

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

**DETERMINACIÓN DE LAS PROPIEDADES  
METALÚRGICAS DE LA ALEACIÓN DE TANTALIO  
B 521 SOMETIDA A PROCESO DE SOLDADURA**

**Tesis en opción al título de Máster en Electromecánica**

**Autor: Ing. Yurileysi Reyes Galindo**

**Moa - 2018**

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

**DETERMINACIÓN DE LAS PROPIEDADES  
METALÚRGICAS DE LA ALEACIÓN DE TANTALIO  
B 521 SOMETIDA A PROCESO DE SOLDADURA**

**Tesis en opción al título de Máster en Electromecánica**

**Autor: Ing. Yurileysi Reyes Galindo**

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

**Moa - 2018**

**Declaración de autoridad:**

**Yo: Yurileysi Reyes Galindo**

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.

-----  
Yurileysi Reyes Galindo

-----  
Dr. C. Tomás H. Fernández Columbié

## *Agradecimientos:*

*Gracias:*

*A Dios ante todo pues me ha dado la dirección y la constancia para llegar hasta aquí, porque en medio de todas las circunstancias su mano me ha sostenido.*

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

*A todos mis profesores por los conocimientos transmitidos durante el desempeño de mi profesión.*

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

*A mis familiares que me apoyaron en los momentos de mi vida en que más lo necesitaba.*

*A mis amigos que siempre creyeron en mí.*

*A los que de una forma u otra me apoyaron y ayudaron.*

*A todos, muchas Gracias.*

## *Dedicatoria:*

*A Dios por la fuerza y la salud que me ha dado para que hoy pueda cumplir con unos de mis deseos.*

*Quiero dedicar este trabajo a mis familiares.*

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

*A mi madre: Alejandrina Galindo Reyes,*

*A mi padre: Silvio Reyes Torriente,*

*A mi esposa: Deila Durán Guilarte,*

*A mis hijos: Alejandro Reyes Torres,*

*Jonathan Joel Reyes Durán,*

*Josué Adrián Reyes Durán,*

*A mis amigos.*

***Pensamiento:***

*Saber no es suficiente; tenemos que aplicarlo*

*Tener voluntad no es suficiente: tenemos que implementarla.*

*(Goethe)*

## **TABLA DE CONTENIDOS**

	<b>Pág.</b>
<b>SÍNTESIS</b>	
<b>INTRODUCCIÓN</b>	
<b>CAPÍTULO 1. MARCO TEÓRICO. ANTECEDENTES INVESTIGATIVOS</b>	
1.1. Introducción	5
1.2. Características de los materiales refractarios	5
1.3. Propiedades físicas del tantalio	6
1.3.1. Características de las aleaciones de tantalio	7
1.3.2. Efecto de la corrosión del tantalio en ácido sulfúrico	8
1.4. Ciclo térmico de la soldadura	9
1.4.1. Transferencia de calor y flujo de fluido en soldadura por fusión	11
1.4.2. Proceso de solidificación en la soldadura	12
1.4.3. Modificaciones estructurales de la zona fundida	13
1.4.4. Modelado de la solidificación en soldadura	14
1.4.5. Integridad estructural de las uniones soldadas	15
1.5. Proceso de soldadura del tantalio	17
1.5.1. Soldadura del tantalio por el método de gas y tungsteno	19
1.5.2. Soldadura de compuestos de tantalio	21
1.6. Fundamento de las tensiones y deformaciones	22
1.6.1. Tensiones en las uniones soldadas	24
1.6.2. Determinación de tensiones por difracción de rayos x	25
1.7. Simulación del modelo térmico en los procesos de soldadura	26
1.8. Conclusiones del capítulo 1	29
<b>CAPÍTULO 2. MATERIALES Y MÉTODOS</b>	
2.1. Introducción	30
2.2. Composición química de las aleaciones de tantalio	30
2.3. Plan experimental	30
2.4. Máquina de soldar empleada en la soldadura	31
2.4.1. Electrodo no consumible para la soldadura	32
2.4.2. Electrodo consumible para la soldadura	32

2.5. Preparación metalográfica	33
2.5.1. Observación microscópica y comportamiento microestructural	35
2.5.2. Ensayo de microdureza aplicado a las muestras	35
2.6. Cálculo del ciclo térmico	36
2.7. Método difractométrico	40
2.7.1. Evaluación de microdeformaciones	41
2.7.2. Ancho del pico de difracción	42
2.8. Cálculo de costo del proceso de soldadura	42
2.9. Simulación por el método de los elementos finitos	45
2.9.1. Mallado del modelo	45
2.9.2. Condiciones de frontera	46
2.10. Conclusiones del capítulo	48
<b>CAPÍTULO 3. ANÁLISIS DE LOS RESULTADOS</b>	
3.1. Introducción	49
3.2. Análisis del ciclo térmico de soldadura	49
3.2.1. Análisis del ciclo térmico de soldadura	49
3.2.2. Análisis de los cálculos numéricos	51
3.3. Análisis del comportamiento microestructural	53
3.3.1. Análisis microestructural de la zona fundida	54
3.3.2. Análisis microestructural zona afectada térmicamente	55
3.3.3. Análisis microestructural en la interfase del cordón	56
3.4. Comportamiento de las macro y microdeformaciones	57
3.4.1. Análisis de la distancia interplanar no tensionada	57
3.4.2. Determinación de la anchura a media altura	58
3.4.3. Análisis de los cálculos de costos de la soldadura	60
3.4.4. Análisis de la dureza	62
3.4.5. Procesamiento estadístico de los datos	62
3.5. Análisis de la simulación por el Método de los Elementos Finitos	64
3.5.1. Análisis del campo de temperaturas	65
3.5.2. Análisis de la conductividad térmica	66
3.6. Análisis económico	67

3.7. Impacto ambiental	68
3.8. Conclusiones del capítulo 3	70
<b>CONCLUSIONES GENERALES.</b>	
<b>RECOMENDACIONES.</b>	
<b>REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS</b>	

## **RESUMEN**

El objetivo del trabajo es determinar las propiedades metalúrgicas de la aleación de tantalio B 521 sometida a proceso de soldadura con gas y tungsteno. Se realizó una unión a tope en tubos de 32 milímetros de diámetro y de 1,3 milímetros de espesor, se empleó como electrodo no consumible, el de tungsteno al 2 % de torio (WT20), el aporte consumible fue un micro alambre de 2,5 milímetros de diámetro. Se estableció el ciclo térmico de soldadura a partir de una temperatura de fusión de 3 017 °C y una conductividad térmica de 57,5 W/m·K. Para la obtención del comportamiento microestructural de las zonas de la unión soldada, las muestras fueron encapsuladas con resina epoxi ROYAPOX 50-50, donde se establece que luego de la aplicación de temperatura, estas estructuras son consistentes en estructura columnar tosca y estructura dendrítica. Se determinó el comportamiento de las tensiones de 1er género a través de la difracción de DRX para los planos HKL. La simulación por el método de los elementos finitos (MEF) permitió analizar la evolución de la temperatura y la conductividad térmica generadas durante el proceso. Se realiza la valoración económica y el impacto ambiental de los procesos de soldadura de las aleaciones de tantalio.

## **ABSTRACT**

This paper has as objective to determine the properties metallurgy of the tantalum alloy B 521 subjected to welding process with gas and tungsten. He was carried out a union to end in tubes of 32 millimetres of diameter and of 1.3 millimetres of thickness, it was used as non consumable electrode, the one of tungsten to 2 % torio (WT20), the consumable contribution was a micro it wires of 2.5 millimetres of diameter. The thermal cycle of welding settled down starting from a temperature of coalition of 3 017 °C and a thermal conductivity of 57.5 W/m.K. For the obtaining of the behaviour microestructural of the areas of the welded union, the samples were encapsulated with resin epoxy ROYAPOX 50-50, where he settles down that after the application of temperature, these structures are consistent in rough columnar structure and it structures dendrites. The simulation for the method of the finite elements (MEF) it allowed to analyze the evolution of the temperature and the thermal conductivity generated during the process. He is carried out the economic valuation and the environmental impact of the processes of welding of the tantalum alloys.

## **INTRODUCCIÓN**

La actividad minero-metalúrgica constituye un renglón económico de gran envergadura para el desarrollo nacional. Cuba es uno de los países privilegiados en cuanto a lo que este tema respecta, aunque no tan desarrollada como otras industrias posee importantes minas, principalmente las de níquel, cobalto, cobre, entre otras. Una de las principales fábricas productoras de níquel de nuestro país la constituye la empresa “Comandante Pedro Soto Alba” Moa Nickel S.A del municipio de Moa, donde se obtiene el sulfuro de Ni + Co con una tecnología de lixiviación ácida a presión.

Las plantas industriales no pueden controlar su proceso de fabricación en algunos casos, por lo tanto, el obtener una calidad inmejorable en sus productos, se vuelve una tarea difícil, que día a día enfrentan los responsables de producción. La investigación \ desarrollo aplicados en planta puede resolver gran parte de este problema, siempre que exista coherencia en el planteamiento de los proyectos a realizar, esto es que los análisis se enfoquen a problemas específicos, no sin antes llevar a cabo estudios preliminares que permitan el conocimiento básico mínimo del proceso de fabricación y su comportamiento.

Los sistemas mecánicos están sometidos durante su funcionamiento a cargas variables con el tiempo. La aplicación continuada de estas cargas puede llevar a la aparición de pequeñas grietas en el material, generalmente en la superficie, que progresan a través de él y reducen la capacidad portante del componente y puede terminar en su fractura. Dicho fenómeno se conoce como fallo por fatiga y es el responsable de más del 50 % de los fallos en componentes de este tipo.

Una de las consideraciones importantes en el diseño de los componentes es la vida esperada a fatiga. El fenómeno de fatiga es conocido desde el siglo pasado y por su importancia se le ha dedicado una gran atención y esfuerzo investigador. Dicho esfuerzo ha ido encaminado tanto a conocer los mecanismos que rigen el propio fenómeno como al desarrollo de métodos de análisis para ayudar al ingeniero en el problema de diseño. La gran dificultad que presenta la predicción de la duración del proceso de crecimiento de una grieta por fatiga, debido a los numerosos parámetros que influyen en el proceso y dado que algunos de los cuales no son conocidos de forma precisa, hacen que el problema esté aún sin resolver.

Las propiedades del material y la carga son las principales incertidumbres que afectan al proceso de crecimiento de grietas en fatiga. La naturaleza aleatoria de las propiedades del material hace que la vida de crecimiento de grieta de distintos elementos de un mismo material y sometido a cargas idénticas, pueda dar valores significativamente diferentes.

En cuanto al agrietamiento de las soldaduras presumiblemente se deba a dos factores: tecnología de soldadura inapropiada y gases de purga inadecuados. La primera puede ser desde el afilado del tungsteno hasta la posición de la mano del soldador, pasando por los parámetros seleccionados en la máquina. La segunda, está asociada a las trazas de contaminantes existentes en la atmósfera de nuestro poblado, no es nada raro que el argón se mezcle con ellos.

**La situación problémica** de la investigación:

En los mantenimientos que se realizan a las líneas de tuberías que transportan fluidos en la empresa “Comandante Pedro Sotto Alba” y fundamentalmente en la planta de lixiviación, donde se encuentra instalada una línea de tubería para inyectar  $H_2SO_4$ , fabricada de la aleación de tantalio B 521, se ha detectado que en las uniones que se realizan en esta tubería, en el cordón se presenta defecto de agrietamiento, lo cual pudiera estar asociado a las temperaturas y bruscos enfriamientos producto del ciclo térmico, aunque se han realizado trabajos en esta línea (Domingo, 2012 y Cañete, 2016), las grietas detectadas ocasionan salideros y derrame del fluido y no permiten el caudal requerido, con afectaciones a la producción y al medio ambiente.

El **problema** de la investigación es:

Aún son insuficientes los estudios relacionados con el comportamiento microestructural, la dureza, las macro y microtensiones en los planos (110), (200) y (211) de la aleación de tantalio B 521, así como la distribución de temperaturas durante el ciclo térmico de soldadura de gas y tungsteno.

Se establece como **hipótesis**: a partir del ciclo térmico de soldadura donde se considere la intensidad de corriente, la velocidad de soldadura, la energía lineal del proceso, las tensiones de primer género y la distribución de temperatura, se obtendrán zonas metalúrgicas con estructuras libres de fisuración, que permita mitigar el efecto del agrietamiento en el cordón

soldado de la aleación de tantalio B 521 determinado a través de la simulación por el método de elementos finitos.

Como **objeto de la investigación:** aleación de tantalio B 521 unida por soldadura de gas y tungsteno.

**Campo de acción:** microestructura, microdureza, macro y microdeformaciones, así como el proceso de simulación por el MEF de la aleación de tantalio B 521 luego del proceso de soldadura de gas y tungsteno.

### **Objetivo**

Determinar el comportamiento microestructural, la dureza, las micro y macrodeformaciones de la aleación de tantalio B 521, así como la distribución de las temperaturas a través del método de los elementos finitos sometida a proceso de soldadura de gas y tungsteno.

### **Objetivos específicos**

1. Determinar el comportamiento metalúrgico, la dureza, la micro y macrodeformaciones en la soldadura de la aleación de tantalio B 521, así como el proceso de distribución de temperatura a través del método de los elementos finitos del ciclo térmico de soldadura.
2. Relacionar los parámetros afines con el ciclo térmico de soldadura que permitan la unión metalúrgica de la aleación de tantalio B 521, la determinación de la micro y macrodeformación de la red cristalina, así como la determinación de las isothermas para el proceso de simulación.
3. Analizar los resultados obtenidos del comportamiento microestructural, la dureza y las tensiones que se obtienen en la zona fundida y la zona de influencia térmica en la aleación de tantalio B 521 sometida a ciclo de soldadura por gas y tungsteno, así como del proceso de simulación por el MEF.

### **Tareas del trabajo**

1. Establecimiento del estado del arte relacionado con el objeto de estudio.
2. Planificación y realización experimental.
3. Análisis de resultados y obtención de las microestructuras, la microdureza, las tensiones y la distribución de temperaturas del proceso de soldadura de la aleación de tantalio.

4. Fundamentación de las inestabilidades metalúrgicas que surgen en las aleaciones de tantalio luego de ser sometida a ciclo térmico de soldadura GTAW.
5. Planteamiento de los efectos económicos, sociales y ambientales del proceso de soldadura.

# **Capítulo 1**

**Marco teórico. Antecedentes investigativos**

## **CAPÍTULO 1. MARCO TEÓRICO. ANTECEDENTES INVESTIGATIVOS**

### **1.1. Introducción**

Las aleaciones resistentes a las altas temperaturas regularmente se refieren a materiales que se les proporcionan resistencia a la fluencia, al medio ambiente agresivo y estabilidad en un rango de temperatura de 260 a 1 200 °C, los que son usados generalmente en presencia de gases de combustión en fuentes de calor, tales como motores de turbinas y reciprocantes, plantas de poder, hornos y equipos de control de polución. Es imperativo que esos materiales puedan retener sus propiedades bajo estas condiciones y que sus microestructuras permanezcan estables en tales circunstancias de operación.

El capítulo tiene como objetivo establecer las particularidades durante el proceso de soldadura de la aleación de tantalio B 521 y sus propiedades metalúrgicas.

### **1.2. Características de los materiales refractarios**

Los metales refractarios presentan altos puntos de fusión, densidad relativamente alta, así como la conductividad térmica. Estos están en un aumento importante, debido a su uso en la tecnología nuclear y espacial. Ellos son considerados en la categoría de difícil soldadura, tienen gran afinidad con el oxígeno y otros gases a temperaturas elevadas y por esa razón no pueden soldarse con cualquier proceso o donde el metal acalorado se expone a la atmósfera. Deben poseer menores cantidades de impurezas, pues son las causantes que sean quebradizos (Stelmakh *et al.*, 2013, Cañete, 2016).

De acuerdo con Greenberg *et al.*, (2012), Pupo (2012) y Cañete (2016) esas aleaciones presentan como características distintivas la transición dúctil quebradiza. La recristalización del metal durante la soldadura puede aumentar su temperatura de la transición. La contaminación durante el período de alta temperatura y las impurezas propician el aumento de la temperatura de transición para que el material se comporte de forma quebradiza. Si la contaminación ocurre para que la temperatura del proceso se incremente lo suficiente, habrá una soldadura sin características metalúrgicas deseables. Los gases de la contaminación pueden ocurrir a las temperaturas por debajo del punto de fundición del metal, estas van desde 371 hasta 538 °C.

Habashi (2001) y Bulloch *et al.*, (2009) coinciden en plantear que la utilización de los materiales refractarios está asociada a la existencia de altas temperaturas y la corrosión, por lo que los hace versátil en ese entorno. Algunas de estas aplicaciones son las líneas de vapor de las plantas térmicas que están sometidas, en la mayoría de los casos, a mecanismos de falla de termofluencia y fatiga térmica, muchas de estas a nivel mundial han concluido su tiempo de vida de diseño y sobreexplotación. La obtención de modelos de predicción de vida remanente permite predecir el grado de envejecimiento de esas aleaciones.

### **1.3. Propiedades físicas del tantalio**

El uso de tantalio en equipos para la industria de procesos químicos no es por sus propiedades físicas que son más bien promedio y comparables con las de los aceros inoxidable y aleaciones de aluminio, presenta una tensión de ruptura de 350 - 450 MPa y una dureza de 25 - 65 HRB. Las propiedades mecánicas pueden ser mejoradas al alearse con algunos elementos similares (el tantalio solo se alea con titanio, zirconio, molibdeno, niobio y wolframio.)

Plantean Stephenson y Roth (1971) y Cañete (2016), que el tantalio es un metal reactivo que forma fácilmente el óxido de tantalio (TaO), que lo recubre y pasiva totalmente. La gran resistencia a la corrosión del tantalio pasivado se debe a las características de ese óxido difícil de romper por medios químicos, que es de características vítreas.

Según Hebda (2001), su comportamiento frente a agentes químicos corrosivos y metales fundidos es similar al del vidrio. Es el material metálico con mayor resistencia a la corrosión, comparable a la del grafito y fluoropolímeros (teflón), pero tiene limitaciones de temperatura, la que no debe exceder de los 150 °C para preservar su resistencia a la corrosión. A alta temperatura (> 500 °C) reacciona con gases que deterioran sus propiedades, como en el proceso de soldadura.

Una de las inconveniencias del tantalio planteado por Rodil (2007), es que es atacado por el fluor gaseoso, fluoruro de hidrógeno gaseoso, el trióxido de azufre, el ácido sulfúrico fumante, el ácido fosfórico sobre 190 °C y álcalis concentrados calientes. En contacto con metales menos nobles, actúa como cátodo propiciando desprendimiento de gas hidrógeno, lo cual conduce a fallas por fragilización del tantalio. La presencia de hidrógeno disuelto en el metal deteriora marcadamente su conductividad eléctrica, por lo que esto puede ser usado para detectar posible fragilidad por hidrógeno.

De acuerdo con Climent y Castella (1997), dentro de las aleaciones refractarias, una de las empleadas en las industrias es el tantalio, el cual se caracteriza por presentar propiedades que lo hacen resistentes a esos medios. El tantalio es una aleación gris, de gran dureza y con un alto punto de fusión de 3 017 °C, superado solo por el tungsteno y el renio. Como carburo de tantalio se usa en un compósito con grafito, lo que da origen a un material de alta dureza y un alto punto de fusión de 3 738 °C

### 1.3.1. Características de las aleaciones de tantalio

Según Pupo (2012) y Cañete (2016), para mejorar las propiedades mecánicas del tantalio es aleado con otros elementos, ya que un bajo porcentaje de metal de aleación no perturba su propiedad de alta resistencia a la corrosión. Dentro de las aleaciones de gran importancia están las de 2,5 y 10 % de W. También es aleado con Cd (cadmio) y con hafnio Hf (aleaciones aeroespaciales T-111, T-222, hasta 811 °C). En la tabla 1.1 aparecen algunos tipos de aleación de tantalio.

Tabla 1.1. Aleaciones de tantalio. Fuente: Climent y Castella (1997)

Aleación	UNS	% Tantalio	% W	% Cd
Puro aglomerado	RO 5 400	100		
Puro fundido al vacío	RO 5 200	100		
2,5 W	RO 5 272	97,5	2,5	
10 W	RO 5 255	90	10	
40 Cd	RO 5 240	60		40

Según las especificaciones que establecen las normas ASTM, esta realiza una clasificación en correspondencia con la forma de fabricación, entre ellas se encuentran las del tipo B 364, especificación estándar para lingotes de tantalio y aleaciones de tantalio; la B 365, una especificación estándar para barras, alambre de tantalio y aleaciones de tantalio; la aleación B 521 que se refiere a la especificación estándar para tubos con y sin costura de tantalio y aleaciones de tantalio y otro tipo es la B 708, referida a planchas, láminas y flejes de tantalio y aleaciones de tantalio (Kim y Cha, 2005).

Las aplicaciones más usuales de acuerdo al criterio de Suguru (2004) son: en la industria de procesos químicos, en serpentines de refrigeración o calentamiento, calefactores de bayoneta, intercambiadores de calor, condensadores, válvulas, bombas de flujo, juntas de expansión, equipos para fabricación de vidrios, cubiertas para termocuplas, embudos. También se pueden encontrar en otras aplicaciones dentro de los hornos calefactores, en equipos para fabricación,

en matriz para extrusión, moldes para fundición, puntas para perforar, tazas, y en equipo para electroplateado.

Su mayor uso es en la industria electrónica para la fabricación de circuitos, capacitores, rectificadores, cargadores de batería, tubos electrónicos, también en el sector médico por sus propiedades antibacterianas, se construyen prótesis y equipo quirúrgicos, en la industria metal mecánica, su empleo está difundido en la elaboración de herramientas de corte, utilizado como carburo de tantalio de altísima dureza.

### **1.3.2. Efecto de la corrosión del tantalio en ácido sulfúrico**

Se han realizado estudios de corrosión del tantalio puro en ácido sulfúrico y soluciones de ácido clorhídrico, sin embargo la mayoría se han enfocado solamente en las medidas de proporción de corrosión por los medios gravimétricos y no han incluido consideraciones, datos de termodinámicas, comportamiento microestructural, morfología de corrosión o polarización.

