



Instituto Superior Minero Metalúrgico de Moa
“Dr. Antonio Núñez Jiménez”
Facultad de Metalurgia y Electromecánica
Departamento de Ingeniería Mecánica

**MICROESTRUCTURA DE LA UNIÓN DISÍMIL DEL ACERO INOXIDABLE
ENDURECIBLE Y EL HASTELLOY CON ELECTRODO DE ALLOY**

Tesis presentada en opción al Título de Ingeniero Mecánico

Autor: Víctor Manuel Olivares Borges

Tutores: Prof. Tit. Lic. Tomás Fernández Columbié, Dr. C.

Téc. Ing. Rodney Enrique Correa Suárez Ms. C.

Moa, 2016



Declaración de autoridad:

Yo: Víctor Manuel Olivares Borges

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

Víctor Manuel Olivares Borges

Dr. C. Tomás H. Fernández Columbié



Agradecimientos

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

A mi tutor por confiar en mí en la realización de este trabajo el Dr. C. Tomás Fernández Columbié y el Ms. C. Rodney Enrique Correa Suárez.

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 en la realización de este trabajo.

A la revolucion, por darme la oportunidad de convertirme en profesional .

A todos

Muchas Gracias.



Dedicatoria

Quiero dedicar este trabajo a mis familiares.

A mi madre: Seleni Borges Leyva.

A mi padre: Víctor Manuel Olivares La Costa.

A mis hermanos: Manuel Alejandro.

A mi amigo: Alexito,

por su ayuda incondicional

***A mis compañeros que estuvieron a mi lado durante
los seis años de mi carrera.***

A mis profesores.

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



Resumen

El trabajo tiene como objetivo establecer el comportamiento microestructural de la unión disímil de las aleaciones ASTM A 693 del tipo 630 (SAE 17 – 4 PH) y de la aleación Hastelloy C-276 con electrodo E 776. En la aplicación del ciclo térmico de soldadura se estableció un aporte térmico de 193 J/m, se obtiene una energía específica entrante de 66 W, parámetros que durante el calentamiento y enfriamiento influyó en el crecimiento de los precipitados ya las microestructuras son consistente de una matriz austenítica con austenita de morfología tipo dendrítico o listoncillo, austenita acompañado de martensita, así como austenita Widmanstätten y precipitación de austenita secundaria al interior de la martensita, con formación de carburos. En composición química del cordón resultante realizado por el diagrama de Schaeffler el depósito se ubica en el campo uno, que provoca fisuración en caliente por encima de 1 250 °C y formación de fase intermetálica sigma entre 500 y 900 °C. Los perfiles de microdureza caracterizan la ZAT con 600 y 700 HV respectivamente. Se realiza la valoración técnico económico y el impacto medio ambiental.



Abstract

This paper has as objective to establish the behavior microstructure of the union dissimilar of the alloys ASTM A 693 of the type 630 (SAE 17 - 4 PH) and of the alloy C-276 with electrode E 776. In the application of the thermal cycle of welding a thermal contribution of 193 J/m settled down, an incoming specific energy of 66 W is obtained, parameters that during the heating and cooling influenced in the growth of the precipitate the microstructure they are already consistent of a main austenitic with austenite of morphology type dendrites or listoncillo, austenite accompanied by martensite, as well as austenite Widmanstätten and precipitation of secondary austenite to the interior of the martensite, with formation of carbides. In chemical composition of the resulting cord carried out by the diagram of Schaeffler the deposit it is located in the field one that causes warm fissuring above 1 250 °C and formation of phase inter metallic sigma between 500 and 900 °C. The micro hardness profiles characterize the ZAT respectively with 600 and 700 HV. He is carried out the valuation economic technician and the half environmental impact.



