificación SFA No: <u>Ti – 6Al – 4V</u> Análisis quím (%) y prop: <u>6,12 Al; 4 V; 0,4 Fe; 0,10 C; 0,25 O; 0,05 N; 0,015 H y resto Ti</u> Otros: _____		<u>Croquis:</u> 	
Clasificación AWS:	<u>ERTi – 2</u>		
Dimensión del electrodo:	<u>Ø 3,2 ; L = 914 mm</u>		
Espesor del depósito:	<u>1,25 mm</u>		
Preparación:	<u>Mecánica</u>		
Fundente del eléct. (clase)	<u>---</u>		
Nombre comercial del fundente	<u>---</u>		
Otros:			
<u>Posición:</u> Posición de la ranura: _____ Progresión de soldadura: Ascend. _____ Descend. _____ Plana: <u>X</u>		<u>Pre calentamiento:</u> Temp. mín. de precal: <u>---</u> °C Temp. máx. de interpasos: <u>175</u> °C Temp. de Post: <u>175</u> °C Otros TT: <u>---</u>	
<u>Tratamiento Térmico Post – Soldadura:</u> Rango de temp: <u>540 – 1 040 °C</u> Tiempo de permanencia: <u>3 h a 1 040 en vacío</u> Enfriamiento: <u>Argón a velocidad de 25 °C/min</u> Tiempo de permanencia: <u>8 h a 540 °C</u> Enfriamiento: <u>Argón a velocidad de 25 °C/min</u>		<u>Gas:</u> Argón <u>Composición %:</u> Gas: Argón Mezcla: Flujo: <u>0,99 m³/h</u> <u>Protección:</u> <u>Argón</u>	



ANEXO 6

Características Eléctricas: Corriente: <u>CD</u> Polaridad: <u>Directa</u> Voltaje (rango) <u>16</u> (Volts) Amperaje: <u>120</u> (Amp:) _____ (Amp:) _____								
Electrodo de tungsteno: <u>Toriado 2 %</u> (Tungsteno puro, toriado 2 %)								
Transferencia del metal (GTAW): <u>Spray</u> (Spray, corto circuito)								
Velocidad de alimentación del electrodo: _____ (m/s)								
Técnica: Dimensiones de la boquilla: _____ Método de ranurado posterior de la raíz: _____ Mov del electrodo: Recto <u>X</u> Oscilatorio _____ Distancia boquilla superficie de trabajo: <u>2 – 4 mm</u> Pases sencillos o múltiples (por lados): _____ Electrodo: Sencillos <u>X</u> Múltiples _____ Velocidad de ejecución (rango): <u>0,007</u> m/s. Martillado: _____ Otros: _____				Valoración Económica: Precio de recup.: \$ <u>19,95</u> Gasto de material: kg <u>0,08</u> Gasto de mano de obra: h <u>14,35</u> Otros gastos: <u>6,35</u> Peso de pieza: kg. <u>30</u> Costo de recuperación: \$ <u>227,53</u> Ahorro: \$ <u>9 208,55</u>				
No. Corden	Proc	Metal de aporte Clase	Diám	Corriente AC/CD AMP	Voltaje Mín	Máx	Vel de ejec (m/s)	Otros
4	GTAW	ERTi - 2	3,2	CD 120	---	16	0,007	---

- Técnica de reparación o mantenimiento preventivo

Tipo de limpieza inicial y entre pases:

Cepillo X Solventes _____ Abrasivos _____ Calor _____ Otros _____

Preparación:

- Maquinar la superficie a recuperar.
- Eliminar residuos de óxidos e impurezas del metal base.
- Limpiar con acetona u otro líquido la superficie a soldar.

Factores del paro de trabajo

❖ Desgaste por:

___ Impacto ___ Presión / Fricción X Abrasión X Corrosión ___ Calor ___ Cavitación
X Erosión

❖ Rotura por:

___ Accidente ___ Fatiga ___ Choque ___ Sobrecarga ___ Temperatura

4. Otros

X Defectos de fundición _____ Defectos por maquinado



ANEXO 7

Técnicas de aplicación

- Realizar defectoscopia a color para revelar posibles defectos en el material base.
- Los cordones deben ser angostos, discontinuos, rectos y sin oscilaciones para atenuar las cargas residuales y las distorsiones longitudinales y transversales.
- Evitar sobrecalentamientos superiores a los 650 °C.
- Evitar depresiones (cráteres) al finalizar cada cordón.
- Realizar tratamiento térmico post soldadura y defectoscopia a color.

ANEXO 8



Figura 2. Partes del cuerpo de la válvula recuperado por soldadura.