Se ha enfatizado en las condiciones de prueba a temperaturas sobre el punto de ebullición de las soluciones ácidas. Para el caso, el Lupton *et al.*, (1981) expone el Nb a calentamiento a una concentración de 70 y 75 % de H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> (los puntos de ebullición de 165 y 185 °C respectivamente). Burns *et al.*, (1984) ha publicado las proporciones de corrosión para Nb caliente de 10 a 70 % de H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> y de 10 a 36 % de ácido clorhídrico (HCl), con varios aditivos de sal (a 15 % AlCl<sub>3</sub>, 10 % NaCl y 0,01 % FeCl<sub>3</sub>). Bishop (1963) ensayó varios metales incluyendo refractarios como el niobio en H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> y soluciones de HCl y anteriormente su punto de ebullición (notablemente a las temperaturas de 250 °C).

Robin y Rosa (2000) también determinaron las curvas de iso-corrosión para el Nb y Nb-Ta en soluciones de HCl, con concentraciones que van desde 5 a 20 % de HCl y el punto de ebullición de la solución, de 150 a 200 °C, el tiempo de la exposición estuvo de 3 y 14 días. MacLeary (1962) presentó las proporciones de corrosión para bajo Nb en una variedad de condiciones y ácido tipo/concentración, principalmente al punto de ebullición en el más bajo punto de la balanza de temperatura. Covino *et al.*, (1980) presentaron los resultados para la proporción de corrosión del Nb en HCl en campos de temperaturas de 35 a 100 °C y concentraciones de HCl de 1,5 y 10 N (equivalente a aproximadamente 4,8; 21,2 y 38,1 %).

Robin (1997) experimentó en aleaciones de Nb y Nb-Ta por encima de una amplia gama de concentraciones de ácidos sulfúricos (10 – 98 %), de un cuarto de temperatura a 175 °C y

diferentes momentos de exposición que varían de 1 a 19 días. Bulho y Joanni (1984), también, estudiaron el efecto de la temperatura de 40 °C en el Nb, en una solución de H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> al 96 % y proporciones de corrosión como las densidades actuales.

Asselin *et al.*, (2007), resumen que el Nb forma una película pasiva a una temperatura inferior a los 95 °C en concentrado de ácido sulfúrico y ácido clorhídrico y que en los experimentos realizados de pérdida de peso y la polarización con el empleo del potenciodinámico, demostró que el Nb, expuesto a concentración de HCl o las soluciones de H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>, probablemente se corroen a través de un proceso que involucra la oxidación de Nb a Nb<sub>2</sub>O<sub>5</sub> y la disolución química de ese óxido.

La corrosión de Nb en proporciones de 20 a 38 % de HCl de 75 a 95 °C aumentó con la concentración de HCl y la temperatura. En las soluciones de H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>, las proporciones de corrosión incrementaron de 20 a 40 % en estas concentraciones, pero disminuyó de 40 a 80 % en ambas temperaturas.

De acuerdo con lo expuesto anteriormente se puede establecer que el tantalio como material refractario es resistente al ácido sulfúrico cuando se expone a diferentes condiciones de corrosión, por lo que permite inferir que el agrietamiento en la línea de tubería fabricada de tantalio y que transporta H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> en la empresa “Comandante Pedro Sotto Alba” no está influenciado por las incidencias de ese fluido.

#### **1.4. Ciclo térmico de la soldadura**

La soldadura por arco eléctrico es un proceso en el cual una muy intensa fuente de calor en movimiento es aplicada sobre la superficie de trabajo. Resulta interesante predecir la forma de los gradientes de temperatura que genera en el metal base (MB) esa fuente de calor para entender fenómenos tales como el ancho y la profundidad de penetración, los cambios microestructurales que se producen en la zona afectada por calor del metal base, las tensiones residuales que se generan, así como la realización de predicciones sobre posibles problemas de fisuración de la junta, todos ellos en función de un determinado calor aportado o “*heat input*”.

Consideran Fernández-Columbié *et al.*, (2014) que el estudio de los ciclos térmicos en soldadura es un tema lo suficientemente complejo para que se evalúen distintos enfoques, por ejemplo:

- Utilizar ecuaciones térmicas que permitan establecer una distancia característica, compararla con mediciones in situ, obtener regresiones para analizar la coherencia de los valores, todo ello suponiendo una cantidad importante de simplificaciones.
- Desde el punto de vista de microestructura analizando las ecuaciones de difusión y transformaciones de fases que permitan determinar la distancia entre las isotermas, por supuesto, este último requiere del manejo de información distinta al previo.

Para modelar ciclos térmicos se utiliza el método de elementos finitos (MEF), ya que este proceso ocurre en tiempos muy cortos y con variación de temperaturas extremas, que van desde la fusión hasta aquellas que no afectan la estructura del metal base. La figura 1.1 representa esquemáticamente estas regiones. Como consecuencia, se originan velocidades de enfriamiento variables y muy rápidas dentro de cada zona.

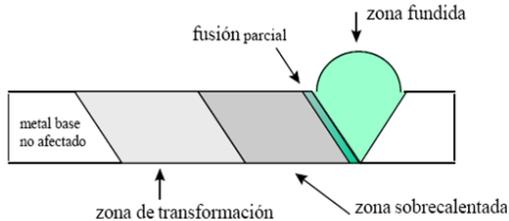


Figura 1.1. Zonas características de la unión soldada. Fuente: Cerjak (1998).

La distribución de temperatura y la velocidad de enfriamiento en cada zona del cordón y sus adyacencias están influenciadas por el aporte de energía, el diámetro del electrodo, la temperatura inicial o de precalentamiento ( $T_0$ ), la geometría de la junta, las características térmicas del material y las condiciones particulares de enfriamiento. La figura 1.2, muestra el efecto del calor aportado concentrado en el centro de un cordón de soldadura, representando las distintas isotermas que se generan, a diferentes distancias del arco.

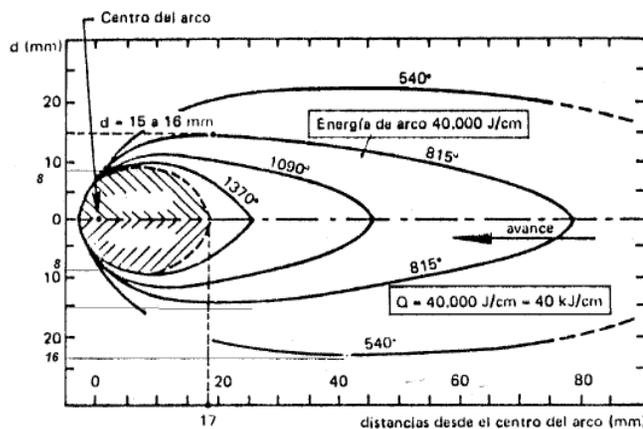


Figura 1.2. Distribución de las isotermas en un proceso de soldadura. Fuente: Cerjak (1998).

El punto cero representa el centro del cordón, hacia la izquierda tenemos isoterma de calentamiento y hacia la derecha de enfriamiento. Considerando que la temperatura de fusión del acero es de 1 539 °C y la correspondiente a la transformación austenítica es de 815 °C, entonces entre estas dos isotermas tenemos la región sobrecalentada y de 815 a 540 °C la región transformada.

Se puede observar que el ancho de las zonas de sobrecalentamiento y de transformación es inversamente proporcional a la velocidad de avance de la soldadura y esto es más pronunciado si se superan los 30 cm/min, como ocurre en soldadura automática, un efecto similar se lograría si se disminuye el diámetro del electrodo y con ello el amperaje (Cerjak, 1998).

#### **1.4.1. Transferencia de calor y flujo de fluido en soldadura por fusión**

Plantean DebRoy y David (1995) que durante la soldadura por fusión la interacción entre el metal base y la fuente de calor lleva a rápido calentamiento y fusión, y a una vigorosa circulación de metal fundido. En la pileta líquida la circulación de este metal fundido está controlada por agitación, por el gradiente de tensión superficial y por fuerzas electromagnéticas. La transferencia de calor y el flujo de fluido resultantes afectan la distribución de temperaturas en el metal base, la forma y tamaño de la pileta líquida, el proceso de solidificación, la velocidad de enfriamiento y las cinéticas de transformación en estado sólido en el metal de soldadura y en la zona afectada por el calor (HAZ).

La variación de la temperatura con el tiempo, a menudo denominada ciclo térmico, afecta a la evolución microestructural, las tensiones residuales y la magnitud de las distorsiones en la soldadura. Sobre la superficie de la pileta líquida la distribución de temperaturas influye en la pérdida de elementos de aleación por evaporación y en la absorción y desorción de hidrógeno y de otros gases como oxígeno y nitrógeno, por lo que la composición, la microestructura y propiedades resultantes del metal de soldadura se ven afectadas (García y Burgos 2003).

En el interior del metal de soldadura las inclusiones no metálicas crecen o se disuelven dependiendo de la temperatura local. La predicción y el control tanto de las temperaturas, como de las velocidades de circulación del fluido en la pileta líquida y de las velocidades de enfriamiento son esenciales para asegurar la calidad de la soldadura con la geometría de la zona de fusión deseada, la composición química y la microestructura, así como también bajas tensiones residuales y distorsiones (Suzuki, 2007).

Dado que la medición de las temperaturas superficiales, dentro de la pileta líquida o en las zonas que se mantienen en estado sólido es difícil, además de costoso y complejo, un recurso muy utilizado es el uso de métodos de modelado numérico que permitan aportar información de la transferencia de calor durante la soldadura por fusión. En toda soldadura solo una fracción de la energía disipada por la fuente de calor es realmente absorbida por el metal base. La eficiencia del arco es un parámetro importante para la medición de la eficiencia de la transferencia de calor durante los procesos de soldadura por arco eléctrico (Gaul *et al.*, 2011).

En la pileta líquida el calor es transportado por convección y conducción. Debido a la complejidad del fenómeno de flujo de calor convectivo usualmente los cálculos para transferencia de calor en soldadura se limitan a la aplicación de transferencia de calor por conducción. Sin embargo este tipo de cálculos representa una aproximación simple y útil al problema de transferencia de calor en soldadura por fusión (Gaul *et al.*, 2011).

A partir del proceso de transferencia de calor desde el arco de soldadura a la pieza y dentro de la misma pieza se determinan parámetros importantes como la temperatura máxima o pico, el tamaño, la forma de la pileta de soldadura, de la zona afectada por el calor y las velocidades de enfriamiento del metal de soldadura.

#### **1.4.2. Proceso de solidificación en la soldadura**

En soldadura a medida que la fuente de calor interactúa con el material la severidad del ciclo térmico experimental, el material varía de zona en zona, identificándose tres regiones principales en la soldadura: la zona fundida (ZF) o columnar (ZC), la zona afectada térmicamente (ZAT) y el metal base (MB) no afectado por la presencia de la fuente de calor. La ZF es la que experimenta la fusión y posterior solidificación.

De acuerdo con Wang *et al.*, (2008) la solidificación del metal de soldadura es influenciada por la composición química del sistema, por la geometría de la pileta líquida y por las condiciones térmicas bajo las que tiene lugar. Adicionalmente existen otros factores que afectan la solidificación como la presencia de impurezas en la pileta líquida, la existencia de una considerable turbulencia, un volumen de metal líquido pequeño respecto del metal base y la existencia de grandes gradientes de temperatura en el metal líquido. Además debido a que la fuente está en movimiento la solidificación es un proceso dinámico, que depende de la

velocidad de soldadura. Cuando se requiere precalentamiento los gradientes de temperatura se ven afectados.

En este sentido DebRoy y David (1995) plantean que las características de la solidificación en soldadura son únicas de este proceso tecnológico. Sin embargo, la mayoría del conocimiento sobre la solidificación de la pileta de soldadura proviene de la extrapolación del conocimiento de solidificación de fundiciones, lingotes y monocristales con menores gradientes térmicos y menores velocidades de crecimiento (Goncalves, 2006). También las teorías de solidificación rápida han sido extendidas a la solidificación de soldaduras a muy altas velocidades de enfriamiento (David y Vitek, 1989).

David *et al.*, (2003) afirma que durante los últimos 15 años se han producido avances significativos en la comprensión del proceso de solidificación en soldadura. La aplicación de herramientas computacionales termodinámicas y cinéticas ha mejorado el entendimiento del proceso de solidificación en aleaciones multicomponentes. A su vez, el avance de las técnicas de caracterización insitu ha permitido la caracterización de la formación de la fase y de los efectos del no-equilibrio en la solidificación. El uso del modelo de aleación monocristalina resultó en un nuevo enfoque del rol de la geometría de la pileta líquida y del proceso de selección de crecimiento de dendritas en el desarrollo de la microestructura de la soldadura.

#### **1.4.3. Modificaciones estructurales de la zona fundida**

Las modificaciones estructurales pueden agruparse en dos grupos (Rodríguez, 1983, Guliar, 1978; Doyle, 1988), las que afectan el grano del metal y a su arquitectura interna. El estudio de esa estructura determina la forma, el tamaño y la orientación de los granos en la zona fundida y también en el metal de base hasta una cierta distancia, las que intervienen en el cambio de estado físico-químico de los constituyentes del metal.

Esas modificaciones, para un acero de composición química dada, son función directa del ciclo térmico impuesto por la fusión que determina el poder de templado en la soldadura. El tamaño, la forma y la orientación del grano de solidificación, van a depender entonces de la temperatura a la que se ha llevado el metal, del tiempo que se hayan mantenido a dicha temperatura y de la velocidad de enfriamiento al atravesar las líneas de transformación.

En la soldadura de arco con gas y tungsteno (GTAW), se procede en general con depósitos sucesivos de metal fundido de volumen muy pequeño con solidificación casi instantánea,

como consecuencia de la estructura del metal fundido es más fina, alineada y acicular. Si la operación lleva varias pasadas, la influencia térmica de las mismas producirá un refinamiento de grano en las estructuras (Lippold, 2005).

Según el trabajo de Henderson *et al.*, (2004) el crecimiento de los granos en el metal base está ligado invariablemente al ciclo térmico de la soldadura, a la temperatura y a la velocidad de enfriamiento. En la soldadura por arco, la zona de crecimiento de los granos está más localizada y sus dimensiones pasan por un máximo, en una zona muy próxima a los bordes, lo que disminuye bruscamente en las capas próximas al bisel. Este aspecto de la curva se debe al normalizado que provoca en el metal base las sucesivas pasadas del depósito por arco.

Las transformaciones de estructura generalmente están ligadas a cambios en las propiedades del metal, debido al tratamiento térmico en esa zona. Según sea la potencia térmica aplicada en la zona fundida, así variará la zona de influencia térmica (ZIT) en el metal base, el cual será sometido a modificaciones alotrópicas lo que da origen a toda una serie de estructuras que pueden ir desde el semi temple del tipo bainítico hasta el hipertemple totalmente austenítico. Esas modificaciones variaran en dependencia de las diferentes regiones de la zona térmicamente afectada donde se encuentre (Barreiro, 1966 y Bakker, 1968).

#### **1.4.4. Modelado de la solidificación en soldadura**

Además de los modelos empleados en soldadura para calcular el flujo de calor y fluido, según David *et al.*, (2003), otras técnicas de modelado numérico están actualmente disponibles para describir la evolución de la fase sólida en soldadura. A partir de estos modelos computacionales termodinámicos para sistemas multicomponentes se puede predecir las fases primarias de solidificación, las fases que pueden formarse durante la solidificación debido a la redistribución de soluto y la estabilidad de estas durante el enfriamiento de la soldadura hasta temperatura ambiente.

A su vez, se pueden integrar con estos modelos termodinámicos y cinéticos basados en crecimiento controlado por difusión para proveer información sobre la evolución temporal de la microestructura (David *et al.*, 2003). Como se mencionó previamente, solidificación de no-equilibrio puede tener lugar en los procesos de soldadura a altas velocidades de enfriamiento y altas velocidades de crecimiento del frente. Avances recientes en modelos de función respuesta-interfase (Lippold y Kotecki, 2005) pueden ser utilizados para evaluar la selección

de fases durante la solidificación en aceros multicomponentes acoplándolos con modelos termodinámicos.

David *et al.*, (2003) expone que estos modelos pueden estimar el radio del extremo de la dendrita, la temperatura en el extremo y los coeficientes de partición como una función de la velocidad de la interfase para distintas fases y determinar así cual es la cinéticamente favorecida. El próximo paso en modelado de solidificación en soldadura que consiste en acoplar modelos computacionales termodinámicos, de crecimiento controlado por difusión, cristalográficos y autómatas-celulares (Rowe y Jeffeys, 2008) para definir los detalles de la morfología de la microestructura en función de la composición y los parámetros de proceso.

#### **1.4.5. Integridad estructural de las uniones soldadas**

Muchos de los cambios metalúrgicos, geométricos y superficiales, sucedidos en la soldadura, son producto de diversas causas entre ellas el aumento de la velocidad de depósito en la geometría del charco de soldadura, el efecto de la polaridad de la corriente, la extensión y diámetro del electrodo. Los factores anteriormente mencionados modifican la tasa de fusión, el tamaño de grano y la penetración de la soldadura por arco sumergido (Chandel *et al.*, 1997).

Otros estudios se han realizado alrededor de esta temática, la investigación de Flores (2002) presenta un método para el análisis de los procesos de fisuración de materiales dúctiles, argumentando que el micromecanismo de falla más común en aleaciones de elevada tenacidad es la coalescencia de microcavidades. Este autor emplea el modelo propuesto por Gurson, con el fin de reproducir el proceso de fisuración. Para ello incorpora el efecto de los esfuerzos hidrostáticos en la superficie de fluencia y advierte sobre la aparición de un componente dilatador para la deformación plástica.

Este modelo puede calibrarse de manera simple para simular situaciones complejas que se salen del ámbito de aplicabilidad de la Mecánica de la Fractura clásica; aunque es aplicable únicamente a situaciones en las que el micromecanismo de fractura es la coalescencia de microvacíos. Se reporta que los resultados numéricos tienen buena correspondencia con las mediciones experimentales.

Aparte del conocimiento teórico sobre los mecanismos de generación y propagación de defectos, es necesario establecer herramientas para lograr evaluarlos. En un trabajo de Lotsberg (2009) se proponen fundamentos para la determinación de factores de concentración

de esfuerzos, en soldaduras a tope, de estructuras de secciones tubulares, pilotes de cimentación, tuberías y estructuras de bóveda. Su trabajo consiste en la evaluación del espesor de la placa, en la zona de afectación térmica en el material y las tolerancias de fabricación, para aumentar la resistencia a fatiga en la zona de influencia térmica. En esta investigación la fatiga es producida por la flexión local cuando las placas son sometidas a carga en un plano.

Los trabajos realizados por Bao y Zhang (2010) establecen un método para el cálculo de los esfuerzos térmicos residuales en placas soldadas a filete longitudinalmente. En ellos se evalúan las tasas de crecimiento de grietas debido a la fatiga, utilizando los métodos de la Mecánica de la Fractura y la ley de superposición para la obtención del factor de intensidad de esfuerzos. Se estableció un conjunto de ecuaciones algebraicas lineales que representan la relación entre los esfuerzos residuales y el factor de intensidad de esfuerzos residuales. Ese método puede ser empleado para los casos en que el camino de crecimiento de la grieta es perpendicular a la soldadura y la influencia de los esfuerzos residuales longitudinales es más importante que los cambios en la microestructura del cordón soldado.

En Kanvinde *et al.*, (2008) se ha utilizado la Mecánica de la Fractura y la simulación micromecánica para evaluar la eficacia, en la predicción de la capacidad de deformación de las soldaduras de filetes estructurales con fisuras. La modelación de uniones soldadas también ha sido utilizada por distintos investigadores para analizar el comportamiento de las soldaduras en diversos escenarios, en el diseño de componentes estructurales soldados en navíos.

Los investigadores Traidia y Roger (2011) presentan el desarrollo de un modelo numérico utilizando el método de los elementos finitos para describir la transferencia de calor, flujo del charco de soldadura y los campos electromagnéticos presentes en el proceso Tungsten Inert Gas (TIG). El modelo involucra el cátodo, el arco de plasma y la fusión de ánodos juntos y se resuelve en un formalismo dependiente del tiempo, teniendo en cuenta las corrientes de Foucault. Para validar el modelo, se utiliza una cámara de rayos infrarrojos que registra la dinámica de la superficie del charco de soldadura. Un algoritmo de procesamiento de imágenes permite obtener la evolución temporal del ancho del charco de soldadura directamente desde la grabación de video. El modelo numérico desarrollado fue aplicado a la soldadura de acero inoxidable AISI 304.

Los resultados de la simulación mostraron que el efecto Marangoni juega un papel importante en la dinámica del charco de soldadura. A partir del modelo se explica la formación de

vórtices, considerando una superficie con coeficiente de tensión dependiente de la temperatura y la presencia de azufre. Estos vértices juegan un papel fundamental en la evolución temporal de las dimensiones del charco de soldadura. Para las condiciones de ese estudio se observa que la influencia de la tensión superficial disminuye en favor de las fuerzas de Lorentz. Una comparación entre los pulsos de corriente de soldadura muestra que las fuerzas son energéticamente equivalentes. La investigación concluye que para un determinado nivel de energía, es más conveniente el uso de corriente pulsante de soldadura para soldar chapas de mayor dimensión. Esas predicciones están de acuerdo con los resultados experimentales desarrollados en la investigación.

En Kamp *et al.*, (2004) se realizó un estudio computacional por el método de elementos finitos (MEF) donde se estudió la incidencia de la rugosidad en la propagación subcrítica de grietas. El modelo estima la tasa de propagación de grietas considerando las múltiples deflexiones de la punta de grieta, concluyendo que este fenómeno es significativo en los procesos de fatiga. El trabajo obtiene una buena correlación en los resultados obtenidos. Aunque se sugiere realizar estudios experimentales adicionales empleando topografía 3D para una mejor comparación cuantitativa.

En la investigación realizada por Chin-Hyung *et al.*, (2009) se estudió el efecto de la geometría de soldadura sobre la resistencia a la fatiga de juntas soldadas a filete, utilizando probetas de geometría cruciforme. Dicha geometría se varió intencionalmente y se encontró que la resistencia a la fatiga aumenta gradualmente con el aumento del ángulo de flanco de soldadura y radio de punta de soldadura. Se concluye además, que el espesor de garganta de soldadura posee poca influencia en la vida de fatiga.