TABLA DE CONTENIDOS

SÍNTESIS	Pág
INTRODUCCIÓN.	1
CAPÍTULO 1. MARCO TEÓRICO. ANTECEDENTES INVESTIGATIVOS	
1.1. Introducción	
1.2. Características de las aleaciones termoresistentes	5
1.3. Riesgo de agrietamiento en las aleaciones base níquel	8
1.3.1. Mecanismo de agrietamiento por deformación del envejecimiento	10
1.4. Clasificación de los aceros inoxidables	12
1.4.1. Aceros inoxidables martensíticos	13
1.4.2. Aceros inoxidables endurecibles por precipitación (PH) trabajados	13
1.4.3. Soldadura de aceros inoxidables martensíticos	15
1.5. Características del proceso de reconstrucción de piezas por soldadura	16
1.5.1. Soldadura de mantenimiento	17
1.6. Transformaciones físico-químicas y estructurales en la unión soldada	18
1.6.1. Modificaciones estructurales de la zona fundida (ZF)	19
1.6.2. Modificaciones estructurales y físico – química en el metal base	19
1.7. Tensiones residuales y distorsión de soldadura	21
1.7.1. Clasificación de las tensiones en las uniones soldadas	23
1.8. Tratamientos térmicos realizados a las uniones soldadas	24
1.9. Conclusiones del capítulo	25
CAPÍTULO 2. MATERIALES Y MÉTODOS	
2.1. Introducción	27
2.2. Composición química de las aleaciones	27
2.2.1. Caracterización de la unión	28
2.3. Metodología de cálculo para el proceso de soldadura	29
2.3.1. Cálculo del ciclo térmico	29
2.3.2. Intensidad de corriente	30
2.3.3. Voltaje del arco eléctrico	30
2.3.4. Velocidad de soldadura	30
2.3.5. Energía lineal del proceso de soldadura	31



2.3.6. Cálculos numéricos para la soldadura por arco eléctrico	32
2.3.7. Cálculo de la energía específica entrante	32
2.3.8. Velocidad de enfriamiento del cordón	32
2.4. Materiales y equipos empleados en la experimentación	34
2.4.1. Máquina de soldar empleada en la soldadura	34
2.4.2. Material de aporte empleado	34
2.4.3. Diagrama de Schaeffler	35
2.5. Preparación metalográfica	36
2.5.1. Corte de las muestras	36
2.5.2. Preparación de la unión	37
2.5.3. Desbaste de las muestras	37
2.5.4. Pulido y ataque de las muestras	38
2.5.5. Observación microscópica y comportamiento microestructural	38
2.5.6. Ensayo de microdureza aplicado a las muestras	40
2.6. Cálculo de costo del proceso de soldadura	40
2.6.1. Proceso de maquinado por fresado	42
2.6.2. Tiempo de maquinado para el fresado	42
2.7. Clasificación de los gastos de tiempo de trabajo	43
2.8. Conclusiones del capítulo 2	45
CAPÍTULO 3. ANÁLISIS DE LOS RESULTADOS	
3.1. Introducción	46
3.2. Análisis de la composición química	46
3.3. Análisis por el diagrama de Schaeffler	47
3.4. Análisis del ciclo térmico de soldadura	48
3.4.1. Cálculo de costos de la soldadura	49
3.5. Resultados de la metodología de cálculo de mecanizado	50
3.6. Análisis microestructural	51
3.6.1. Análisis microestructural de la interfase	52
3.6.2. Zona de influencia térmica	53
3.7. Análisis de la microdureza	55
3.8. Análisis de la valoración económica	57



3.9. Impacto ambiental	57
3.10. Conclusiones del capítulo 3	59
CONCLUSIONES GENERALES	
RECOMENDACIONES	
BIBLIOGRAFÍAS	
ANEXOS	



INTRODUCCIÓN

Los esfuerzos a los que están sometidos las bombas centrífugas marca Toyo, acompañado por la agresividad del medio ambiente, nos impulsa a investigar los posibles defectos que pueden inducir a una rotura catastrófica de sus elementos estructurales, los cuales pueden localizarse fundamentalmente en la zona afectada por el calor (ZAC), región que abarca varios milímetros desde la línea de fusión de la soldadura. Los cambios microestructurales que en esta región se producen, son debidos a la energía calorífica aportada por la soldadura y cuyo ciclo térmico genera productos de transformación, que dependen fundamentalmente de la temperatura alcanzada, velocidad de enfriamiento y composición química del metal base.

Estos productos de transformación, fragilizan la zona, reduciéndose sus propiedades mecánicas, sobre todo si la estructura es sometida a cargas cíclicas, que facilitan la propagación de una grieta, iniciada, en aquellas regiones de la ZAC, que son más proclives a la formación y propagación de estas microgrietas, cuya elevada velocidad de propagación colapsa la estructura por grande que sea esta en unos instantes.