### **1.5. Proceso de soldadura del tantalio**

El tantalio es un elemento de la familia de los metales refractarios, debe soldarse de tal manera que el aire no entre en contacto con el material soldado. Antes de proceder a la soldadura hay que realizar el proceso de limpieza en la superficie con reactivos químicos, luego con agua se eliminan todos los rastros de productos químicos. Después de que las partes se limpian deben protegerse de la oxidación y para ello se emplea una cámara de gas inerte o una de vacío (Leyens, 2003; Bose, 2007).

Mythili (2004) y Pupo (2012) plantean que el tantalio comercialmente puro es suave y dúctil y no tiene una transición dúctil quebradiza. Hay varias aleaciones de tantalio comercialmente disponible. Aunque el material es fácil de soldar, debe limpiarse bien y para obtener buenos resultados debe soldarse en cámara de gas inerte, por lo que se recomienda el proceso de soldadura GTAW. Algunos productos del tantalio se producen por la tecnología de la metalurgia de polvo, por lo que produce porosidad en la soldadura.

Plantea Tang (2000) que durante el proceso de soldadura del tantalio puede o no emplearse material de aporte, sí es recomendable para obtener resultados al soldar emplear corriente continua y polaridad invertida, la ignición del arco debe realizarse con alta frecuencia y utilizar fundamentalmente como gas inerte el helio para mantener la máxima penetración

Los autores Stephenson y Roth (1971) al analizar la soldadura de una aleación de óxido de tantalio concluyen que el mismo se puede soldar a otros metales, a pesar de que con algunos de ellos forma fases intermetálicas quebradizas, este defecto debe evitarse con el uso de diversas técnicas como la soldadura por resistencia, la TIG, por plasma, haz electrónico, pero siempre que se realice el proceso debe ser protegido con gas inerte del tipo argón o helio, de esta forma se evita la absorción de gases sobre los 300 °C, temperatura que los tornan quebradizo. De ser posible debe usarse una cámara con atmósfera de argón. También se puede soldar a sí mismo (TIG), pero nunca debe emplearse soplete de acetileno, lo cual destruye la estructura del tantalio.

Kammer *et al.*, (1972) realizan un estudio relacionado con la soldabilidad de diferentes aleaciones de tantalio, plantea que las aleaciones de tantalio pueden ser divididas en dos clases principales: (1) solución sólida simple fortalecida como las aleaciones Ta-5W-2,5Mo, Ta-10W-2,5Mo y Ta-8W-2Hf y (2) aleaciones complejas del tipo sólido-solución fortaleciendo y dispersa como la Ta-9,6 W-2,4 Hf-0,01 C y Ta-6,5W-3, 0Re-1, 0Hf-0, 3Zr-0,025Y. Estas propiedades están en correspondencia con la soldabilidad de las aleaciones anteriores.

Las evaluaciones preliminares de la soldabilidad de estas aleaciones mostraron que en la soldadura por fusión las aleaciones como la Ta-10W, Ta-8W-2Hf, se comportaban de manera dúctil, mientras que otras como las aleaciones Ta-5W-2,5Mo, Ta-1 0,2-5Mo, Ta-17W, luego de la soldadura por fusión se comportaron de manera quebradizas. El estudio se realizó con dos objetivos: para determinar las causas de la pobre ductilidad en la soldaduras de las aleaciones de tantalio y evaluar los métodos para mejorar la ductilidad de la soldadura y para

evaluar las propiedades mecánicas de soldaduras hechas con los procedimientos corregidos en tres aleaciones seleccionadas: Ta-5W-2,5Mo, Ta-10W-2,5Mo y Ta-17W.

Sobre la base de los resultados alcanzados por los autores Kammer *et al.*, (1972) concluyen que la mejor soldabilidad son las aleaciones de tantalio de solución sólida simple por las razones siguientes:

1. Se logra una unión dúctil en la soldadura por fusión en las aleaciones de tantalio como la Ta-5W-2,5Mo y Ta-10W-2,5Mo con tal de que el metal base sea de buena calidad y que posea bajo contenido intersticial (aproximadamente menos del 100 ppm total de O<sub>2</sub>, N<sub>2</sub> y H<sub>2</sub>) y el tamaño de grano medio.
2. El uso apropiado de los procedimientos con la máquina de soldar, incluye la entrada de energía moderada y atmósfera de pureza normal durante la soldadura.
3. Uso correcto de los procedimientos de post soldadura, incluso, una moderada temperatura de post soldadura con un tratamiento de calor (aproximadamente 815 °C para 1 h) y libre de polvo en la superficie de soldadura.

### 1.5.1. Soldadura del tantalio por el método de gas y tungsteno

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 1.3).

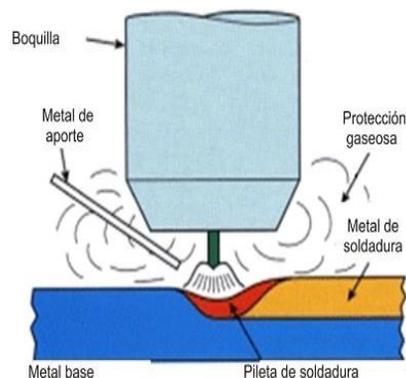


Figura 1.3. Soldadura en atmósfera inerte con electrodo de tungsteno. Fuente: Boyko y Garber (1991).

La protección al charco de soldadura se obtiene a partir de un gas o de una mezcla de gases. A ese proceso se le denomina, algunas veces, soldadura de tungsteno con gas inerte (TIG).

Plantean Mompean (1991); Bhaumik *et al.*, (2001) que en la soldadura del tantalio, cuando es calentado por encima de los 500 °C, tiende a oxidarse rápidamente. A elevadas temperaturas el material está propenso a disolver discretamente cantidades de ese óxido en solución. Por esa razón, la soldadura del tantalio requiere de una atmósfera protectora, como la 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.

Consideran Murray y Dunand (2003); Li *et al.*, (2005) que el tantalio como aleación refractaria presenta característica conocida como transición dúctil quebradiza. Esto se refiere a una temperatura donde el metal rompe de manera quebradiza en lugar de en una forma dúctil. La recristalización del metal durante la soldadura provoca la temperatura de la transición. La contaminación durante el período de alta temperatura y las impurezas son, entre otras causas las responsables de provocar la temperatura de transición para que el material sea quebradizo. La contaminación del gas puede ocurrir a las temperaturas debajo del punto de fundición del metal, las mismas van de 371 a 538 °C.

Según estudios realizados por Thomas *et al.*, (1988), Pupo (2012) y Cañete (2016) concluyen que al someter a proceso de temperatura el tantalio enciende en el aire para formar pentóxido de tántalo,  $Ta_2O_5$ , una sustancia blanca e infusible que se combina con los óxidos o hidróxidos metálicos para formar compuestos llamados tantalatos. El ácido tantálico,  $TaO_5 + H_2O$  es un precipitado gelatinoso que se produce añadiendo agua al pentacloruro de tántalo.

El pentóxido de tantalio,  $Ta_2O_5$ , es un compuesto microcristalino de color blanco y es el más importante que forma el tantalio. Existen al menos dos formas estructurales del  $Ta_2O_5$ , con una temperatura de transición sobre los 1360 °C (Stephenson y Roth, 1971). El pentóxido obtenido por debajo de dicha temperatura se simboliza por L- $Ta_2O_5$  o  $\beta - Ta_2O_5$  y si se sintetiza por encima de H- $Ta_2O_5$  o  $\alpha - Ta_2O_5$  (Landolt-Börnstein, 1984). La forma L se obtiene calentando tantalio metálico en presencia de oxígeno a temperaturas de 600 °C. Aunque a bajas temperaturas existe poca cristalinidad, esta aumenta a partir de los 1 350 °C y la estructura del óxido depende del tratamiento térmico aplicado (Wells, 1986).

La red cristalina del L- $Ta_2O_5$  está formada por cadenas construidas por grupos de octaedros y bipirámides pentagonales que comparten vértices opuestos, de manera que el metal presenta

un número de coordinación 6 y 7, respectivamente. Esas cadenas forman estructuras de tres dimensiones, pues se unen por compartición de vértices o por compartición de lados. Estudios han permitido caracterizar las posiciones de cada uno de los átomos de la celda unitaria del pentóxido de tantalio (Wagner, 1991 y Moore, 1987).

Plantea Roth *et al.*, (1970) que al calentar el tantalio en presencia de oxígeno el metal se oxida para formar diferentes compuestos. A partir de unos 250 °C se observa un cambio de coloración del metal siendo este primero de color gris, luego adquiere una tonalidad amarilla, luego azulada y finalmente un fino polvo de color blanco indicativo de la formación del pentóxido. Las diferentes tonalidades son debido a la variación en el grosor de la capa de óxido formado. Cuando el grosor de esa capa oxidada es del orden de la longitud de onda de la luz visible, por lo que existen interferencias y se observan las coloraciones.

### 1.5.2. Soldadura de compuestos de tantalio

Según estudios realizados por Thomas *et al.* (1988) concluyen que al someter a proceso de temperatura el tantalio, enciende en el aire para formar pentóxido de tántalo,  $Ta_2O_5$ , una sustancia blanca e infusible que se combina con los óxidos o hidróxidos metálicos para formar compuestos llamados tantalatos. El ácido tantálico,  $TaO_5 + H_2O$  es un precipitado gelatinoso que se produce añadiendo agua al pentacloruro de tántalo. En la figura 1.4 se muestra el diagrama de equilibrio del sistema Ta-O muestra una sola fase estable termodinámicamente.

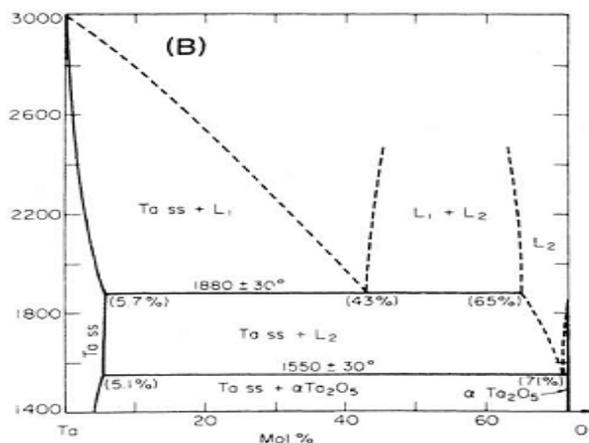


Figura 1.4. Diagramas de equilibrio del sistema Ta-O. (A) Solubilidad térmica de O en Ta. (B) Sistema Ta -  $Ta_2O_5$ . Fuente: Thomas *et al.* (1988).

El pentóxido de tantalio ( $Ta_2O_5$ ) es un compuesto microcristalino de color blanco y es el más importante que forma el tantalio. Existen al menos dos formas estructurales del  $Ta_2O_5$ , con una

temperatura de transición sobre los 1 360 °C (Stephenson y Roth, 1971). El pentóxido obtenido por debajo de dicha temperatura se simboliza por L-Ta<sub>2</sub>O<sub>5</sub> o β - Ta<sub>2</sub>O<sub>5</sub> y si se sintetiza por encima H-Ta<sub>2</sub>O<sub>5</sub> o α-Ta<sub>2</sub>O<sub>5</sub> (Landolt-Börnstein, 1984).

La forma L se obtiene calentando tantalio metálico en presencia de oxígeno a temperaturas de 600 °C. Aunque a bajas temperaturas existe poca cristalinidad, ésta aumenta a partir de los 1 350 °C y la estructura del óxido depende del tratamiento térmico aplicado (Wells, 1986).

La red cristalina del L-Ta<sub>2</sub>O<sub>5</sub> está formada por cadenas construidas por grupos de octaedros y bipirámides pentagonales que comparten vértices opuestos, de manera que el metal presenta un número de coordinación 6 y 7 respectivamente. Estas cadenas forman estructuras de tres dimensiones, pues se unen por compartición de vértices o por compartición de lados. Estudios han permitido caracterizar las posiciones de cada uno de los átomos de la celda unitaria del pentóxido de tantalio (Wagner, 1991 y Moore, 1987).

Plantea Roth *et al.* (1970) que al calentar el tantalio en presencia de oxígeno, el metal se oxida para formar diferentes compuestos. A partir de unos 250 °C se observa un cambio de coloración del metal siendo éste primero de color gris, después adquiere un color amarillo, luego azulado y finalmente un fino polvo de color blanco indicativo de la formación del pentóxido. La diferente tonalidad es debida a la variación en el grosor de la capa de óxido formado. Cuando el grosor de esta capa oxidada es del orden de la longitud de onda de la luz visible existen interferencias y se observan las coloraciones.

## **1.6. Fundamento de las tensiones y deformaciones**

Se denominan esfuerzos residuales o internos al estado de esfuerzos existentes en el volumen de un material en ausencia de una carga externa, incluyendo la gravedad, u otra fuente de esfuerzos, tal como un gradiente térmico (Masubuchi, 1980). Se distinguen tres clases de esfuerzos residuales de acuerdo con la distancia o rango sobre el cual pueden ser observados (James y Buck, 1980). La primera clase de esfuerzos residuales, denominados macroscópicos, son de naturaleza de largo alcance y se extienden sobre varios granos del material. La segunda clase de esfuerzos residuales son denominados micro esfuerzos estructurales, abarcan la distancia de un grano o parte de él y pueden presentarse entre fases diferentes y tener características físicas distintas. La tercera clase de esfuerzos residuales se presenta sobre varias distancias interatómicas dentro de un grano.

Los esfuerzos residuales son siempre consecuencia de deformaciones elásticas o plásticas o ambas a la vez, no homogéneas sobre una escala macroscópica o microscópica (Macherauch y Kloos, 1986). Las tensiones residuales en los materiales son causadas por la deformación de partes de la estructura cristalina interna del propio material. Para restaurar el retículo interno es necesaria la introducción de energía a la pieza (Korotsiche, 1989). La clasificación más aceptada de las tensiones residuales es dada por Davidenkov (1946), en la cual existen tres géneros de tensiones que se diferencian entre sí por el volumen donde se equilibran.

1. Tensiones de primer género (macroscópicas, zonales o tecnológicas): se equilibran en el volumen de todo el cuerpo. Estas tensiones están orientadas en correspondencia con la forma del artículo. En presencia de ellas, la separación de cualquier parte de la pieza conduce a la ruptura del equilibrio entre el resto de las partes, lo que en muchos casos provoca deformaciones (alabeos y distorsiones), además pueden ser perjudiciales las de tracción o beneficiosas generalmente las de compresión (Lajtin, 1985 y Pero-Sanz, 2000).
2. Tensiones de segundo género (microscópicas o cristalíticas): se equilibran en el volumen de algunos cristales o bloques. Estas tensiones pueden o no estar orientadas en dirección al esfuerzo que produjo la deformación plástica, llamadas también microtensiones (Lajtin, 1985, Alfonso y Martín, 2000 y Pero-Sanz, 2000).
3. Tensiones de tercer género (deformaciones estáticas de la red cristalina): se equilibran en los límites de pequeños grupos de cristalitas. En los materiales deformados ellas se equilibran en los grupos de átomos que se encuentran cercanos a la frontera de los granos y a los planos de deslizamiento. Las deformaciones pueden estar relacionadas con la presencia de dislocaciones.

El desplazamiento de los átomos de las posiciones ideales puede surgir también en los cristales de las soluciones sólidas debido a la diferencia entre las dimensiones de los átomos y a la interrelación química entre los átomos del mismo género y de géneros diferentes que componen la solución, son llamadas también submicroscópicas (Lajtin, 1985; Pero-Sanz, 2000; Alfonso y Martín, 2000).

Alfonso (1995) y Martín (2002), consideran que el control de las tensiones de primer género tiene una gran importancia práctica, ya que permite elevar considerablemente la seguridad de las instalaciones, máquinas y mecanismos durante su explotación. Barret (1957); Cullity (1967); Han *et al.* (2002) y Buttle *et al.* (2004), consideran que la magnitud de la deformación

plástica depende de la restricción a que es sometido el material deformado plásticamente por el material que lo rodea y que permanece en estado elástico, el nivel de tensión del material que no ha sido deformado plásticamente, lo caracterizan las tensiones residuales de primer género. La magnitud de las tensiones residuales, después de la deformación plástica, será un indicador del estado tensional de la pieza durante la primera etapa de la destrucción, denominada período de iniciación de la grieta (Key to steel, 2002).

### **1.6.1. Tensiones en las uniones soldadas**

En las uniones soldadas se pueden encontrar seis tipos de tensiones residuales, fundamentalmente se encuentran las tensiones transversales y longitudinales (o también llamadas de alargamientos), a lo largo del cordón o en toda su longitud. En las secciones transversales al cordón y las tensiones longitudinales y transversales en espesor, en dependencia de la potencia térmica de la fuente empleada, la velocidad de soldadura, el espesor, el carácter de fijación de la pieza, la distribución de tensiones puede ser distinta (Bonifaz, 2000).

Las tensiones térmicas que se originan en los procesos de soldadura (Barreda *et al.*, 2004) pueden ser de tracción y de compresión. Las altas tensiones residuales a tracción son conocidas por promover fractura y fatiga, mientras que las tensiones residuales a compresión pueden inducir a indeseables y a menudo imprevisibles pandeos globales o locales durante o después de la soldadura.

Esta adversidad afecta la fabricación, el ensamblaje y la vida de servicio de las estructuras (Parlane, 1980). Por lo tanto, la predicción y control de las tensiones residuales y la deformación a partir del proceso de soldadura es extremadamente importante. Hoy en día numerosos investigadores dedicados al tema, hacen gran uso de la modelación por Elementos Finitos con el fin de predecir y determinar con gran exactitud los desplazamientos, las deformaciones y los valores de las tensiones residuales (Masubuchi, 1980; Goldak, Moashi, 1999; García y Burgos, 2002, 2003; Micharelis, 2004).

En el caso específico de procesos de soldadura, los esfuerzos residuales son consecuencia de la interacción de los siguientes procesos separados (Zinn y Scholtes, 2002): a) expansión impedida y contracción resultante de una distribución de temperatura no homogénea, b) efectos de enfriamiento rápido (temple) y c) transformaciones de fase. Consecuentemente, el

tipo y cantidad de esfuerzos residuales en la pila de soldadura y zona afectada térmicamente dependen de la temperatura de transformación determinada por el diagrama tiempo-temperatura-transformación del material y la velocidad de enfriamiento.

### 1.6.2. Determinación de tensiones por difracción de rayos x

Método de medición de tensiones residuales ampliamente utilizado es la difracción de rayos X (figura 1.5). Esta técnica está basada en el principio de que cuando un material es irradiado por rayos x monocromáticos, para un cristal perfectamente alineado, no igual los átomos son empaquetados regularmente y una distancia entre los planos cristalográficos y definida por las características físicas del material, la tensión medida en el retículo cristalino y las tensiones residuales asociadas son determinadas a partir de constantes elásticas asumiendo una distorsión lineal del retículo cristalino. La medida de las tensiones residuales por el método de rayos x se realiza a partir de la contribución de varios granos del cristal y esta medida depende fundamentalmente de la geometría de fase que hará incidir una muestra bien como del tamaño de grano de la muestra (Fitzpatrick y Fry, 2005).

De acuerdo con la ley de Bragg (Fitzpatrick y Lodini, 2003) la profundidad de penetración de las ondas de compresión  $\lambda$  en la subsuperficie del material de la muestra depende del ánodo usado, del tipo de material analizado y del ángulo de incidencia de la cara de la muestra y esta medida es siempre próxima a la superficie da la muestra.

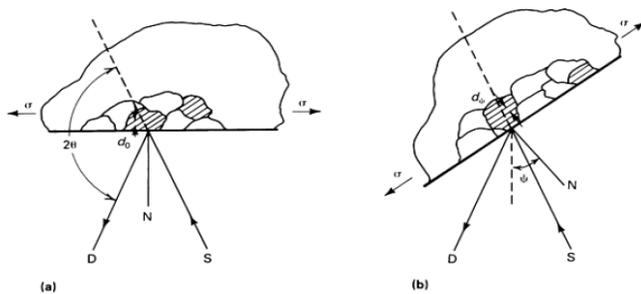


Figura 1.5. Principios de radiografía de la difracción de rayos x. Fuente: Cullity (1967).

De esta forma, la posición de los picos de difracción depende directamente de la distancia interplanar de los planos que se encuentren paralelos al plano de difracción. Como cada material tiene una estructura cristalográfica diferente, un patrón de difracción de rayos x es único y característico, permite por tanto identificar qué fases forman la muestra a estudiar. En el caso de este trabajo, esta técnica ha sido fundamental tanto para la caracterización cristalina

de la muestra como para la identificación de los procesos que se producen en la misma bajo tratamiento térmico de soldadura.

Cullity (1967); Prevey (2000); Sakai y Tamura (2000), reconocen que las macro tensiones son homogéneas a escala macroscópica al menos en una dimensión. Las micro tensiones pueden existir incluso en ausencia de macro tensiones, son no homogéneas a escala microscópica, pero aleatoriamente distribuidas a escala macroscópica, las micro tensiones son causadas por macro tensiones debido a incompatibilidad elástica entre microdominios (granos cristalinos) y a deformaciones plásticas diferentes entre distintos microdominios, otras causas son: precipitados de fases cristalinas, recristalización de microdominios amorfos, inclusión de impurezas, implantación iónica, absorción de gases y corrosión. Cuando una capa está tensionada, los parámetros de red de la estructura cristalina están distorsionados respecto a los de la estructura libre de tensiones, en el caso más general, tensión y deformación son magnitudes tensoriales de segundo orden.

### **1.7. Simulación del modelo térmico en los procesos de soldadura**

En las construcciones metálicas obtenidas mediante la aplicación de soldadura, está presente la posibilidad en mayor o menor grado de la pérdida de la forma geométrica de la estructura, la no coincidencia de bordes, desplazamientos apreciables, debido al calentamiento no uniforme que se manifiesta durante la realización de la junta en el cordón y zonas próximas al mismo (Maxunawa, 1992), al emplear una fuente de calor móvil fuertemente concentrada, como puede ser un arco eléctrico, ocurren procesos físico-químicos, estructurales y deformaciones térmicas de diversa índole que producen tensiones residuales, particularmente en el cordón y en la zona afectada térmicamente (ZAT) (Christensen, 1965).

La evolución temporal del campo de temperaturas de los componentes soldados tiene una influencia importante sobre las tensiones residuales, la distorsión y, por tanto, la resistencia a fatiga de la estructura soldada. Se utilizan soluciones clásicas para el cálculo del campo de temperaturas como es la ecuación de Rosenthal la cual realiza una integración semi-infinita con origen de calor un punto, una línea o una superficie (Rosenthal, 1941). Dichas soluciones pueden ser usadas para predecir el campo de temperaturas a una distancia alejada de la fuente de calor, pero no pueden predecir la temperatura cerca de la fuente de calor.