La necesidad de encontrar materiales resistentes a la corrosión, elevadas temperaturas de servicio y ácidos a determinadas temperaturas y concentraciones, ocasionó la investigación y descubrimiento de aleaciones a base de hierro, carbono, cromo y otros elementos aleantes, principalmente níquel, molibdeno, manganeso, silicio, titanio entre otros que les confieren una resistencia particular ante algunos tipos de corrosión y atmósferas, denominadas inoxidables.

Sus excelentes propiedades físico - mecánicas los convierten en materiales indispensables e insustituibles en las industrias químicas, del alcohol, petroquímicas, de papel y celulosa, petrolífera, textil y farmacéutica, no sólo por sus buenas propiedades anticorrosivas sino, por sus buenas cualidades tecnológicas y mecánicas y ser eléctricamente soldables.

Atendiendo a su composición y estructura, se encuentran clasificados en cuatro grandes grupos: martensíticos, ferríticos, dúplex y austeníticos, siendo estos últimos los de mayor resistencia a la corrosión. Dentro de los cuales encontramos el Hastelloy C-276 con una

estructura cúbica de caras centradas, esencialmente no magnético en estado recocido y sólo puede endurecerse en frío.

Otros grupos de aceros inoxidable empleados en la industrias, son los martensíticos, grados que pueden ser endurecibles mediante un tratamiento de envejecido. Se clasifican en austeníticos, semiausteníticos o martensíticos de acuerdo a la microestructura obtenida luego del recocido de solubilizado. Las aleaciones semiausteníticas son posteriormente tratadas térmicamente así es que la austenita transforma a martensita.

Los grados PH martensíticos y semiausteníticos pierden su resistencia mecánica rápidamente a temperaturas superiores a 425 °C, pero brindan resistencias mecánicas considerablemente más altas que los martensíticos. Estos son endurecibles por precipitación de transformación directa y de transformación controlada. Sus aplicaciones incluyen las situaciones de mayor requerimiento mecánico a alta temperatura por corto período de tiempo junto con resistencia a la corrosión y a la oxidación hasta 425 °C.

La **situación problemática** de la investigación la constituye:

La búsqueda de una solución que permita atenuar las constantes roturas que ocurren en el árbol de la bomba Toyo, ha sido una limitante por parte del personal técnico de la empresa "Comandante Pedro Sotto Alba", la rotura de este elemento de la turbomáquina está asociada al cambio abrupto que presenta en la sección de la zona de asentamiento del impelente. Se han establecidos diseños sobre la base del cambio de la forma geométrica establecida por el fabricante y sustituir el material inicial el AISI 312 por otro con mejores condiciones de explotación el Hastelloy C-226 soldado con el acero martensítico AISI 630 (Lobaina, 2015). La propuesta tecnológica, presumiblemente ha resuelto el problema de los constantes fallos, pero no se precisa si luego del proceso de soldadura entre ambos elementos, pudiera aparecer de forma repentina otra catástrofe que conlleve a paradas repentinas y a pérdidas en la economía del país.

El **problema** a investigar lo constituye:

La no caracterización metalúrgica de la unión disímil del acero inoxidable endurecible ASTM A 693 tipo 630 (SAE 17 – 4 PH) y la aleación Hastelloy C - 276 con electrodo UTP 776 realizada por soldadura manual por arco eléctrico.

Sobre la base del objetivo a cumplir, se formula la siguiente **hipótesis**

Luego de ser aplicado el ciclo térmico de soldadura por arco eléctrico en la unión metalúrgica disímil del acero inoxidable endurecible ASTM A 693 tipo 630 (SAE 17 – 4 PH) y la aleación Hastelloy C - 276 con electrodo UTP 776, se podrá realizar la caracterización metalográfica de las zonas del cordón de soldadura y predecir si las mismas son susceptible al agrietamiento.

A partir de la hipótesis planteada, se define como **objetivo del trabajo**:

Caracterizar a través del comportamiento microestructural en la zona fundida (ZF) y en la zona de influencia térmica (ZIT) las condiciones metalúrgicas de la unión disímil del acero inoxidable endurecible ASTM A 693 tipo 630 (SAE 17 – 4 PH) y la aleación Hastelloy C - 276 con electrodo UTP 776.

Como **objeto** de estudio se establece: cordón de soldadura disímil del acero inoxidable endurecible ASTM A 693 tipo 630 (SAE 17 – 4 PH) y la aleación Hastelloy C - 276 con electrodo UTP 776.