Más tarde Eager *et al.*, (1983) modifican la teoría de Rosenthal para incluir la distribución Gaussiana en dos dimensiones, distribuyendo una fuente de calor constante sobre una superficie y conseguir una solución analítica para el campo de temperaturas. Su solución mejora la predicción del campo de temperaturas en las zonas del cordón donde la fuente de calor es pequeña.

Mazur (2001) presenta una metodología de predicción de las dimensiones de las zonas que ocupan distintos tamaños de grano de la ZAC, en un cordón de soldadura aplicado al acero de baja aleación por el proceso SMAW. Las bases para el desarrollo del algoritmo fueron las ecuaciones clásicas de transferencia de calor para determinar los ciclos térmicos de soldeo, metalurgia básica, incluyendo diagramas de fases y cinética de crecimiento de granos y relaciones empíricas para describir la correlación de las variables de soldeo y las dimensiones del cordón de soldadura.

Burgos y García (2003), se basaron en los parámetros tecnológicos del proceso SMAW, aplicando una modelización mediante MEF. Los campos de temperaturas provocados por la soldadura consistieron en las propiedades de juntas de acero AISI 1020, en condiciones de fuerte embridamiento. Se tomó en consideración la transferencia de calor en estado cuasiestacionario, así como la variación de las propiedades del material en función de la temperatura. Se efectuó una comparación de resultados logrados entre métodos analíticos y con aplicación de MEF en casos similares.

Más tarde, García y Sola (2007) realizaron un trabajo que indica los pasos a tener en cuenta a través de un procedimiento diseñado para aplicar la simulación de la soldadura mediante MEF. Los campos térmicos provocados por la soldadura se apoyaron en las propiedades de juntas de acero A-36, en condiciones de fuerte embridamiento o rigidez, tanto en uniones a tope como en uniones en T. Se tienen en consideración aspectos de la transferencia de calor en estado cuasiestacionario, así como la variación, no lineal, de las propiedades del material en función de la temperatura.

Se indican en los resultados los desplazamientos, deformaciones y tensiones residuales obtenidas en la simulación. Como conclusiones del trabajo de investigación realizado, se indica que han desarrollado a partir de las curvas de tiempo y de temperatura una modelización de los campos térmicos ajustados a parámetros reales de proceso SMAW, lográndose relacionar los mismos con los desplazamientos para obtener tensiones residuales

en juntas a tope y en T, de acero ASTM A-36, de 12 mm de espesor, sometidas a alto embridamiento.

En relación con la determinación del comportamiento de la distribución de calor en la unión soldada de la aleación de tantalio, el empleo de los métodos de los elementos finitos (MEF), permitirá establecer la distribución de calor durante el proceso de soldadura con gas y tungsteno.

## **1.8. Conclusiones del capítulo**

- Dentro de los materiales refractarios empleados en la industria, el tantalio está considerado de excelentes propiedades y su alto punto de fusión (3 017 °C), no obstante presenta características quebradizas al ser sometido a proceso de soldadura.
- Las tensiones residuales de primer y segundo género, caracterizan el nivel de tensionamiento de estructuras deformadas y su determinación se puede realizar a partir de la difracción por rayos x.
- Los campos térmicos generados por el efecto del calor aportado en el centro de un cordón de soldadura y considerado a través de las distintas isoterma puede ser determinado a través de los métodos de los elementos finitos (MEF).

# **Capítulo 2**

## **Materiales y Métodos**

## CAPÍTULO 2: MATERIALES Y MÉTODOS

### 2.1. Introducción

El Tantalio tiene propiedades únicas que lo hacen imprescindible para ciertas aplicaciones, lo que justifica su alto costo. Ofrece aproximadamente la misma resistencia a la corrosión a la mayoría de los ácidos y cáusticos que el vidrio. Asimismo, su densidad y estabilidad nuclear lo convierten en un material valioso para recipientes de elementos radioactivos. Se puede soldar a otros metales (con algunas forma fases intermetálicas quebradizas y deben evitarse) con el uso de diversas técnicas (por resistencia, TIG, plasma, haz electrónico), pero debe ser protegido con gas inerte (argón o helio) para evitar la absorción de gas por encima de 300 °C que lo torna quebradizo. De ser posible utilizar una cámara con atmósfera de argón. También se puede soldar a sí mismo (TIG autógena).

El capítulo tiene como objetivo establecer el procedimiento metodológico para determinar el comportamiento estructural luego de aplicado el ciclo térmico de soldadura en la aleación de tantalio B 521, sometido a proceso de corrosión y agrietamiento en el cordón de soldadura.

### 2.2. Composición química de las aleaciones de tantalio

La composición química estándar de la aleación B 521 (especificación estándar para tubos de tantalio) y la aleación B 708 (especificación estándar para planchas de tantalio), según *Alloy Casting Institute* (ACI), muestra la designación adoptada por la AISI y SAE, de la *American Society for testing Materials* – ASTM y la SAE, se refleja en la tabla 2.1.

Tabla 2.1. Composición química de la aleación de tantalio B 521, en %

Grado	Fe	Si	Nb	W	Ti	O	Cr	H	N	Ta
B 521	0,003	0,003	0,028	0,004	0,002	0,010	0,0005	0,001	0,002	Balance

Según la composición química representada en la tabla 2.1, la aleación se caracteriza por ser tantalio de alta pureza, que la convierte en un material dúctil y presentar un comportamiento mecánico muy sensible a la temperatura y a la tensión. En condiciones de trabajo a las que están expuestas, el ácido sulfúrico (H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>) a un 98 %, le permite elevada resistencia al medio corrosivo.

### 2.3. Plan experimental

Para el desarrollo del plan experimental se prepararon tres probetas de aleaciones de tantalio. La figura 2.1 se corresponde con la vista lateral de la unión de ambos tubos para ejecutar la

unión soldada, el diámetro del mismo es de 32 mm X 1,5 mm de espesor (tipo R 05200 ASTM B 521).

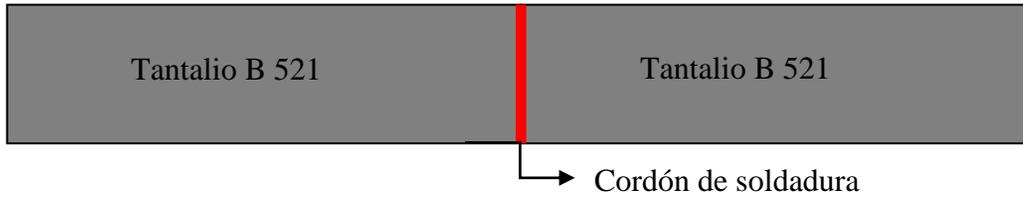


Figura 2.1. Preparación de las uniones para la soldadura.

La unión se realizó a tope sin preparación de los bordes, con electrodo desnudo y proceso de gas y tungsteno (GTAW), durante el proceso de soldadura no se empleó cámara de rastreo. En la tabla 2.2 se muestran los parámetros empleados para establecer el ciclo térmico de soldadura.

Tabla 2.2. Parámetros para la soldadura de las probetas

Diámetro del electrodo (mm)	2,5
Longitud del arco (mm)	2
Temperatura de fusión (°C)	3 017
Temperatura de ignición (°C)	34
Rendimiento (%)	0,90
Conductividad térmica (W/m·K)	57,5

La unión se preparó con longitud de tubo de 150 mm, se realizó un punteado de cuatro puntos de la unión tubo, para de esa forma evitar alabeo y distorsiones, se sometió al proceso de soldeo con electrodo desnudo. La preparación de las muestras para la soldadura se efectuó según la Norma ASTM E-92. Las muestras se cortaron en una fresadora para determinar las variaciones en la ZF, la ZIT y la interface del cordón.

#### 2.4. Máquina de soldar empleada en la soldadura

La soldadura manual con electrodo revestido se puede hacer tanto con corriente alterna (CA) como con corriente directa (CD) y esta última se puede aplicar con el electrodo negativo. El tipo de corriente está condicionado con el tipo de máquina que la genera. La máquina de soldar empleada fue un inversor tipo Miller, el cual presenta un bobinado monofásico, sin embargo, es desventaja, al igual que los controles de estado sólido, que requiere un alto nivel de preparación para darle mantenimiento y reparar la fuente.

Los rangos de amperaje para las que son diseñadas es de hasta 315 ampere, la cual limita los tipos de materiales en los que se pueden utilizar, el arco que produce es muy estable y alcanza

un rendimiento de 85 a 90 %. La ventaja fundamental de este tipo de máquina es el ahorro del consumo energético. Entre las ventajas están el tamaño reducido de los componentes, su empleo en muchos procesos, posee una elevada eficiencia y permite un arco con excelentes características y un tiempo rápido de respuesta.

#### **2.4.1. Electrodo no consumible para la soldadura**

El Ta puede ser soldado a otros metales usando diversas técnicas: por resistencia TIG, plasma y haz electrónico, pero debe ser protegido con gas inerte como argón o helio para evitar que los metales absorban gases sobre los 300 °C, que los tornan quebradizos. De ser posible es conveniente emplear una cámara con atmósfera de argón, también se pueden soldar a sí mismos con TIG o autógena y nunca debe usarse soplete de acetileno, pues destruye los materiales. La norma A.W.S. establece que para soldar la aleación de tantalio se emplee electrodo de tungsteno. En la tabla 2.3 se muestra el electrodo no consumible.

Tabla 2.3. Tipo de electrodo no consumible, en %

Aleación	AWS	ISO	Cantidad de óxido
2 % torio	A5.16-90	WT20	1,7 - 2,2 % ThO <sub>2</sub>

Electrodo de tungsteno al 2 % de torio (WT20) se utiliza para la soldadura TIG con corriente continua. Para oxidación, ácidos y aceros resistentes al calor, cobre, tantalio y titanio. En la tabla 2.4 se muestra la composición química del electrodo.

Tabla 2.4. Composición química del electrodo, en %

C	O	H	N	Fe	Ti
0,03 máx	0,08 - 0,16	0,008	0,015	0,12	Balance

Se seleccionó el electrodo de tungsteno de torio por ser un material refractario con alto punto de fusión (2 204 °C), aunque ellos oxidan a muchas más bajas temperaturas. La oxidación acelerada en el aire ocurre a 190 °C para el tungsteno, 395 °C para el molibdeno y 425 °C para el tantalio y columbium. Por consiguiente, deben aplicarse los revestimientos protectores a esos metales, si van a ser usados a temperaturas superiores.

#### **2.4.2. Electrodo consumible para la soldadura**

La soldadura GTAW se puede realizar con y sin material de aporte, en el caso de la soldadura de la línea de ácido sulfúrico la unión soldada se realizó con material de aporte del tipo microalambre de 2,5 mm de diámetro x 4 990 mm de longitud, según denominación de la

ASTM B 368 R 05 - 200. En la tabla 2.5 se muestra la composición química estándar del material de aporte.

Tabla 2.5. Composición química del metal de aporte, en %

Nb	W	Fe	Ti	Mn	O	H	Cr
0,028	0,0044	0,003	0,0005	0,0048	0,0105	0,0014	0,0005
Mo	Ni	Si	N	C	Cu	Zr	Ta
0,0048	0,0015	0,003	0,0024	0,0041	< 0,0005	0,001	Resto

Por su dureza, resistencia al calor y tenacidad se recomienda esa aleación para revestimientos en partes de máquinas y herramientas expuestas a abrasión, presión e impacto, en piezas como punzones, mordazas, válvulas, compuertas, dados, cuchillas, pistones de prensa de extrusión, matrices troqueladas de corte, dados de extrusión. Se aconseja también para aplicaciones de trabajo en caliente. Presenta una dureza al depósito de 58 - 60 HRC, con una resistencia a la temperatura de hasta 500 °C.

## 2.5. Preparación metalográfica

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 del metal. Las operaciones se resumen en el siguiente orden, según la norma NC 10 - 56:86 y ASTM E 3 - 95.

1. Selección de la muestra.
2. Toma o corte de la muestra.
3. Montaje y preparación de la muestra.
4. Ataque de la muestra.
5. Análisis microscópico.
6. Obtención de microfotografías.

La localización de la parte objeto de estudio se realizó de modo que la misma representaba el sitio de la falla de la pieza, lo que incluía el límite entre una soldadura y el metal base (figura 2.2). Se seleccionó partes de las tuberías de la aleación retirada de servicio. El tamaño adecuado de la probeta permitió sostenerla con la mano durante su preparación y en función del área de trabajo del microscopio a utilizar.



Figura 2.2. Área de selección de las muestras en la línea de ácido  $H_2SO_4$  agrietada.

Se seleccionó muestras de las tuberías, en la misma ZF y ZAT de la soldadura, fundamentalmente en el área donde existe el defecto.

Las operaciones de corte para la toma de las probetas, se realizaron en un torno C 11 MT, ubicado en el laboratorio de Máquinas Herramientas del ISMMM, se garantizó abundante refrigeración por ser el tantalio un material refractario y garantizar en lo posible, la eliminación de las rebabas que quedan después del corte y lograrse la calidad de la preparación metalográfica. Se cortaron tres muestras de la unión soldada con longitud de 15 x 15 con espesor de 1,5 mm y luego se encapsularon con resina epoxi del tipo ROYAPOX – 5050.

Como las muestras son de pequeño espesor dificultó el difícil manejo en las operaciones de desbaste y pulido, se montaron en resina epoxi ROYAPOX. Las que se colocaron en un molde plástico y posteriormente se les añadió la resina hasta cubrir totalmente el volumen entre la muestra y el molde. Fueron preparadas con esa técnica las seleccionadas de la unión soldada. En la figura 2.3 se muestra el encapsulado de las muestras.



Figura 2.3. Montaje de la muestra en resina epoxi ROYAPOX 5050.

Las propiedades más comunes de la resina epoxi ROYAPOX – 5050, es una resina epoxi, que se presenta en forma de dos componentes y una vez polimerizada a temperatura ambiente forma una masa incolora, dura y algo flexible. Presenta excelentes cualidades de resistencia a la humedad, propiedades mecánicas y dieléctricas. La resina ROYAPOX 5050 conserva sus características a temperaturas comprendidas entre 30 y 125 °C.

El desbaste de las muestras se ejecutó después del corte, se montó la probeta y se realizó en una desbastadora de cinta rotativa sobre papeles abrasivos de diferentes grados, colocados sobre discos giratorios. Se giró al pasar de un abrasivo a otro para borrar por completo las huellas del abrasivo anterior, utilizando las series: 150, 220, 280, 320, 400, 500 y 600, luego se lavaron las probetas con agua abundante. Las características de la máquina son las siguientes:

Voltaje: 250 V

Corriente: 2,5 Amp

Número de revoluciones: 300–1 000 rev/min

Potencia del motor: 3,7 kW

El pulido se usó para eliminar las rayas finas producidas en la última operación de desbaste hasta que se consiguió una superficie sin rayas y con alto pulimento a espejo. Se pulió con el apoyo de la cara desbastada de la probeta sobre un paño embebido con una suspensión acuosa de óxido de cromo, el cual se aplicó sobre el disco de la pulidora, el paño utilizado fue de fieltro, se lavaron las probetas con alcohol y fueron secada finalmente con aire seco y caliente.

En el ataque se empleó ácido fluorhídrico en una proporción del 48 % durante 5 horas, se tomó la probeta con la pinza y se sumergió con la cara pulida hacia abajo en el reactivo contenido en el cristizador. Se extrajo, se lavó con alcohol y se secó con aire seco y caliente.

### **2.5.1. Observación microscópica y comportamiento microestructural**

Para la observación de las probetas 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 y evitar una observación distorsionada de las imágenes, se montaron en un dispositivo con plastilina que permitió la nivelación adecuada de estas.

El análisis microestructural consistió en la observación de una muestra patrón de las aleaciones de tantalio, se seleccionó la zona del metal base, lo más alejado donde pudiera tener influencia el ciclo térmico de soldadura, el objetivo de este análisis fue obtener una muestra sin afectación en su estructura cristalina que nos permitiera determinar luego de la soldadura, posibles cambios ocurridos en la zona fundida (ZF), en la zona de influencia térmica (ZIT) y

en la interfase del cordón. La figura 2.4 se corresponde con la muestra patrón del tubo empleado en la línea de ácido sulfúrico.

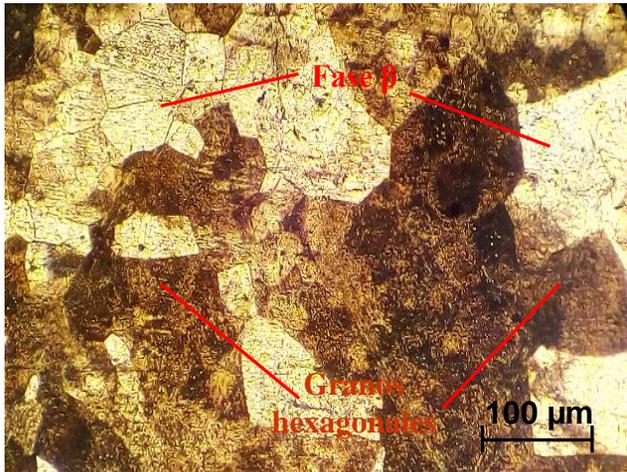


Figura 2.4. Estructura patrón del tubo.

En la microestructura de la figura 2.4 se observa una morfología de granos de fase  $\beta$ , característico de la aleación de tantalio en estado de suministro, la estructura es de granos grandes distribuidos de forma regular en toda el área observada.

### 2.5.2. Ensayo de microdureza aplicado a las muestras

El ensayo de microdureza se aplicó para determinar la dureza de volúmenes microscópicamente pequeños en la aleación. En este se utilizó un microscopio modelo PM-3 No 168, del laboratorio de microscopía de minas del ISMM de Moa. La superficies de las probetas se prepararon de igual manera que para el análisis microestructural (desbaste y pulido). El número de dureza HV se determinó por el tamaño de las huellas, igualmente que la dureza Vickers.

Para determinar la microdureza (HVN) de las probetas de análisis se realizó para una carga de 50 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.

### 2.6. Cálculo del ciclo térmico

El régimen de soldadura depende de diversos factores: tipo de material base, de alambre, fundente, de unión. Ese 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.

La velocidad del arco a lo largo de la pieza de trabajo es mucho mayor que la de difusividad térmica. El flujo de calor en la dirección del trabajo es pequeño comparado con el de la dirección perpendicular de avance.

La intensidad de la corriente de la soldadura depende del diámetro del electrodo, la 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

La tensión del arco no influye significativamente en el ancho del cordón; influye notablemente en el refuerzo (forma cóncava o convexa del mismo), lográndose soldaduras planas (con tensiones altas) y abultadas (con tensiones bajas), pero siempre en el rango de alcanzar 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

El desplazamiento del electrodo a una velocidad adecuada (velocidad de soldadura), es donde se funde constantemente una porción del material base y se adiciona material de aporte producto de su propia fusión. En la medida que el proceso se desarrolla el baño metálico se solidifica y forma 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

$\alpha_d$  - coeficiente de aporte; g/A. h ( $\approx 10 \% I_s$ )

$F$  - área de la sección del cordón,  $\text{cm}^2$

$\rho$  - densidad del material fundido;  $\text{g/cm}^3$

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, para el cálculo de la energía lineal del proceso de soldadura, Talero (2000) propone la siguiente ecuación:

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

$E_L$  - energía lineal; J/m

$\eta$  - eficiencia de la fuente de calor; %

La eficiencia ( $\eta$ ) del proceso de soldadura GTAW oscila de 0,8 a 0,9 (Cary, 1998). A los efectos de los cálculos realizados se asumió una eficiencia de 0,9.

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 hayan protegidos del efecto del aire circundante por medio de un gas, suministrado a la zona de soldadura con ese propósito. El consumo del gas protector depende del espesor del material base y de 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;  $\text{m}^3/\text{s}$

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

$\lambda$  - 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 el trabajo.

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:

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

El método más usual es determinar la velocidad de enfriamiento sobre la línea central de soldadura en un instante, en el cual el material pasa a través de una temperatura de interés  $T_c$ . Si esa 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 cuándo 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:**

$\tau$  - 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.

$$t = \eta \frac{I_s^{(1,24+0,0005T_c-0,005v_s)} \cdot U_a^{0,59}}{108 \cdot V_s^{(0,78-0,0005T_c)}} \quad (2.11)$$

## 2.7. Método difractométrico

El difractómetro utilizado fue una cámara de alta temperatura. La radiación fue la Ka del Cu, con longitud de onda de 1,5408 Å (0,15408 nm), a 40 kV y 30 mA, con un monocromador secundario curvado de grafito, con detector de centelleo, posee dos ventanas de divergencia de 1° y una de recepción de 0,15°. El rango angular de barrido fue de  $2\theta = 15$  hasta 90°, con un paso de 0,05° y un tiempo de medida de cinco segundos en cada paso de ángulo. Se adquirieron 1 500 valores de intensidades o número de cuentas en cada uno de ellos. En la figura 2.5 se muestra la configuración del goniómetro para la medición de las muestras en el difractómetro.

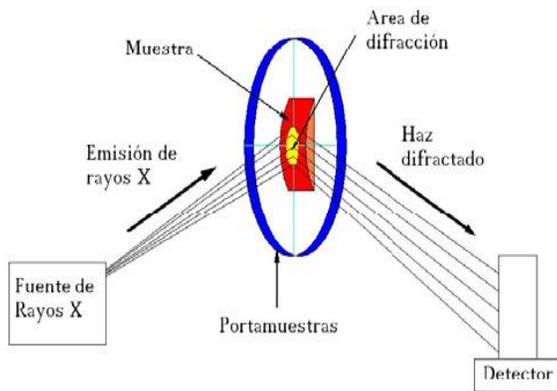


Figura. 2.5. Configuración del goniómetro.

Se fundamenta la medición en la posición de la línea de difracción del plano  $(hkl)$  a medida que se varía el ángulo  $\psi$  entre la normal a la superficie del material y la normal a la serie  $\{hkl\}$  difractantes. Las líneas seleccionadas fueron las de los planos (110); (200) y (211) en correspondencia con la estructura cristalina del tantalio que es cúbica centrada en el cuerpo (BCC).

La selección de los tres tipos de planos, es un aspecto que indica cómo la deformación y la subdivisión de la cristalitas, se manifiesta en diferentes direcciones cristalográficas.

- ✚ El plano (211) espacialmente está en tres direcciones, corta los tres ejes cristalográficos.
- ✚ El plano (110) en dos direcciones, x; y, paralelo a z.
- ✚ El plano (200) en una dirección (x), paralelos a y; z.

### 2.7.1. Evaluación de microdeformaciones

De acuerdo con la ley de Bragg (Jenkins y Zinder, 1996 y Zolotarevsky, 1996), la profundidad de penetración de las ondas  $\lambda$ , en la subsuperficie depende del ánodo usado, del tipo de material analizado y del ángulo de incidencia de la cara de la muestra y la medida es siempre próxima a la superficie de la misma. La longitud de onda monocromática de incidencia utilizada en el ensayo, fijada en este caso, con el valor de 1,54058 Å (ánodo de cobre), fue constante en todo el estudio. El cálculo de  $2\theta$  para cada línea de la difracción se calcula como:

$$\text{sen}\theta = \frac{n\lambda}{2d_{hkl}} \quad (2.12)$$

**Donde:**

$\theta$ - ángulo de difracción para los planos (110); (200) y (211); grados

$n$ - orden de la difracción (número entero: 1; 2 y 3)

$d_{hkl}$ - distancia entre los planos de la red cristalina (110); (200) y 211);  $nm$

Para un pico de difracción  $2\theta$ , puede obtenerse mediante la ley de Bragg, el nivel de la distancia interplanar y con él, el parámetro de red  $a$ . En el sistema cúbico, el parámetro de red  $a$ , es proporcional a la distancia interplanar  $d_{hkl}$  de la familia de planos ( $hkl$ ).

$$d_{hkl} = \frac{a}{\sqrt{h^2 + k^2 + l^2}}, nm \quad (2.13)$$

Siendo  $a$  el parámetro de red, que para el Ta = 0, 33058  $nm$  (3,3058 Å).

En la dirección paralela a la superficie normal  $\psi = 0$ , la distancia interplanar depende de la suma de las tensiones principales y de cualquier tensión perpendicular, así como la suma de la tensión circunferencial, lo cual permite determinar el espacio interplanar de la muestra no tensionada, según Michael *et al.* (2002) se determina como:

$$d_0 = \frac{d(\psi = 0)}{1 - \left(\frac{\nu}{E}\right)(\sigma_A + \sigma_C)} ; nm \quad (2.14)$$

Donde  $\nu$  y  $E$ , son el coeficiente de Poisson (0,35) y el módulo Young de 1er género (186 GPa) respectivamente y  $\sigma_A$  y  $\sigma_C$  son la tensión axial y circunferencial. Para el caso específico del tantalio,  $\sigma_A = 650$  MPa y  $\sigma_C = 285$  MPa.

La posición de los picos de difracción depende directamente de la distancia interplanar de los planos que se encuentren paralelos al plano de difracción. Como cada material tiene una estructura cristalográfica diferente, un patrón de difracción de rayos x es único y característico para cada sustancia y permite, por tanto, identificar qué fases forman la muestra a estudiar. En nuestro trabajo, la técnica ha sido fundamental tanto para la caracterización cristalina en la probeta, como para la identificación de los procesos que se produzcan en la misma bajo deformación.

### 2.7.2. Ancho del pico de difracción

Al establecer el ancho integral del pico de difracción  $\beta$ , puede conocerse la influencia en dos componentes, uno correspondiente al tamaño de partículas y otro a su deformación estructural, ambas en función del ángulo de difracción ( $\theta$ ). A partir de la fórmula de Scherrer (Cullity, 1967), se determina la anchura a media altura del pico como:

$$\beta = \frac{0,9 \cdot \lambda}{d \cos \theta_{(hkl)}} + \eta \tan \theta_{(hkl)}; \text{ rad},$$

Esto puede simplificarse como:

$$\beta \cos \theta_{(hkl)} = \frac{0,9\lambda}{d} + \eta \text{sen} \theta_{(hkl)}; \text{ rad} \quad (2.15)$$

En esta expresión lineal, la pendiente ( $\eta$ ) representa la deformación y el corte con el eje es proporcional al inverso del tamaño de partículas ( $d$ ).

### 2.8. 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).

$$C_g = \left( \frac{P_g \cdot C}{v_s} \right) \quad (2.16)$$

**Donde:**

$C_g$  - costo del gas; \$/m

$P_g$  - precio del gas; \$/m<sup>3</sup>

$C$  - caudal; m<sup>3</sup>/h

La base para calcular el costo de mano de obra en peso por metro aparece en la ecuación (2.17). 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.

$$C_{mo} = \left( \frac{T_{ps}}{v_s \cdot F_o} \right) \quad (2.17)$$

**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: 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 tienen: de ensamble, de posicionamiento y de preparación de la junta. Cuando retira un montaje de su posición o limpia una soldadura, el que ejecuta necesariamente esta reiterando operaciones, según Burgos (1987) se determina como:

$$t_o = \frac{\rho(S)l}{kH \cdot I_s} \quad (2.18)$$

**Donde:**

$t_o$  - tiempo principal de soldadura; min

$S$  - área de la sección transversal del cordón; cm<sup>2</sup>

$kH$  - 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).

$$C_{ee} = \left( \frac{Te \cdot U_a \cdot I_s \cdot Pmd}{1000 \cdot Vd \cdot Fo \cdot Efe} \right) \quad (2.19)$$

**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:

$$C_E = \frac{S \cdot l \cdot \rho}{10^6} \cdot 1,2 \quad (2.20)$$

**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 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).

$$C_{t_{kgmetaldepositado}} = \frac{M}{\eta} + \frac{C}{Vd \cdot Fo} + \frac{G \cdot Q}{Vd} + \frac{E \cdot U_a \cdot I_s}{1000 \cdot Vd} + \frac{A}{Vd \cdot Fo} + F \cdot R \quad (2.21)$$

**Donde:**

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

$M$  - costo del material de aporte; \$/kg

$C$  - costo de la mano de obra (MO) directa; \$/h

- A - costos indirectos (MO indirecta, seguro, flete, mecanizado); \$
- G - costo del gas de protección; \$/m<sup>3</sup>
- E - costo de la energía eléctrica; \$/kWh
- R - relación fundente/alambre

## 2.9. Simulación por el método de los elementos finitos

Para la modelización con el método de los elementos finitos se empleó el software ANSYS R 15.0. Ese programa facilita la simulación de los tratamientos térmicos al construir, a partir de unos pocos datos, un modelo numérico (malla y cargas). Entre sus características:

- ✚ Permite elegir entre un proceso estacionario o uno transitorio,
- ✚ Da la posibilidad de trabajar con tres tipos de geometrías (ortoédrica, un arco de cilindro o un cilindro completo) y de seleccionar las dimensiones y distribución de la malla.
- ✚ Posibilita reducir el tamaño del archivo de salida eligiendo los nodos de los que se guardará su historia térmica.

### 2.9.1. Mallado del modelo

El mallado es un paso crucial en el análisis de diseño, razón de que es uno de los factores primordiales de los que dependen los resultados finales. Inicialmente el software estima un tamaño de elemento global para el modelo tomando en cuenta, su volumen, área de superficie y otros detalles geométricos. El tamaño de malla generada (número de nodos y elementos) depende de la geometría y las cotas del modelo, el tamaño del elemento, la tolerancia y el control de malla y las especificaciones de contacto. La figura 2.6 se corresponde con el mallado del modelo para la simulación.

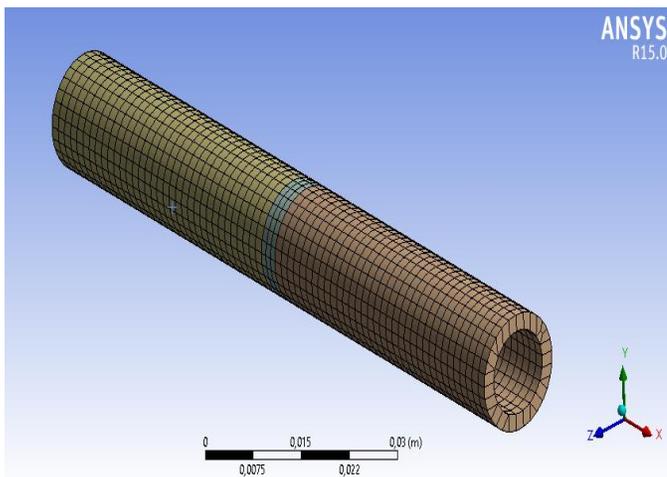


Figura 2.6. Mallado del modelo.

El software permite realizar un mallado más fino en las zonas de interés, es decir, donde el gradiente de temperatura es mayor, la zona de fusión y la afectada por el calor, lo que permitirá una mayor definición y detalle.

Se reticuló una geometría ortoédrica con una malla cuadrada de 4 milímetros de aristas. Como malla adaptativa se emplearon 10 celdas de 0,2 mm en la dirección del eje Z (paralelo al haz), y para el resto se emplearon elementos de 2 mm de altura. Esta región más densamente discretizada fue desplazándose en Z, desde las proximidades de la superficie hasta los 1,5 mm de profundidad. El mallado se estructuró con 14 988 nodos y 2 414 mallas.

El uso de una malla de esas características no afecta a la precisión del resultado, pero produce un ahorro significativo de tiempo y memoria en la ejecución de la simulación.

### 2.9.2. Condiciones de frontera

Definir las restricciones es tan importante como precisar las cargas, anteriormente se ha especificado las cargas presentes en el estudio (temperatura), por lo tanto, se delimitan las restricciones donde se debe suprimir el movimiento en las direcciones X, transversal a la longitud del cordón de soldadura Y, saliente de el plano de la unión soldada y en Z, dirección paralela a la longitud del cordón de soldadura, lo que en la realidad se conoce como embridar la pieza a soldar. En la figura 2.7 se muestran las condiciones de fronteras para la soldadura.

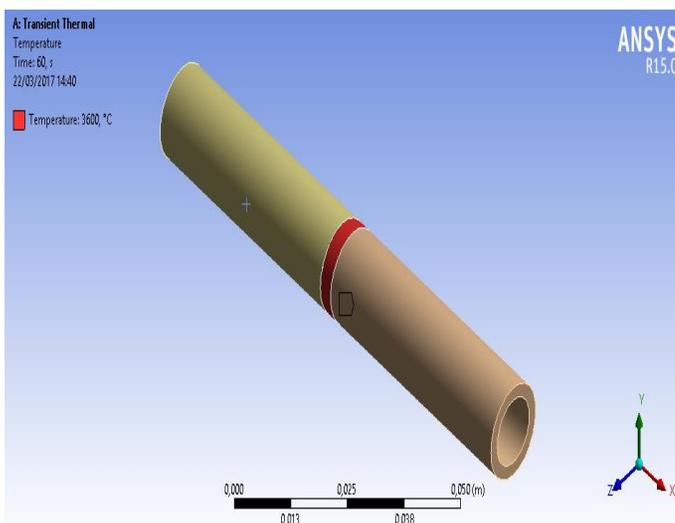


Figura 2.7. Condiciones de frontera.

Se estimó dos condiciones de fronteras: la transferencia de calor por convección y por radiación.

### ✚ Transferencia de calor por convección

La ley de enfriamiento de Newton establece que la tasa de transferencia de calor que abandona una superficie a una temperatura ( $T_s$ ) para pasar a un fluido del entorno a una temperatura ( $T_f$ ) se establece por la ecuación:

$$Q_{conv} = hA(T_s - T_f) \quad (2.22)$$

Donde  $h$  es el coeficiente de transferencia de calor ( $\text{W}/\text{m}^2 \cdot ^\circ\text{C}$ ), que es una correlación simplificada entre el estado del fluido y las condiciones de flujo, por lo que generalmente se conoce como una propiedad de flujo.

En general el cálculo de  $h$  resulta muy difícil de realizar, ya que depende de muchos factores como: composición del fluido, temperaturas de este y la superficie, geometría de la superficie del sólido y la hidrodinámica del movimiento del fluido a lo largo de la superficie.

Todas las propiedades se evalúan a la temperatura media de película y se calcula como:

$$T_{media} = \frac{T_s + T_f}{2} \quad (2.23)$$

La temperatura ambiente utilizada para calcular las temperaturas medias es  $34^\circ\text{C}$ .

### ✚ Transferencia de calor por radiación

La ley de transferencia de calor por radiación viene dada por la ley de Stefan-Boltzman modificada:

$$Q_{radiación} = \epsilon \sigma A (T_s^4 - T_a^4) \quad (2.24)$$

Donde  $\epsilon$  es la emisividad de la superficie radiante que se define como la razón entre la potencia de emisión de la superficie y la potencia de emisión de un cuerpo negro a la misma temperatura. A los materiales se les asigna un valor de emisividad que varía de 0 a 1,0. Un cuerpo negro, por lo tanto, tiene una emisividad de 1,0 y un reflector perfecto tiene una de 0.

## 2.10. Conclusiones del capítulo 2

- ✚ Se caracterizó la composición química de la aleación de tantalio B 521, la forma de unión de la misma y los parámetros de soldadura establecidos para el proceso de soldadura de gas y tungsteno (GTAW) con material de aporte.
- ✚ Quedaron establecidos los parámetros del ciclo térmico de soldadura para la unión de la aleación de tantalio B 521, los cuales serán empleados durante la simulación por el método de los elementos finitos (MEF) para predecir la distribución de temperaturas en el cordón soldado.
- ✚ La técnica o método de los elementos finitos (MEF) permite establecer la prescripción de temperatura en la unión a partir de la transferencia de calor por convección y por radiación, resulta satisfactoria y eficiente para obtener la historia térmica y esfuerzos residuales, además de la historia de esfuerzos a lo largo del proceso.

# **Capítulo 3**

## **Análisis de los resultados**

## **CAPÍTULO 3. ANÁLISIS DE LOS RESULTADOS**

### **3.1. Introducción**

La evolución temporal del campo de temperaturas de los componentes soldados tiene una influencia importante sobre las tensiones residuales, la distorsión y la resistencia a fatiga de la estructura soldada. Las altas tensiones residuales a tracción son conocidas por promover fractura y fatiga, mientras que las tensiones residuales a compresión pueden inducir indeseables e imprevisibles pandeos globales o locales durante o después de la soldadura.

El capítulo tiene como objetivo determinar el ciclo térmico de soldadura de la aleación de tantalio, su comportamiento microestructural, la dureza, así como la distribución de temperaturas a través del método de los elementos finitos (MEF).

### **3.2. Análisis del ciclo térmico de soldadura**

Una parte importante del proceso de soldadura lo constituye el estudio de la zona afectada térmicamente en el material base, que es la zona de material adyacente al baño fundido que sufrió alguna modificación en su microestructura (ZAC). El estudio de esta zona crítica es importante desde dos puntos de vista, fundamentalmente.

Una, desde un análisis detallado de su metalurgia, ya que esa zona está sometida a un duro ciclo térmico, donde el calentamiento y tiempo de enfriamiento juegan un papel importante, dada la influencia que tienen sobre el tamaño de grano de la microestructura. También influye el proceso de soldadura, ya que el aporte térmico variará sensiblemente en función de los parámetros de tensión, intensidad y velocidad del procedimiento de soldadura por lo que, en cierta forma, el consumible puede tener alguna incidencia.

#### **3.2.1. Análisis del ciclo térmico de soldadura**

La junta de soldadura correspondiente a la línea de tubería para el transporte del ácido sulfúrico en la planta de lixiviación, está compuesta por el tubo de 1,2 mm, se seleccionó el electrodo con un diámetro de 2,5 mm, se tuvo en cuenta que aunque las normas establecen diámetros de electrodos hasta de cinco milímetros, se escogió el mismo para evitar los esfuerzos térmicos y de contracción, estos originan cargas residuales, distorsiones longitudinales y transversales (Cañete, 2016).

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 2,5 mm, la intensidad de corriente a emplear es de 86 ampere.

La introducción de temperaturas de 371 a 538 °C en el tantalio, presenta la característica conocida como la transición dúctil-quebradiza, al soldar con esa intensidad, puede evitarse la recristalización del metal durante la soldadura, además evita que la contaminación ocurra a las temperaturas debajo del punto de fundición del metal, reportado por Pupo (2012) y Cañete (2016), aunque con el empleo del proceso GTAW se trabaja con corriente continua y alterna, si la corriente es continua y la polaridad directa, las intensidades de corriente son del orden de 50 a 500 ampere.

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 de 5 a 60 A. No se recomienda la corriente alterna, aunque combina las ventajas de las dos anteriores, ya que origina un arco poco estable y difícil de cebar, expuesto por Hernández (2006).

La tensión del arco fue calculada por la ecuación 2.2 donde se consideró que para una intensidad de corriente de 86 ampere, la tensión de soldadura sería de 14 voltios. La tensión determinada es la necesaria para realizar el proceso de soldadura, la cual se considera la magnitud permisible dentro de los parámetros de la soldadura GTAW, que es de 5 a 30 V, tensión que coincide con reportes de otro autor como Maratray (2000).

Para una junta de pequeño espesor la penetración depende de la tensión del arco, la velocidad de avance y principalmente de la corriente, la penetración oscila 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 2,5 mm, la tensión del arco no influye significativamente en el ancho del cordón; interviene notablemente en el refuerzo.

La velocidad de soldadura determinada por la ecuación 2.3, donde se tuvo en cuenta el coeficiente de aporte ( $\alpha_d$ ) de 8,6 g/A.min, un área de sección transversal del cordón  $F_t$  de 0,015 cm<sup>2</sup> y una densidad del material fundido de 16,6 g/cm<sup>3</sup>, es de 0,0083 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 14 V, la intensidad de la corriente de 86 A, la velocidad de 0,0083 m/s y el rendimiento, que para la soldadura GTAW es de 0,9. Sustituyendo los valores se tiene que el resultado de esa energía lineal es de 8 085 500 J/m.

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

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

El consumo del gas protector depende de la intensidad de la corriente, determinado por la ecuación 2.5. La cantidad de gas que se requiere para ejecutar el proceso de soldeo en la unión es de 0,0935 m<sup>3</sup>/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 el tantalio alrededor de los 650 °C, tiende a oxidarse rápidamente y está propenso a disolver discretamente cantidades de ese óxido en solución. Por esa razón, la soldadura requiere de una atmósfera protectora, también minimizará el coeficiente de expansión térmica y de conductividad, criterio que coincide con Kim (1989).

### **3.2.2. 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 3 017 °C, una temperatura ambiente de 34 °C, una conductividad térmica de 57,5 W/m °K, la energía entrante calculada

por la ecuación 2.7 tiene en cuenta una longitud de unión de 0,148 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 19 944 W. Los valores sustituidos en las ecuaciones 2.6; 2.7 y 2.8 establecen que la longitud del charco es de 0,0185 m.

La combinación entre la longitud del charco de soldadura y la velocidad del recorrido permitirá determinar el tiempo de la fase líquida en un punto, en la línea central de la soldadura, el cual es observado por el operador a la hora de ejecutar el proceso, según lo planteado por 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. En el caso de una soldadura, el flujo de calor desde la fuente depende del espesor de la placa a soldar, consideraciones que han sido reportadas en los trabajos de Villa *et al.*, (1999) y de Fosca (2003).

Por la ecuación 2.9 se determinó el parámetro espesor relativo de la placa, que considera la densidad del material ( $1\ 660\ \text{kg/m}^3$ ), la temperatura de fusión ( $3\ 017\ ^\circ\text{C}$ ), la temperatura ambiente ( $34\ ^\circ\text{C}$ ), el calor específico ( $140\ \text{J/kg K}$ ) y la energía entrante ( $134\ 760\ \text{J/m}$ ); el valor de  $\tau$  es de 0,1434 el mismo permite establecer que la unión a realizar se considera como espesor de placa fina. Los parámetros establecidos para considerar placas finas están de 0,6 a 0,9; según el resultado obtenido de 0,1434; para nuestro trabajo se considerará placa fina. La distinción entre chapa gruesa y fina se refiere al flujo de calor, cuando este es fundamentalmente lateral está bien por la diferencia de temperaturas entre la superficie y la base que sean pequeñas en comparación con la temperatura de fusión, reporte realizado por Dutra y De Paola (1996).

La ecuación 2.10 permitió evaluar la velocidad de enfriamiento del cordón, para lo cual se consideró la temperatura de fusión ( $3\ 017\ ^\circ\text{C}$ ), la temperatura ambiente de  $34\ ^\circ\text{C}$ , la conductividad térmica de  $57,5\ \text{W/m K}$  y la energía entrante de  $134\ 760\ \text{J/m}$ . La velocidad de enfriamiento a la cual solidifica la aleación de tantalio al sustituir los valores en la ecuación es de  $28,3\ ^\circ\text{C/s}$ .

El parámetro velocidad de enfriamiento suele utilizarse para evaluar el riesgo de fisuración en la soldadura donde se considera la posición de ejecución y el tiempo de realización. La determinación de la velocidad de enfriamiento sobre la línea central de soldadura en la cual el tantalio pasa a través de una temperatura (540 °C), que reacciona con gases, deteriorando sus propiedades.

Por la ecuación 2.11 se determinó el tiempo de enfriamiento del cordón, se consideró el rendimiento del proceso, la intensidad, la temperatura de fusión, la velocidad de soldadura y la tensión del arco. Se tiene que el tiempo necesario para que ocurra el enfriamiento del cordón y que pase de la condición líquido-sólido, se requiere de 3 minutos con 27 segundos.

El tiempo de enfriamiento calculado de 3 minutos no contribuye en la relajación de tensiones, ni 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, no obstante, durante ese tiempo el cordón de soldadura tendrá que lograr la solidificación total, aunque en la estructura interna sigan ocurriendo transformaciones estructurales que garanticen la integridad de la unión.

### 3.3. Análisis del comportamiento microestructural

La soldadura permite la fusión de metales o unión metalúrgica, debido a que este es un proceso de aporte de metal fundido, el cual produce excesivo calor y es depositado de forma puntual en los elementos a soldar, lo que crea calentamientos y enfriamientos no uniformes, ocasiona dilataciones y contracciones respectivamente. La figura 3.1 muestra las zonas obtenidas del proceso de soldadura de la aleación de tantalio B 521.

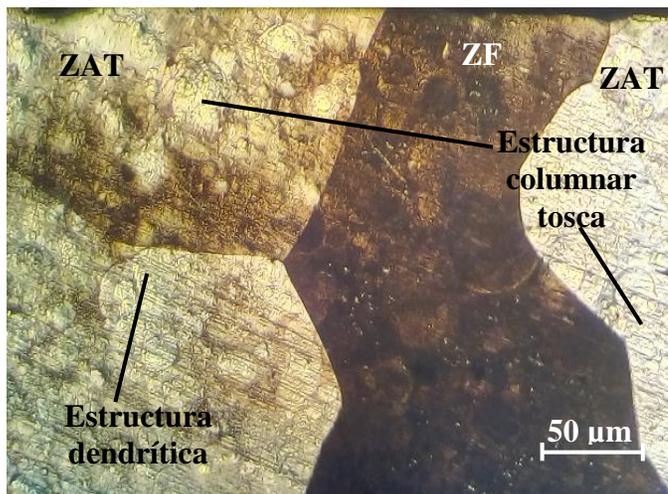


Figura 3.1. Zonas del cordón de soldadura.

En la figura 3.1 se ha representado el análisis de las zonas del cordón de soldadura, donde se observan los límites de las obtenidas en el cordón de soldadura, la parte oscura es la zona fundida (ZF) de la unión, a ambos extremos se encuentra la zona afectada térmicamente o zona de influencia (ZAT/ZIT), durante el calentamiento impuesto por el ciclo térmico la estructura es consistente en una estructura columnar tosca y estructura dendrítica.

La morfología de esqueleto muestra un patrón de solidificación dendrítico, la ferrita esqueleto se hace presente en todo el cordón de soldadura, cerca de la interfase se da el crecimiento epitaxial siguiendo la solidificación de patrón dendrítico dirigido hacia la dirección a la fuente de calor del arco eléctrico. En esta zona la estructura del grano puede ser controlada con el empleo de métodos que promuevan nucleación en el charco de soldadura.

Las tonalidades que adquiere el tantalio es debido a la variación en el grosor de la capa de óxido (pentóxido de tantalio) formado. Cuando el grosor de esta capa oxidada es del orden de la longitud de onda de la luz visible existen interferencias y se observan las coloraciones.

### 3.3.1. Análisis microestructural de la zona fundida

La solidificación del pozo de fusión es caracterizada por un crecimiento competitivo entre los granos de forma similar a lo que ocurre en la región columnar de piezas fundidas.

La estructura de solidificación de la ZF es determinada principalmente por el proceso de crecimiento competitivo entre los granos columnares e igual tienen una gran importancia en las propiedades finales de esta zona. En la figura 3.2 se muestra la microestructura de la zona fundida entre material base y el material de aporte con una capa de soldadura.

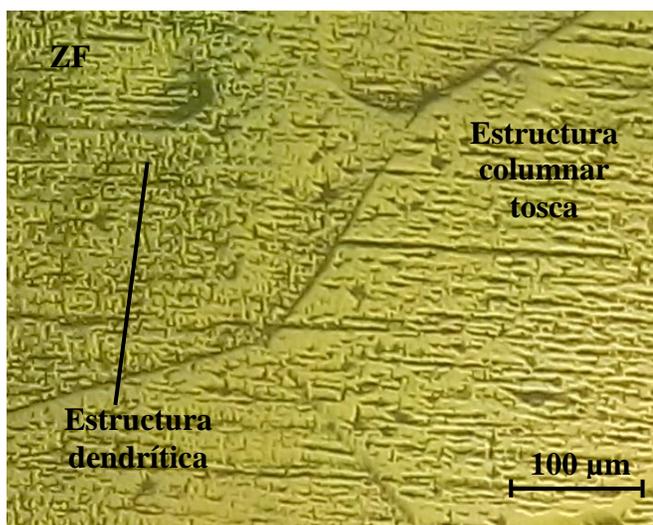


Figura 3.2. Zona fundida.

En el sustrato de la ZF, luego del proceso de soldadura, se observa en dependencia de la orientación de la sección metalográfica y con respecto a la dirección del crecimiento celular que la estructura varía de una red de células hexagonales a unos grupos de líneas casi paralelas. La orientación de las células dentro de un solo grano parece similar. Como el volumen de la aleación total aumentó, en la subestructura se volvieron más grandes, pero desalineadas como resultado de una mayor segregación luego del ciclo térmico.

Las zonas atacadas en los bordes de los granos que se observan, son posiblemente causadas por el rápido enfriamiento, ya que en el tantalio la temperatura de recristalización ocurre en el rango de 900 a 1200°C

### 3.3.2. Análisis microestructural zona afectada térmicamente

En las figuras 3.3 (a) y 3.3 (b) se muestran las microestructuras de la zona de influencia térmica de la aleación de tantalio B 521 obtenidas por el proceso de soldadura de gas y tungsteno.

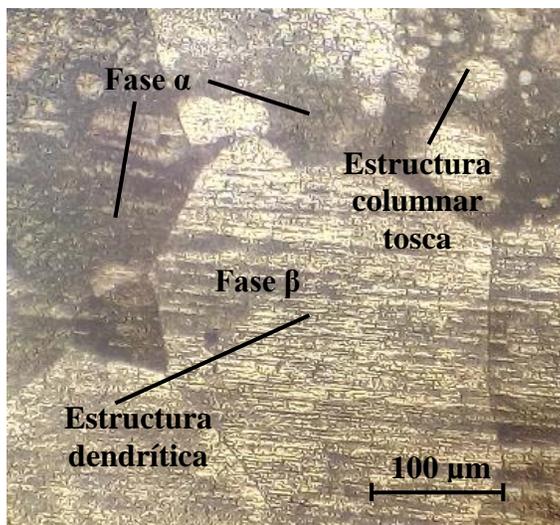


Figura 3.3(a). ZAT (lado izquierdo).

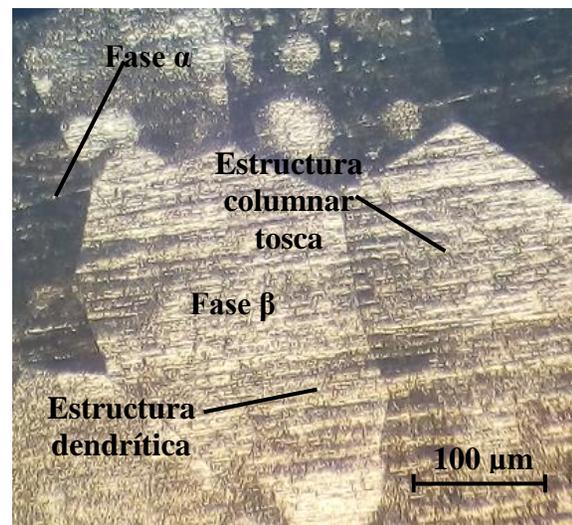


Figura 3.3 (b). ZAT (lado derecho).

Se realizó la observación metalográfica en la ZAT en la aleación de tantalio luego del proceso, se consideró el análisis tanto para el lado derecho como para el izquierdo. En la figuras 3.3 (a) y 3.3 (b), que son las muestras obtenidas, se observa en ambas morfologías la formación de una microestructura de granos de estructura columnar tosca. La figura 3.3 (a) está precedida por granos parcialmente fundidos con características a la del metal base, dominados por el desarrollo de una zona de granos columnares, producto de la solidificación del charco de soldadura.

En la formación de ese tipo de estructura la transición para granos columnares equiaxiales es anómalo, a menos que el proceso de crecimiento sea sorpresivo. Dentro de los granos celulares se puede observar la formación de la estructura dendrítica.

La figura 3.3 (b) muestra la formación de granos equiaxiales con formación de precipitados finos de segunda fase, disperso a largo de los límites de grano y dentro de él. Se puede observar que ambas estructuras (izquierda y derecha), luego del proceso, en ambos lados de la ZF, se han obtenido microestructuras similares, no hay la presencia de grietas y de poros.

El resultado de esa microestructura en las propiedades mecánicas, puede ser más débil que el resto de la estructura no afectada térmicamente, ese efecto es producido por el temple o el enfriamiento rápido desde temperaturas superiores a los 1 000 °C, que ha provocado la ocurrencia de una transformación masiva, aunque en algunos casos estas propiedades pueden mejorarse por tratamiento post soldadura.

### 3.3.3. Análisis microestructural en la interfase del cordón

El análisis microestructural correspondiente a la interfase del cordón de soldadura se muestra en las figuras 3.4 (a) y 3.4 (b), las mismas muestran el comportamiento obtenido.

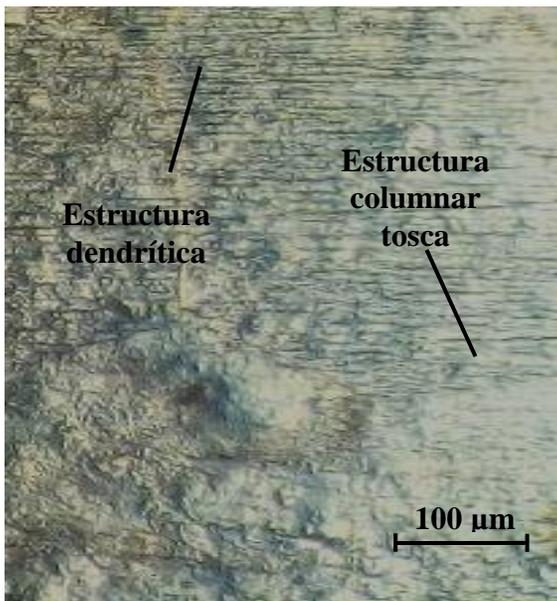


Figura 3.4 (a). ZAT (lado izquierdo).

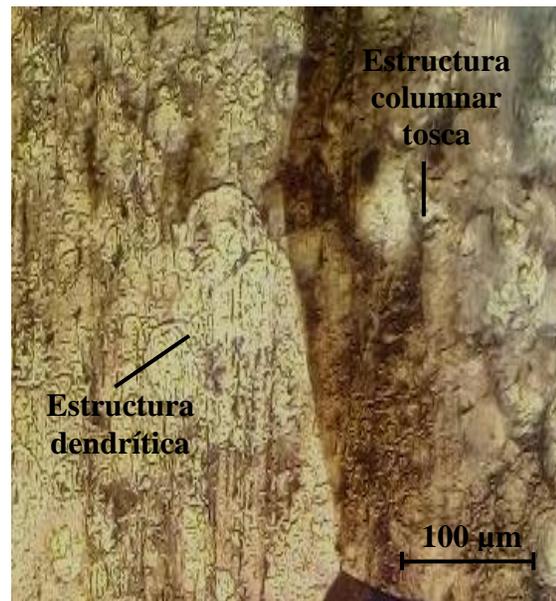


Figura 3.4 (b). ZAT (lado derecho).

La interfase del cordón muestra un patrón de solidificación dendrítico, la dendrita se hace presente en todo el cordón de soldadura, cerca de la interfase se da el crecimiento epitaxial siguiendo la solidificación de patrón dendrítico dirigido hacia la fuente de calor del arco eléctrico. En esta zona la estructura del grano puede ser controlada con el empleo de métodos

que promuevan nucleación en el charco de soldadura. En esa zona se observa una línea (figura 3.4 (b) donde el material base es parcialmente fundido, ya que se encuentra en contacto directo con la pileta (cordón de soldadura), en ambas microestructuras se aprecia el crecimiento epitaxial de los granos de forma perpendicular, en esa línea, se obtiene un refinamiento de grano por el choque térmico concedido por la temperatura propia de la soldadura.

Se observa la microestructura del material base compuesta por granos poligonales y que no han sido modificados por el ciclo térmico (zona inferior), sin embargo, se aprecia la morfología columnar dendrítica y la estructura columnar tosca orientadas hacia la parte superior del cordón de soldadura y en la raíz esta orientación es menos pronunciada, ya que la velocidad de enfriamiento fue menor. En ambas microestructuras ha existido un crecimiento de granos columnares durante la solidificación, formados paralelos a la dirección de la soldadura, presumiblemente por la ocurrencia de altas temperaturas en esa zona, debido a que la velocidad de enfriamiento es moderada.

### **3.4. Comportamiento de las macro y microdeformaciones**

El análisis de las microdeformaciones se realizó para los índices de Miller  $hkl_{110}$ ;  $hkl_{200}$  y  $hkl_{211}$ , se consideró la longitud de onda y el coeficiente  $K$  para cada ángulo de difracción. De los resultados obtenidos de la tensión del proceso de soldadura de la aleación de tantalio, en los parámetros de las macrotensiones en las muestras soldadas, se pudo determinar que:

- Existen componentes de cizalladura no nulas que son mayores en las superficies tratadas.
- Los ángulos  $\alpha$  que forman la tensión principal  $\sigma_I$  con el eje analizado son significativos en los casos analizados, indicando que las direcciones principales del tensor no coinciden con los ejes del sistema de referencia seleccionado.

Para evaluar las microdeformaciones en las muestras analizadas, se tomó como referencia la muestra soldada, por ser la muestra con mayor deformación. En la muestra libre de tensión, se pudo observar la ausencia de microdeformaciones y gran tamaño de cristalito o dominios coherentes.

#### **3.4.1. Análisis de la distancia interplanar no tensionada**

Para determinar el resultado de  $\sin \theta$  por la ecuación 2.12, se consideró los valores de los índices de Miller ( $hkl$ ), obtenidos en la ecuación 2.19 para cada distancia interplanar, en relación con el parámetro de red  $a$  de las series de planos (110); (200) y (211). El valor de

$d_{hkl110} = 0,23375 \text{ nm}$ ;  $d_{hkl200} = 0,16529 \text{ nm}$  y  $d_{hkl211} = 0,13495 \text{ nm}$ . El ángulo de difracción para los distintos planos es:

- a) Plano 110:  $19,24^\circ$
- b) Plano 200:  $27,77^\circ$
- c) Plano 211:  $34,81^\circ$

Al sustituir todos los resultados en la ecuación 2.12 tenemos que:

- a) Plano 110:  $\text{sen } \theta = 0,329$
- b) Plano 200:  $\text{sen } \theta = 0,466$
- c) Plano 211:  $\text{sen } \theta = 0,571$

El cálculo de la distancia interplanar no tensionada se realizó por la ecuación 2.14, para lo que se consideró los resultados de la ecuación 2.13, el módulo de elasticidad de primer género, el coeficiente de Poisson ( $\nu = 0,33$ ), la tensión axial y la tensión circunferencial. Se tiene entonces que:

- a) Plano 110:  $d_o = 2,34212 \text{ nm}$
- b) Plano 200:  $d_o = 1,6591 \text{ nm}$
- c) Plano 211:  $d_o = 1,35238 \text{ nm}$

De los resultados obtenidos se puede plantear que en un material libre de tensiones, el valor de la distancia interplanar para una familia de planos, es independiente de sus orientaciones con respecto a la muestra, en caso contrario la variación será función de la orientación del plano respecto a la tensión.

### **3.4.2. Determinación de la anchura a media altura**

Por la ecuación 2.15 se determinó la anchura a media altura, considerando la constante  $K$  (0,9), la longitud de onda, el tamaño de las partículas y el  $\text{sen } \theta$ , todos estos parámetros para los índices de Miller ( $hkl$ ). La figura 3.5 establece el comportamiento de los picos a anchura a media altura vs la constante  $K$ .

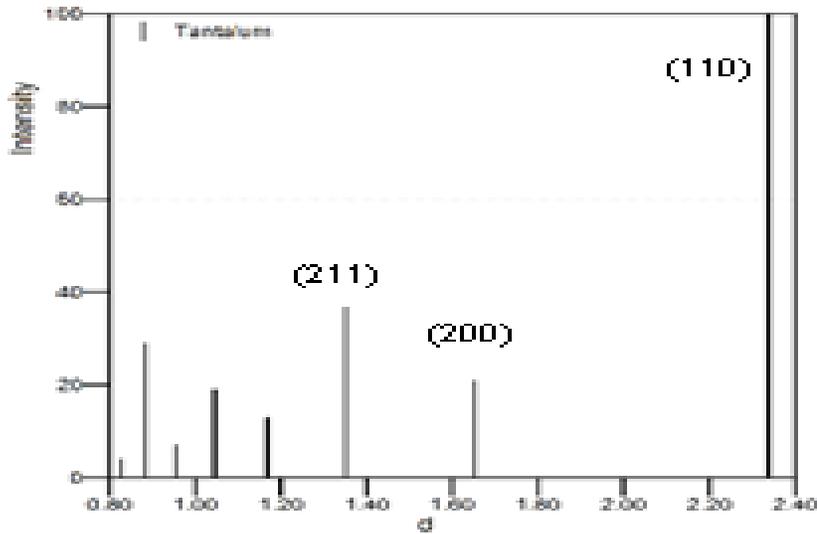


Figura 3.5. Comportamiento del pico de difracción para los planos (110), (200) y (211).

En la figura 3.5 se observa que para las muestras soldadas se obtienen resultados diferentes en cada reflexión con respecto a la muestra libre de tensión. Los valores de  $\beta$  para los diferentes planos son:

- a)  $\beta_{110} = 1,35 \text{ rad}$
- b)  $\beta_{200} = 1,333 \text{ rad}$
- c)  $\beta_{211} = 1,31 \text{ rad}$ .

El contenido de gases disueltos en las muestras, causaron el ensanchamiento de las crestas de la difracción en el TaH que contribuyó a la obtención de reflexiones superiores. Después de templar a 1 500 °C en el vacío durante 30 minutos en vapor de tantalio, la muestra dio reflexiones muy afinadas que incluyen sólo rastros del hidruro. En el análisis de espectroscopía existe la ausencia de trazas de Nb, Al, Si, Fe, Mn.

En un cristal finito cuando un haz incide con un ángulo próximo a  $\theta$ , el haz difractado no se anula, según ha sido reportado por Cullity (1972). El pico de difracción tiene entonces una anchura física pura  $\beta$  (anchura a media altura del pico), que está relacionada con el tamaño de grano (o dominio de coherencia).

La variación obtenida permite plantear que con el aumento del valor en el pico de difracción existe una disminución del dominio cristalito. La magnitud de  $\beta$  para el pico (110) muestra que se distancia bastante de la tendencia seguida por el resto de las reflexiones, ocurre cuando en la morfología exterior existe un apilamiento o acumulación de partículas unas sobre otras en

una misma dirección, ofreciendo la misma cara al haz incidente de rayos x, que coincide con la familia del plano (110).

La altura del pico se incrementa desde 1,31 *rad* hasta 1,35 *rad*, lo que provoca el ensanchamiento del pico de difracción. El pico se ensancha por el efecto del refinamiento de la microestructura (disminución del dominio cristalito) y por el aumento de la tensión residual (microdeformaciones). Ambos efectos están relacionados con la deformación en frío introducida por la acción del rodillo sobre la superficie.

El ensanchamiento de los picos de difracción está influenciado, además por la reducción del tamaño del grano y el aumento del trabajo de deformación en frío del material, el cual provoca un aumento de la densidad de dislocaciones, defectos de apilamiento reticular y un incremento de las tensiones residuales de segundo género.

El valor obtenido de la anchura a la mitad de la amplitud del máximo (FWHM: Full Width Half-Maximum) está afectado por dos factores: el tamaño de grano y las tensiones existentes. Se demuestra que el incremento del semiancho físico del pico se debe exclusivamente a los defectos que aparecen en la estructura luego del ciclo térmico de soldadura, según fue reportado por Valiev *et al.* (2000) y Kashiwaya (1985).

### **3.4.3. Análisis de los cálculos de costos 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 hacerla 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 obtenidos por repartición como un porcentaje del costo de mano de obra.

El costo del gas necesario se determinó por la ecuación 2.16. Los precios establecidos están regidos por las normas de consumo de la empresa “Comandante Pedro Sotto Alba” que considera un costo del gas de 32,14 \$/m, el precio del gas es de 0,227 248 \$/m<sup>3</sup>, el caudal del gas es de 0,99 m<sup>3</sup>/s, según la AWS (1996) y con una velocidad de soldadura determinada por la ecuación 2.3 de 0,0083 m/s, se obtuvo que el consumo del gas es de 0,093 m<sup>3</sup>/s. Para 120 mm de longitud del cordón tendrá un costo de \$ 3,26.

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

podrían 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 2.17, la tarifa del pago del soldador, por la tarifa salarial de la empresa “Comandante Pedro Sotelo Alba”, un soldador con categoría homologado devenga \$ 3,20 por hora, el factor operador escogido fue 24, así como una velocidad de soldadura de 0,0083 m/s, el costo de la mano de obra estimado para realizar el proceso de soldadura de un metro de soldadura es de 16,14 \$/m. Para la soldadura de una línea de inyección de ácido el costo de la mano será de \$ 1,93.

Por la ecuación 2.18 se calculó el tiempo principal de soldadura donde se tuvo en cuenta el peso específico de la aleación de tantalio que es de 16,6 g/cm<sup>3</sup>, el área de la sección transversal del cordón calculada para cuatro pasadas, es de 4,5 cm<sup>2</sup>, la longitud del cordón de soldadura es de 120 mm, la intensidad de corriente es de 86 A y el coeficiente de depósito considerado fue 9, por lo que el tiempo de soldadura es de 11 min.

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

El costo de la energía eléctrica determinado por la ecuación 2.19 en se tuvo en cuenta una tensión de 14 V, una intensidad de corriente de 86 A, un peso de material depositado de 0,011 kg, una velocidad de soldadura de 0,0083 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 155,94 \$/m. Para 120 mm de longitud de cordón con un costo de \$ 28,89.

La cantidad de electrodos necesarios calculado por la ecuación 2.20 para un área de la sección transversal de la junta de 4,5 mm<sup>2</sup>, la longitud a soldar, la densidad del material de aporte (16,6 g/cm<sup>3</sup>) será 0,010 kg de electrodos.

Para determinar el costo total por peso de kilogramos depositados, se empleó la ecuación 2.21, la cual tiene en cuenta el costo del material de aporte de \$ 28,89; 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 97,7 \$/kg, donde se han incluido todos los elementos de costos para una unión soldada.

### 3.4.4 Análisis de la dureza

Para determinar la dureza luego de aplicado el ciclo térmico de soldadura, se analizaron las tres zonas obtenidas (ZF, ZAT y la interfase). Se realizaron como mínimo tres mediciones en cada una. En la tabla 3.1 se muestran los resultados.

Tabla 3.1. Análisis de la dureza en cada zona

Distancia	HV1	HV2	HV3	Prom
0	891	890	890	890
0,25	737	738	738	738
0,5	650	651	649	650
0,75	300	300	301	300
1	225	224	225	225
1,25	140	140	140	140

Para una dureza inicial de 140 HV aproximadamente del metal base, en la zona afectada térmicamente, existe un incremento de la dureza de hasta HV 737, lo cual está en correspondencia con la microestructura obtenida, donde los granos no alcanzaron una deformación total, sin embargo en la ZF la dureza alcanzada fue de hasta HV 890, ello está motivado por la formación de estructura quebradiza en esa zona, que provoca un aumento considerable por el ciclo térmico de soldadura impuesto.

### 3.4.5. Procesamiento estadístico de los datos

Se realizó el análisis de la varianza para las variables en las diferentes zonas de la soldadura y la dureza en cada una de ellas en correspondencia con el tiempo de enfriamiento del cordón. Para establecer la influencia del ciclo térmico de soldadura sobre la dureza, se tiene en cuenta que para la aleación de tantalio B 521, la dureza inicial es de 140 HV. La dureza reportada es a nivel superficial en el cordón. En la tabla 3.2 se muestran los resultados obtenidos.

Tabla 3.2. Resultados del análisis de regresión

Análisis de regresión múltiple					
Variable dependiente: Dureza					
Error estadístico					
Parámetro	Estimación	estándar	T	P-Valor	
CONSTANTE	893,286	53,2652	16,7705	0,0001	
Distancia	-644,457	70,3717	-9,1579	0,0008	
Análisis de Varianza					
Fuente	Suma de cuadrados	GL	Cuadrado medio	Cociente-F	P-Valor
Modelo	454262,0	1	454262,0	83,87	0,0008
Residuo	21665,8	4	5416,44		
Total (Corr.)	475928,0	5			
R-cuadrado = 95,4477 porcentaje					
R-cuadrado (ajustado para g.l.) = 94,3096 porcentaje					
Error estándar de est. = 73,5965					
Error absoluto medio = 45,6857					
Estadístico de Durbin-Watson = 2,50698 (P=0,0686)					
Autocorrelación residual en Lag 1 = -0,316829					

La salida muestra los resultados del ajuste a un modelo de regresión lineal múltiple para describir la relación entre la dureza y una variable independiente. La ecuación del modelo ajustado es:

$$Dureza = 893,28 - 644,45 \cdot distancia$$

Dado que el p-valor en la tabla ANOVA es inferior a 0,01; existe relación estadísticamente significativa entre las variables para un nivel de confianza del 99 %. El estadístico R-cuadrado indica que el modelo explica un 95,44 % de la variabilidad en la dureza. El estadístico R-cuadrado ajustado, que es más conveniente para comparar modelos con diferentes números de variables independientes, es 94,30 %. El error estándar de la estimación muestra la desviación típica de los residuos que es 73,5965. Este valor puede usarse para construir los límites de predicción para las nuevas observaciones relacionado con la dureza. El error absoluto medio (MAE) de 45,6857 es el valor medio de los residuos.

El estadístico Durbin-Watson (DW) examina los residuos para determinar si hay alguna correlación significativa basada en el orden en el que se han introducido los datos en el fichero. Dado que el p-valor es superior a 0,05; no hay indicio de autocorrelación serial en los residuos. Para decidir la simplificación del modelo, tenga en cuenta que el p-valor más alto en las variables independientes es 0,0008; perteneciendo a la distancia. Puesto que el p-valor es

inferior a 0,01; el término de orden superior es estadísticamente significativo para un nivel de confianza del 99 %.

### 3.5. 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). En la figura 3.6 se representa la distribución de temperaturas de la soldadura como un proceso transitorio-no lineal al lograr como resultado campos térmicos distribuidos a todo lo largo de la costura, dichos campos están asociados al sistema de embridamiento o rigidez de la junta.

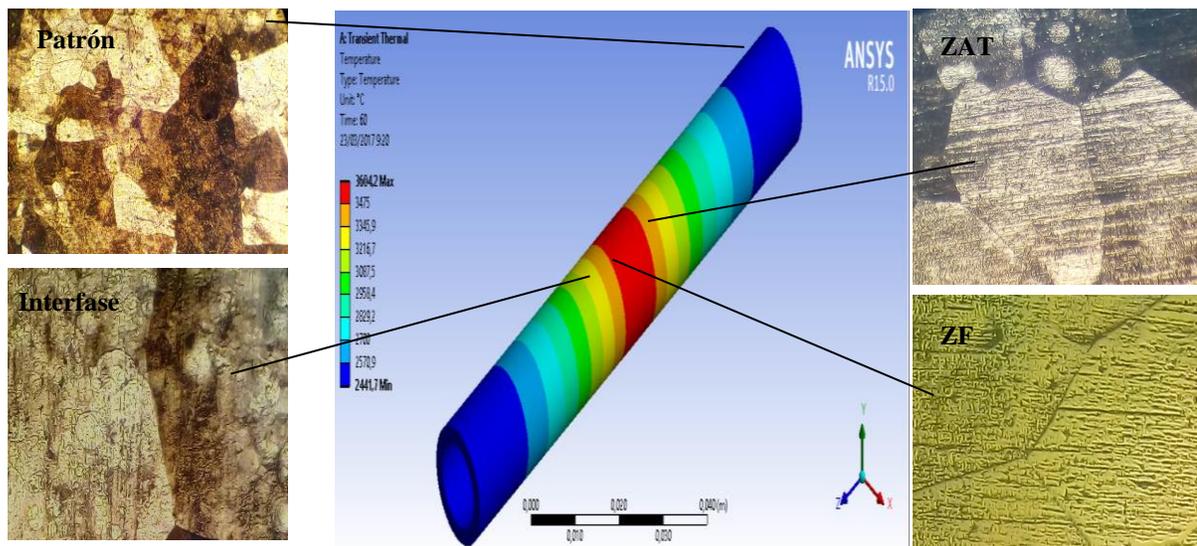


Figura 3.6. Distribución de temperaturas a lo largo de la costura.

En la figura 3.6 se muestran los resultados del proceso de deposición de material, que establecen la evolución de la temperatura y el campo de tensiones generadas durante el proceso y la estimación del riesgo de fisuración en caliente de la aleación de tantalio B 521 sometida a ciclo térmico de soldadura.

Los campos de temperaturas generados en la junta soldada se mantienen termo dependientes a lo largo de todo el proceso de simulación. El área de las isoterms está en dirección perpendicular al eje de la costura, eso se justifica debido a las transferencias ocurridas por la convección y la radiación al medio externo.

Los resultados experimentales muestran que la temperatura se distribuye en todo el diámetro del tubo, desde los valores máximos (color rojo), hasta los mínimos (color azul). El material

presenta un comportamiento elastoplástico y sus propiedades son dependientes de la temperatura, siendo la dimensión de la zona de influencia térmica de 0,1-0,4 milímetros aproximadamente. Esta evolución de la temperatura puede conducir a la refusión del material y, en todo caso, se induce un cambio continuo en la microestructura durante el proceso completo.

### 3.5.1. Análisis del campo de temperaturas

El ciclo térmico representa como varía la temperatura a lo largo de todo el tiempo de un punto cualquiera del metal durante la soldadura, es decir, la historia térmica de un punto cualquiera del metal, tiene una influencia notable en la microestructura final de dicho metal y en sus propiedades mecánicas. La figura 3.7 muestra los campos de temperaturas en la unión de soldadura.

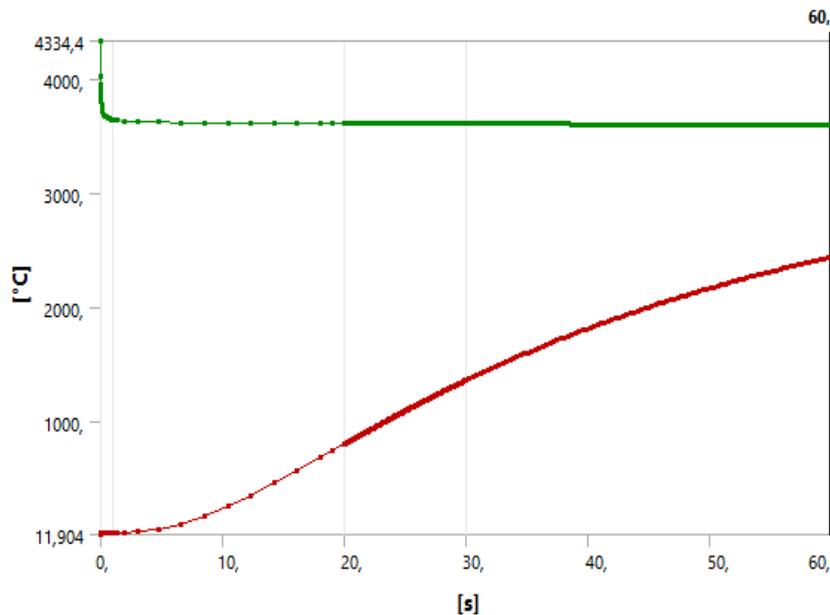


Figura 3.7. Distribución de los campos de temperaturas.

El campo de temperatura ejerce gran influencia (línea continua) sobre el campo de esfuerzos y deformaciones, durante el proceso de soldadura se calienta bruscamente de forma localizada la zona de la unión en comparación al área adyacente (línea roja), lo que genera una distribución de temperatura no uniforme, además la misma cambia durante todo el proceso de soldadura en términos de enfriamiento y calentamiento (línea verde), por lo que se generan esfuerzos de compresión en las zonas cercanas al cordón de soldadura y esfuerzos de tracción en el área adyacente a este cordón.

Al aplicar el ciclo térmico en la aleación de tantalio y como se observa en la figura 3.7 existe una disociación del proceso de soldadura e influencia mutua entre el campo de temperaturas, el de esfuerzos y deformaciones y campo de estado microestructural. También el campo de temperaturas ejerce gran influencia (línea continua) sobre el campo de estado microestructural, debido a la distribución de temperaturas no uniformes que se generan, ocurren cambios microestructurales en el área adyacente a la zona de fusión, denominada ZAC (zona afectada por el calor) y en la zona de fusión.

### 3.5.2. Análisis de la conductividad térmica

Durante el proceso de soldadura, el material base es calentado a través del aporte térmico que tiene lugar en dicho proceso. Los niveles de temperatura (isotermas) se distribuyen uniformemente por todo el material, alcanzando el punto de fusión en la zona de soldadura, hasta la temperatura inicial en aquellas zonas alejadas no afectadas por el calor. La figura 3.8 se corresponde con los resultados de la conductividad térmica.

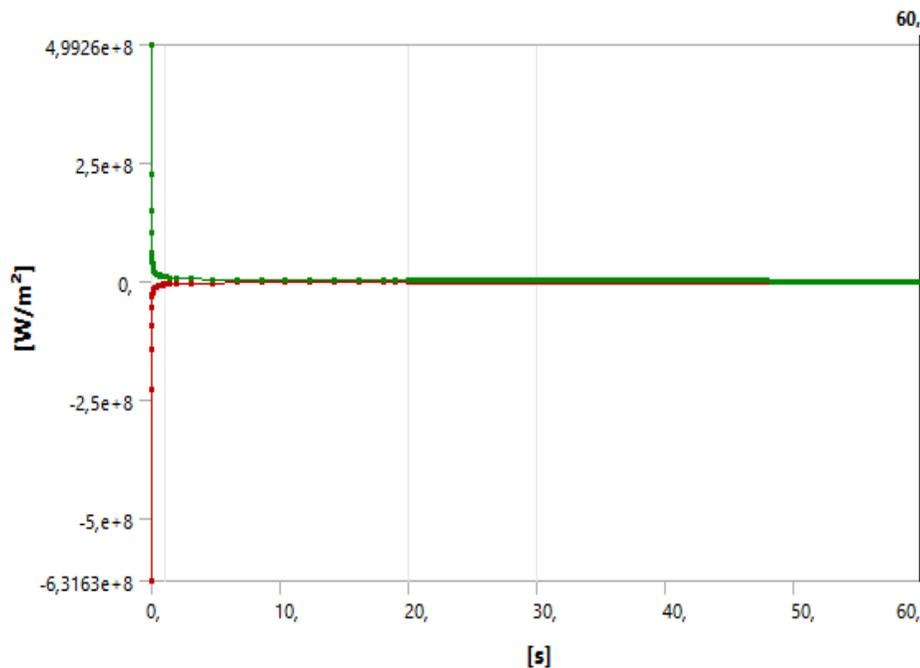


Figura 3.8. Resultados de la conductividad térmica.

Las isotermas representan las líneas que unen todos los puntos con la misma temperatura en un determinado instante. La forma y tamaño de esas isotermas dependen de la conductividad térmica del material base y de la velocidad de soldeo.

Se observa en la figura la unión entre la línea verde y la línea roja, según el modelo, en esos momentos el material, estará enfriándose después de haber sido transitada por el arco en razón de la conductividad térmica del metal, tan pronto como pase el arco comenzará la evacuación del calor hacia el resto de la pieza con lo que descenderá la temperatura de la zona calentada por este.

En lo que respecta al estado de tensiones, al enfriarse las zonas dilatadas en condición de embridamiento, surgen tensiones de tracción en la zona de soldadura y en la afectada por el calor. En zonas alejadas aparecen tensiones de compresión para que se cumpla la condición de equilibrio.

La consecuente contracción experimentada, es más incisiva que en otras zonas cercanas, por lo tanto, se generan tensiones tan pronto como la fuente de calor desaparece. 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.

Podemos observar que la zona afectada por el calor (ZAC) es mayor (se ensancha) cuando es más 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.

### **3.6. Análisis económico**

El procedimiento de soldadura es el punto de partida para estimar los costos de soldadura. Este puede definir las variables de soldadura y proveer las bases para la reproducibilidad y la consistencia durante la reproducción. Muchas empresas tienen estandarizados los procedimientos que son usados para varios trabajos de similar naturaleza.

Los costos operacionales u operativos serán la repercusión que tenga la inversión sobre los costos totales de la empresa, es decir, incremento de materias primas, gastos por mano de obra o gastos generales. Estos costos figuran en la cuenta de resultados del período y tienen un tratamiento financiero diferente al costo de adquisición de la inversión. En la tabla 3.3 se muestran los costos de mano de obra directa.

Tabla 3.3. Costos de mano de obra directa

Línea de ácido averiada	Materiales	Precio (CUP)	Freq/anual	Costo/general
	Tubería B 521	20,00	2	40,00
	Electrodo WT20	160,00	2	320,00
	Electrodo consumible	118,00	2	336,00
<b>Mano de Obra</b>	<b>Hora/hombre</b>	<b>Freq/anual</b>	<b>Costo/unitario</b>	<b>Costo/general</b>
Soldador "A"	1,7	2	6,38	12,76
Fresador "A"	3,0	2	10,5	21,0
Técnico "A"	1,15	2	4,03	8,06
<b>Sub total</b>				<b>41,82</b>

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

Tabla 3.4. Costo de fabricación de la soldadura

No	Operación	Equipo y materiales	Tiempo en horas	Tarifa horaria CUP	Importe CUP
1	Encapsulado	Resina epoxi	0,50	2,70	1,35
2	Pulido	Lijas	1	1,67	1,67
3	Observación	Microscopio	1	1,67	1,67
<b>Sub total</b>					<b>4,69</b>

Al considerar los costos por concepto de mano de obra directa y los costos de fabricación se incurre en un costo total de 46,51

Se evaluaron los costos relacionados con el proceso de soldadura, por concepto de salario Al, al evaluar el costo en que se incurrió en todo el proceso de soldadura y analizar las variables, gastos en salarios de 41,82 CUP, materiales 3,26 USD, en energía eléctrica (28,89 USD, costos indirectos 6,35 USD, se tiene que el costo del proceso tecnológico de soldadura por mantenimiento de una línea de inyección de ácido sulfúrico en la empresa.

### 3.7. Impacto ambiental

En la soldadura, de forma general, el desafío consiste en la continuidad del material o lo que llamamos la ausencia de defectos físicos y topográficos; también en la productividad a lograr en los distintos procesos y en muchos casos se le suma a lo anterior la necesidad de acercarse todo lo posible a la homogeneidad química y mecánica de la junta respecto al material a soldar.

Si se hace este análisis tomando como centro al soldador, se puede decir que a pesar de que se ha avanzado mucho en su calificación, lo que aumenta su cultura y profesionalismo, aún no se puede ser tan optimista en lo que a su salud y seguridad se refiere. Esto se debe a que, por

causas económicas o de desconocimiento, en muchas ocasiones no se tienen en cuenta los riesgos que impone la realización de los procesos de soldadura, ni se toman las medidas de seguridad para la protección de los soldadores y demás operarios.

Son alarmantes los datos acerca de los riesgos a la salud humana que trae consigo la realización, sin la protección necesaria, de la labor de soldadura. Son también impresionantes las cifras de dolencias y el número de soldadores que las padecen debido, sobre todo, a la ausencia de utilización de la protección necesaria para este trabajo.

Debido a los riesgos de enfermedades profesionales a que están sometidos los soldadores, ellos se incluyen dentro de un grupo llamado de sobre riesgo, con una elevada tasa de jubilación temprana a causa de las dolencias adquiridas en la ejecución de su trabajo. Esto también provoca la escasez de soldadores calificados que se mantengan de forma estable, con lo que se afecta seriamente el proceso de producción.

En cuanto al agrietamiento de las soldaduras puede que se deba a dos factores: tecnología de soldadura inapropiada y gases de purga inadecuados. En la primera puede ser desde el afilado del tungsteno hasta la posición de la mano del soldador pasando por los parámetros seleccionados en la máquina, segundo, las trazas de contaminantes existentes en la atmósfera de nuestro poblado, donde el Ar se mezcla con ellos.

Además del Ar puro puedes usar una mezcla de Ar y He. Eso da una soldadura más caliente, por tanto el post-flow es más crítico, pero ayuda a purgar las cámaras con menor volumen de gas. Se necesita un buen diseño de la purga y de la extracción de calor. Muchas personas olvidan que lo primero que tienen que purgar son las mangueras y las cámaras. El Ta es sumamente sensible a diminutas cantidades de contaminantes, hay que soldarlo en un ambiente quirúrgico.

Mucho Ar de alta pureza durante un tiempo prolongado, limpieza quirúrgica literalmente, no tocar, no respirar sobre el área de la soldadura, acetona de alta pureza, baja humedad, cero corrientes de aire, cero turbulencia de los gases de purga y buenas técnica de soldadura son llaves del éxito. Apenas se termine la soldadura, si se aprecia que el metal ha cambiado de color, aunque solamente haya perdido el brillo, puede decirse que la soldadura no sirve.

### 3.8. Conclusiones del capítulo 3

- ✚ Las ecuaciones desarrolladas permiten establecer el ciclo térmico de soldadura del tantalio, considerado para una unión a tope en un diámetro de tubería de 32 milímetros y 1,2 milímetros de espesor con el empleo de argón como gas de soldadura.
- ✚ Luego del ciclo térmico de soldadura se caracterizaron las diferentes microestructuras obtenidas en las distintas zonas de la unión, la zona fundida (ZF), la zona de influencia térmica (ZIT) y la interfase de la unión de la aleación de tantalio B 521 realizada por proceso de soldadura de gas y tungsteno.
- ✚ Los resultados del proceso de simulación por el MEF permitieron analizar la evolución de la temperatura y la conductividad térmica generadas durante el proceso, para conseguir una estimación del riesgo de fisuración en caliente, así como el hecho de lograr una herramienta útil para la optimización del diseño de fabricación.

## CONCLUSIONES GENERALES

- ✚ En la aleación de tantalio B 521 se han obtenidos variaciones metalúrgicas en las diferentes zonas de la unión soldada, las cuales están constituidas por estructuras columnar tosca, estructuras dendríticas, así como una estructura de una red de células hexagonales, ninguna propensa al agrietamiento.
- ✚ Para una radiación  $K\alpha$  del Cu y una longitud de onda de 1,5408 Å (0,15408 nm) y 1 500 valores de intensidades en la línea de difracción del plano  $(hkl)$  (110); (200) y (211), se obtuvo una distancia interplanar no tensionada con valores de  $d_{hkl110} = 0,23375\text{ nm}$ ;  $d_{hkl200} = 0,16529\text{ nm}$  y  $d_{hkl211} = 0,13495\text{ nm}$ .
- ✚ En la anchura a media altura del pico de difracción para los diferentes ángulos de difracción se obtienen valores de  $\beta$  en diferentes planos como son:  $\beta_{110} = 1,35\text{ rad}$ ; para el  $\beta_{200} = 1,333\text{ rad}$  y para el  $\beta_{211} = 1,31\text{ rad}$ , que demuestran que luego del proceso de soldadura, en la estructura existen tensiones que provocan el ensanchamiento del pico por la disminución de los granos.
- ✚ Al realizar el análisis del campo de temperaturas y la conductividad térmica, para la primera se estableció que la temperatura cambia durante todo el proceso de soldadura en términos de enfriamiento y calentamiento y para la segunda que en las zonas cercanas al cordón se generan tensiones tan pronto como la fuente de calor desaparece.
- ✚ Al realizar el proceso de recuperación por soldadura incide en un costo de 23 748,08 USD, en comparación con la compra del sistema más la contratación técnica, se ahorra un total de 23 667,67 USD.

## RECOMENDACIONES

- ✚ Determinar la resistencia a la corrosión frente al ácido sulfúrico la junta soldada de la aleación de tantalio B 521 realizada por proceso de soldadura.
- ✚ Considerar según la temperatura de fusión del tantalio B 521 de 3 507 °C, realizar la unión mediante soldadura por fricción radial o rotativa como una alternativa de evitar superar la temperatura de 650 °C que lo convierte en material quebradizo.
- ✚ A partir de los 1 500 valores de intensidades obtenidos en la línea de difracción de los planos ( $hkl$ ), considerar analizar el comportamiento de la distancia interplanar para otros planos de difracción.

## REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. Aguirre, I.; Modelado del proceso de soldadura MIG/MAG. III congreso Boliviano de Ingeniería Mecánica y electromecánica, S.C.- Bolivia, septiembre de 2006.
2. Alfonso, E. Investigación del mecanismo de formación de la acritud y tensiones residuales en las capas superficiales durante el proceso de corte de piezas endurecidas. Construcción de Maquinarias (Santa Clara). 5 (1): 52-56, 1995.
3. Alfonso, E; Martin, J. Aplicación de la Ley de Wolf – Bragg en la determinación de las tensiones residuales de primer género. Memorias del II Taller Internacional de Didáctica de la Física “DIDACFISU’ 2000”. Universidad de Matanzas “Camilo Cienfuegos”. 2000. 7p. Disponible en la World Wide Web en <http://www.ucbcb.edu.bo/institut/cexactas/didacfisu/documentos/ActasHTML/AplicacionDeLaLeyDeWolfBragg.html>
4. Asselin, E.; Ahmed, T.; Akram, A. Corrosion of niobium in sulphuric and hydrochloric acid solutions at 75 and 95 °C. Corrosion Science, 49 (10): 694-710, 2007.
5. ASTM: Annual Book of ASTM Standards, Vol. 03.01, ASTM Standard E - 837 - 99, American Society for Testing and Materials, pp. 675-684, 2000.
6. AWS. Metals Handbook, Volume 6. American Society For Metals. 1996.
7. Barreda, J.; Azpiroz, X.; Jiménez, C.; Atxaga, G.; Irisarri, A. Comportamiento a fatiga de uniones soldadas de aleación 718. Anales de Mecánica de la Fractura, Vol. 21, 409 - 414, 2004.
8. Barret, C. Estructura de los metales. 1 edición. Editorial Aguilar. Madrid. 1957. 838 p.
9. Bakker, F.; Horestreydt, A. Soldadura por arco, Madrid, 1968.
10. Barreiro, A.; Acerosespeciales, 3<sup>ra</sup> ed. Madrid, 1966.
11. Bao, R.; Zhang, X. An inverse method for evaluating weld residual stresses via fatigue crack growth test data". Engineering Fracture Mechanics, 77 (12): 3143-3156, 2010.
12. Blunt, J.; Nigel, C.; Balchin, H. Health and Safety in Welding and Allied Processes, 2002. [Cambridge: Woodhead. ISBN 1-85573-538-5.](#)
13. Bingul, Z.; Cook, E. Dynamic modeling of GMAW process. Proceedings of the IEEE International Conference on Robotics & Automation, Deitroit, Michigan, May 1999.
14. Bishop, C. Corrosion tests at elevated temperatures and pressures. Corrosion, 19 (7): 308-314, 1963.
15. Bonifaz, E. Finite element analysis of heat flow in single-pass arc welds. Welding Journal,

- 2000.
16. Bose, D. High Temperature Coatings. Elsevier Science & Technology Books. 2007.
  17. Boyko, V.; Garber, R. Plasticidad reversible de los cristales. NaukaFisimatlit. Moscú Rusia. Cuarta edición, 1991.
  18. Bulloch, J.; Callagy, H.; Scully, A. A failure analysis and remnant life assessment of boiler evaporator tubes in two 250 MW boilers. *Engineering Failure Analysis*, 16(3): 775-793, 2009.
  19. Bulhoes, L.; Joanni, E. Characteristics of corrosion of niobium and anodized niobium in sulfuric acid solution, in: *Proceedings of the International Congress on Metallic Corrosion*, NRC, Toronto, ON, Canada, 3 (1): 437-439, 1984.
  20. Burgos, J. Tecnología de la soldadura - 1 ed. Editorial Pueblo y Educación La Habana. 1987. 285 p.
  21. Burns, R.; Shuker, F.; Manning, P. Industrial applications of corrosion resistant tantalum, niobium and their alloys, in: R.E. Smallwood (Ed.), *ASTM, Special Technical Publication*, 849, ASTM, 1984, pp. 50-69.
  22. Buttle, D.; Dalzell, W.; Thayer, P. Early warning of the onset of rolling contact fatigue by inspecting the residual stress environment of the railhead, *46 (8): 344-350*, 2004.
  23. 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.
  24. Cary, H., *Modern Welding Technology*, 4th ed. Prentice Hall. Ohio. USA. 1998. pp. 107-204.
  25. Cañete, M. Caracterización por rayos x de las aleaciones B 521 y B 708 sometidos al ciclo térmico de soldadura. Tesis en opción al título de Ingeniero Mecánico. Instituto Superior Minero Metalúrgico, 2016.
  26. Cerjak, H. *Mathematical modelling of weld phenomena 4. Materials Modelling Series*. Primera edición. 1998.
  27. Covino, B.; Carter, J.; Cramer, S. The corrosion behavior of niobium in hydrochloric acid solutions, *Corrosion* 36 (10): 554-558, 1980.
  28. Cullity, B. *Elements of x - ray diffraction*, Addison Wesley, 2nd ed., 1972, p 470.
  29. Cullity, B. *Elements of x-ray diffraction*. Department of Metallurgical Engineering and Materials Science. University of Notre Dame. Instituto Cubano del Libro. Ediciones Revolucionarias. La Habana. 1967.
  30. Chandel, R.; Seow, H.; Cheong, F. Effect of increasing deposition rate on the bead geometry

- of submerged arc welds. *Journal of Materials Processing Technology*, 72 (11): 124-128, 1997.
31. Chin-Hyung, L.; Kyong-Ho, C.; Gab-Chul, J.; Chan-Young, L. Effect of weld geometry on the fatigue life of non-load-carrying fillet welded cruciform joints. *Engineering Failure Analysis*, 16 (2): 849-855, 2009.
  32. Climent, F.; Castella, G. Caracterización de la reacción de oxidación del tantalio a  $Ta_2O_5$  mediante difracción de rayos X a alta temperatura, análisis térmico y microscopía electrónica de barrido. *Bol. Soc. Esp. Cerám. Vidrio*, 36 (4): 413-417, 1997.
  33. Christensen, N.; Davies, V.; Gjermundsen, K. The distribution of temperature in arc welding. *British Welding Journal*, 12 (2): 54-75, 1965.
  34. David, S.; Babu, S.; Vitek, J. *Welding: Solidification and Microstructure*, JOM. 2003, pp.
  35. David, S.; Vitek, J.; Correlation between solidification parameters and weld microstructures”, *International Materials Reviews*, 34 (5): 213-245, 1989.
  36. Davidienkov, N. Analysis of the state of stress in the neck of a tension test specimen. En *Proceedings of American Society of Testing Materials*. Tomo 46, pp 1147-1158, 1946.
  37. DebRoy, R.; David, S. A Physical process of fusion welding, *Reviews of Modern Physics*, 67 (1): 85-112, 1995.
  38. Doyle, L. *Procesos y materiales de manufactura para ingenieros*, Tercera edición, 1042 pp, Prentice Hall, México, 1988.
  39. Dutra, J.; De Paola, O. Comparacao entre o proceso MIG/MAG convencional e pulsada. XXII ENTS- Blumeneau/ S.C, 239-243, 1996.
  40. Eager, T.; Tsai, N. Temperature fields produced by traveling distributed heat sources. *Welding Journal*, 62 (12): 346-355, 1983.
  41. Fernández-Columbié, T.; Rodríguez-González, I.; Correa-Suárez, R.; Alcántara-Borges, D. Junta de soldadura disímil de la aleación HK – 40 y del hierro fundido 24. *Ingeniería Mecánica*, 17 (2): 98-107, 2014.
  42. Fitzpatrick, M.; Fry, A. Measurement good practice guide No. 52, Determination of residual stresses by x-ray diffraction - Issue 2, National Physical Laboratory - NPL, United Kingdom, 2005.
  43. Fitzpatrick, M.; Lodini, A. *Analysis of residual stress by diffraction using neutron and synchrotron radiation*, 1 ed., London, Taylor & Francis, 2003.
  44. Fosca, C. *Introducción a la metalurgia de la soldadura*, Lima PUCP, cuarta edición, 2003.

45. Flores Le Roux, R. Estudio de la propagación de fisuras en materiales dúctiles. Tesis para optar al grado de doctor. Departamento de Motopropulsión y Termofluido dinámica Escuela técnica superior de ingenieros aeronáuticos. Universidad Politécnica de Madrid. Madrid, España. Septiembre, 2002.
46. García Y.; Burgos, J. Obtención de campos de temperaturas en juntas soldadas mediante el empleo de MEF. Revista de la Facultad de Ingeniería. Universidad Central de Venezuela. Editorial Papiro, Venezuela, 18 (2): 53-65, 2003. (a) Disponible en: <<http://www.revelo.com.ve/programa/indice/>> acceso: julio 2005.
47. García, Y.; Burgos J. Obtención de los campos de temperaturas en juntas soldadas mediante el empleo de MEF. JIFI 2002, Simposio de la red Iberoamericana de Aceros Tradicionales y Aceros Estructurales, Avanzados. 1er, Caracas, Venezuela. 2002.
48. García-Rodríguez, Y.; Burgos Sola, J. Procedure for the obtaining by means of MEF of the thermal fields, deformations and residual tensions in welded unions. Rev. Téc. Ing. Univ. Zulia, abr. 2007, vol.30, no.1, p.13-22. ISSN 0254-0770.
49. Gaul, H.; Weber, G.; Rethmeier, M. Evaluation of fatigue crack propagation in spot welded joints by stiffness measurements. International Journal of Fatigue, 33 (5): 740-5, 2011.
50. Goncalves, C.; Goncalves, H. Estimation of heat source and thermal efficiency in GTAW process by using inverse techniques. Journal of Materials Processing Technology, 172 (24): 42-51, 2006.
51. Goldak J.; Moashi, G. Numerical aspect of modelling weld. Moashigu. Carleton University. ASM Handbook, Vol 6 Welding, Brazing and Soldering. 1999.
52. Guliar, A.; Metalografía, Tomo 1 y 2, Edit MIR Moscú. 1978.
53. Ghosh, P.; Singh, P.; Vaze, K.; Kushwaha, H. Characterization 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.
54. Greenberg, B.; Ivanov, M.; Patselov, A.; Besshaposnikov, Y. The processes of fragmentation, intermixing and fusion upon explosion welding. AASRI conference on modelling. Sci Verse Science Direct. AASRI Procedia. 3 (1): 66-72, 2012.
55. Habashi, F. Historical Introduction to Refractory Metals. Mineral Processing and Extractive Metallurgy Review, 22 (1): 25-53, 2001.
56. Han, C.; Pyoun, Y.; Kim, C. Ultrasonic micro-burnishing in view of eco-materials processing. Advances in Technology of Materials and Materials Processing Journal, 4 (1): 25-28, 2002.
57. Han, S.; Brennan, F.; Dover, W. Development of the alternating current stress measurement

- model for magnetostriction behaviour of mild steel under orthogonal magnetic fields for stress measurement. *J Strain Anal*, 37 (25): 21-31, 2002.
58. Hebda, J. Niobium alloys and high Temperature Applications. Niobium Science & Technology: Proceedings of the International Symposium Niobium 2001 (Orlando, Florida, USA) (Companhia Brasileira de Metalurgia e Mineração).
59. Henderson, M.; Arrell, D.; Heobel, M.; Larsson, R. y Marchant, G. Nickel-based superalloys welding practices for industrial gas turbines applications. *Science and technology of welding and joining*, 9 (1): 13-21, 2004.
60. Hernández, G. Manual del soldador, Madrid CESOL, decimo quinta edición, 2006.
61. 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.
62. Huang, H.; Usmani, A. Finite element analysis for heat transfer, Springer-Verlag. 98 (34): 35-38, 1994.
63. Howard, B. Manual de soldadura moderna Tomo 3, Prentice Hall. Segunda edición. 1992.
64. James, M.; Buck, O. Quantitative non - destructive measurements of residual, Stresses, CRC, *Critical Reviews in Solid State and Materials Science*, 9 (Issue 1): 45-55, 1980.
65. Jenkins, R.; Zinder, R. Introduction to x – Ray, Powder Diffractometry. John Wiley and Sons, 1996. pp 47-94.
66. Kammer, P.; Monroe, R.; Martin, D. Weldability of Tantalum Alloys. Two-phase program investigates the major factors that influence weld ductility in simple solid-solution strengthened tantalum alloys. *Welding Research Supplement*, 1972. pp 304-320.
67. Kamp, N.; Parry, M.; Singh, K.; Sinclair, I. Analytical and finite element modeling of roughness induced crack closure. *Acta Materialia*, 52 (6): 343-353. 2004.
68. Kanvinde, A.; Fell, B.; Gomez, I.; Roberts, M. Predicting fracture in structural fillet welds using traditional and micromechanical fracture models. *Engineering Structures*, 30 (11): 3325-3335, 2008.
69. Kashiwaya, K. Stress measurement using a magnetic anisotropy sensor with help of alternating current demagnetization, *JSNDI*. 34 (22): 201-207, 1985.
70. Key to Steel. Influence of alloying elements on steel microstructure. Key to steel web site. 2002. Disponible en la World Wide Web en: <http://www.key-to-steel.com/>
71. Kim, Y. Metal transfer in gas metal arc welding. Massachusetts Institute of Technology, Cambridge, Mass. 1989.

72. Kim, S.; Cha, B. Deposition of tantalum nitride thin films by D.C. magnetron sputtering, *Thin Solid Films*, 475 (45): 202-207, 2005.
73. Korotcishe, L. Procesos progresivos en la deformación plástica superficial por rodadura. Editorial Mir. Moscú. 1989. pp 53 - 64.
74. Kotecki, D. Welding metallurgy and weldability of stainless steel. EE.UU: John Wiley & Sons Inc, 8-19, 2005.
75. Lajtín, Yu.; Arzamásov, B. Tratamiento termoquímicos de los metales, Editorial MIR, Moscú. 1985.
76. Landolt-Börnstein Data. New Series. 6th De. Vol. in/17 g; 274-277, 1984.
77. Leyens, C.; Titanium and titanium alloys. 2003.
78. 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.
79. Lippold, J. Recent developments in weldability testing for advanced materials. Joining of advanced and speciality materials VII. ASM International. Materials Park Ohio. 2005.
80. Lotsberg, I. Stress concentrations due to misalignment at butt welds in plated structures and at girth welds in tubulars. *International Journal of Fatigue*, 31 (5): 1337-1345, 2009.
81. Lupton, D.; Schiffmann, W.; Schreiber, F.; Heitz, E. Corrosion behaviour of tantalum and possible substitute material sunder extreme conditions, in: *Proceedings of the International Congress on Metallic Corrosion*, vol. 2, Dechema, Frankfurt-am-Main, Germany, 1981, p. 1441.
82. Macherauch, E.; Kloos, K. Residual stresses in science and technology, *Int. Conf. Garmisch-Partenkirchen*, DGM-Verlag, Oberursel, 1 (1): 3-26, 1986.
83. Macleary, D. Testing of columbium and columbium alloys. *Corrosion*, 18 (4): 67-69, 1962.
84. Maratray, F. Recargues por soldaduras resistentes a la abrasión. Consultado en marzo de 2000. Disponible en Web World Wide en [www.soldadura.com](http://www.soldadura.com)
85. Martin, J.; Roller burnishing – A cold working tool to reduce weld induced residual stress, *American Society of Mechanical Engineers, Pressure Vessels and Piping Division (PVP)*. 441 (110): 115-122, 2002.
86. Marulanda, J.; Zapata, A.; Mesa, D. *Fundamentos de la soldadura de metales*. Universidad Tecnológica de Pereira. 2007.
87. Masubuchi, K. *Analysis of welded structures: residuals stresses, distortion, and their consequences*, Massachusetts Institute of Technology, USA, 1980, pp.88-110, pp. 112-145, pp. 148-187, pp. 328-335.

88. Maxunawa, A. Modelling of heat and fluid flow in arc weld. Proc Int. Trends in welding search ASM International, 1992.
89. Mazur, Z. Predicción numérica de la microestructura de la zona afectada por el calor durante el proceso de soldeo SMAW en el acero al Cr-Mo-V. Rev. Metal Madrid, 37 (7): 563-572, 2001.
90. Michael, H.; Walter, E.; Herbert, G., Micro strain in HMX investigated with powder x – ray diffraction and correlation with the mechanical sensitivity. JCPDS - International Centre for Diffraction, Advances in x – Ray Analysis, 45 (23): 212-217, 2002.
91. Micharelis, P.; Minimization of welding residual stress and distortion in large structure. The Penn State University, University Park. P. A., 2003. Disponible en: <http://www.me.psu.edu/micharelis/pubs/wj99.pdf> acceso: marzo 2004.
92. Mythili, R. Study of transformation behaviour in Ti-4,4Ta-1,9Nb alloy. Material Science and Ingenering A, 1 (3): 1-14, 2004.
93. Moore, Metalurgia Química. Ed. Alhambra; 468-488, 1987.
94. Mompean, L. El titanio y sus aleaciones. Revista Soldadura. 21 (3): 32-37, 1991.
95. Murray, N.; Dunand, D. Microstructure evolution during solid - state forming of titanium. Composites Science and Technology, 63 (54): 2311-2316, 2003.
96. Parlane A. Origin and nature of residual stress in Welded Joints. Welding Institute.1980.
97. Pero-Sanz, J. Ciencia de los materiales. Metalurgia Física: Estructura y Propiedades, Editorial DUSSAT SA, 2000, 3ra Edición. p 393 - 502. España.
98. Pupo, D. Comportamiento microestructural de la aleación B 521 empleada en la línea de tubería de inyección de ácido sulfúrico. Tesis en opción al título de Ingeniero Mecánico. Instituto Superior Minero Metalúrgico, 2012.
99. Prevey, P. Effect of cold work on the thermal stability of residual compression in surface enhanced IN 718, Nickel base alloys, ASM International, Heat Treating Including Advances in Surface Engineering, 1 (2): 426-434, 2000.
100. Quintero, M.; Cerpa, S.; Mejías, 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.
101. Radhakrishnan, V. Hot cracking in austenitic stainless steel weld metals. Science and Technology of welding and Joined Magazine, 5 (1): 25-32, 2000.
102. Robin, A. Corrosion behavior of niobium, tantalum and their alloys in boiling sulphuric acid solutions, International Journal of Refractory Metals & Hard Materials 15 (3): 317-323,

- 1997.
103. Robin, A.; Rosa, J. Corrosion behavior of niobium, tantalum and their alloys in hot hydrochloric and phosphoric acid solutions, *International Journal of Refractory Metals & Hard Materials* 18 (3): 13-21, 2000.
  104. Rodil, S. The influence of the magnetic field configuration on plasma parameters and microstructure of niobium nitride films. *Surf. Coat. Technol.* 201, pp. 6117-6121, 2007.
  105. Rodríguez, H. *Metalurgia de la soldadura*. 1 ed - Pueblo y Educación. La Habana. 1983. 613 p.
  106. Rodríguez, H. *Metalurgia de la soldadura*. Editorial Pueblo y Educación. La Habana. Cuba. 1987. pp 134-154.
  107. Roth, R.; Warring, J. y Parker, M. Effect of oxide additions on the poly-morphism of tantalum pentoxide. IV. The system  $Ta_2O_5-Ta_2WO_8$ . *J. Sol State Chem*, 2 (4): 45-61, 1970.
  108. Rowe, R.; Jeffeus, L. *Manual de soldadura GMAW (MIG-MAG)*. Paraninfo. Ediciones. España. 2008.
  109. Rosenthal, D. Mathematical theory of heat distribution during welding and cutting. *Welding Journal*, 20 (5): 220-234, 1941.
  110. Rowe, R.; Jeffeus, L. *Manual de soldadura GMAW (MIG-MAG)*. Paraninfo. Ediciones. España. 2008.
  111. Sakai, Y.; Tamura, N. Experimental research for estimating erection stress of steel bridge using magnetic anisotropy sensor, proceeding of the SEIKEN SYMPOSIUM Non-Destructive Engineering, 26 (15): 61-70, 2000.
  112. Suguru, N. Preferred orientation and film structure of TaN films deposited by reactive magnetron sputtering. *J. Vac. Sci. Technol., A*, 22, pp. 332, 2004.
  113. Suzuki, H. A new formula for estimating HAZ maximum hardness in welded steel, I.I.W. Doc IX 1351-85, 2007.
  114. Stelmakh, V.; Rinnerbauer, V.; Geil, R.; Aimone, P.; Senkevich, J.; Joannopoulos, J.; Soljac'ic', M.; Celanovic, I. High-temperature tantalum tungsten alloy photonic crystals: Stability, optical properties, and fabrication. *Applied Physics Letters*; 103, 123903, 1-4, 2013.
  115. Stephenson, N.; Roth, R. Structural systematic in the binary system  $Ta_2O_5-WO_3$ . V. The structure of the low - temperature form of tantalum oxide L- $Ta_2O_5$ . *Acta Cryst. Sec. B* 27, 1037-44, 1971.
  116. Talero, J.; Muñoz, M. *Introducción al cálculo de estructuras metálicas según Eurocódigo 3*.

1era Edición corregida. España. 2000.

117. Tang, X. Phase transformations in Ti-Nb-Ta and Ti-Nb-Ta-Zr alloys. *Mater. Sci*, 35 (12): 1805-1811, 2000.
118. Thomas, O.; D'Heurle, M.; Charai, A. Reacted amorphous layers: tantalum and niobium. *Phil. Mag. B*, 58 (5): 29-38, 1988.
119. Traidia, A.; Roger, F. Numerical and experimental study of arc and weld pool behavior for pulsed current GTA welding. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 54 (9-10): 2163-2179, 2011.
120. Valiev, R.; Islamgaliev, R.; Alexandrov, I. Bulk nanostructure materials from severe plastic deformation. *Prog. Mater. Sci*, 45 (12): 103-189, 2000.
121. Villa-Rabasa, A.; Hernández, G. Apuntes de metalurgia de soldadura. SEPI-ESIME-IPN. 1999.
122. Wang, Y.; Sun, P.; Wang, H. Detection of line weld defects based on multiple thresholds and support vector machine. *NDT&E International*, 41 (7): 517- 524, 2008.
123. Wagner, T.; HREM of electron-beam-induced damage in L-Ta<sub>2</sub>O<sub>5</sub>. *J. Sol. State Chem*; 91 (12): 189-203, 1991.
124. Weman, K. *Welding processes handbook*. New York: CRC Press LLC. 2003. Wells, A. *Structural Inorganic Chemistry*. 5th Ed., Oxford Science Publications; 71-77; 547 – 549, 1986.
125. Zienkiewicz, O. *El método de los elementos finitos*. Cuarta Edición. McGraw-Hill, Barcelona, España. 1994.
126. Zinn, W.; Scholtes, B. In *handbook of residual stresses and deformation of steel*, Edited by G. Totten, M. Howes and T. Inoue, ASM International, pp. 391 - 396. 2002.
127. Zolotarevsky, J. *Elementary dislocation theory*, Oxford University Press, 1996.