Campo de acción: microestructura interna de la zona fundida y de la zona de influencia térmica de la unión disímil.

Y se definen los siguientes **objetivos específicos**

1. Describir las condiciones de soldadura que rigen la unión de aceros inoxidables austenítico y martensítico en correspondencia del ciclo térmico realizado con electrodos revestidos.
2. Establecer el procedimiento metodológico a partir de la unión disímil acero inoxidable endurecible y la aleación hastelloy C- 276, expuestas a condiciones de temperaturas variables.
3. Analizar las microestructuras resultantes en la zona fundida y en la zona de influencia térmica de la unión disímil, luego de aplicado el ciclo térmico de soldadura manual por arco eléctrico y electrodos revestidos.

Tareas de trabajo

1. Revisión bibliográfica relacionada con el objeto de estudio.



2. Establecimiento de los parámetros del ciclo térmico de soldadura.
3. Análisis de los resultados y caracterización de la zona fundida y la zona de influencia térmica en la unión disímil, luego de aplicado el ciclo térmico de soldadura.
4. Fundamentación de las inestabilidades metalúrgicas que surgen en el proceso de soldadura en las uniones disímiles.
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

La soldadura de las superaleaciones base níquel endurecibles por precipitación presenta un serio riesgo debido a la posible aparición de agrietamientos o de una considerable pérdida de resistencia con respecto a la que ofrece la aleación base. Por este motivo, la formulación de un método de valoración previo de este riesgo con la suficiente fiabilidad constituye un paso importante para efectuar una selección correcta de la aleación a emplear para un componente concreto. El objetivo del capítulo es realizar la búsqueda bibliográfica relacionada con el método más adecuado para la reconstrucción de árboles de acero inoxidable endurecibles por medio de la soldadura con arco eléctrico.

1.2. Características de las aleaciones termoresistentes

La aplicación de recubrimientos duros sobre las superficies, consiste en depositar alguna clase de aleación especial sobre una parte metálica mediante alguno de los diversos métodos de aplicación de soldadura, para formar una superficie que resista a la abrasión, al calor, al impacto y a la corrosión o sus combinaciones (AWS, 1996).

Un grupo importante de aleaciones para el servicio de corrosión y alta temperatura está basado en el elemento níquel. Uno de los atributos más importantes del níquel, con respecto a la formación de aleaciones resistentes a la corrosión, es su compatibilidad metalúrgica con otros metales tales como cobre, cromo, molibdeno y hierro. Las aleaciones de níquel son, en general, austeníticas; sin embargo, pueden estar sujetas a la precipitación intermetálica y a la formación de fases de carburo al someterse al envejecimiento.

De acuerdo con Vázquez (1994) y Kato (2003), una buena resistencia a la abrasión está determinada por una fase dura muy compacta. Si se requiere una matriz tenaz para condiciones de impacto y abrasión, es recomendable una estructura austenítica con elementos de aleación que formen carburos de mayor dureza. Aunque según Wu y Redman (1994), la actuación de una aleación de níquel se puede acercar a un comportamiento martensítico.

La soldadura de recargue es un método muy utilizado para funcionalizar superficies sometidas a desgaste severo, corrosión u oxidación, que se ha transformado en un campo de gran aplicación y desarrollo tecnológico, tanto para la fabricación de nuevos componentes como para la reparación y extensión de la vida útil, dentro de las más variadas industrias (Merric *et al.*, 1998).

En este sentido, el estudio sistemático de diversos consumibles y procesos de soldadura aplicados a recargues duros es de gran interés para la optimización del diseño de los consumibles y para la evaluación y puesta a punto de procedimientos de soldadura. Así, el aporte térmico, el tipo de protección gaseosa utilizada, la temperatura de precalentamiento o el tratamiento térmico post-soldadura son algunas de las variables que afectan las características del depósito (Bhushan y Gupta, 1997).

En general el material recargado para aplicaciones relacionadas con el desgaste posee una estructura de alta dureza o endurecible por trabajado mecánico o tratamiento térmico, como martensita o una matriz blanda con partículas duras o segundas fases (carburos o boruros) de acuerdo con el tipo de aplicación buscada (Wu, 2000). En particular para deslizamiento metal – metal en caliente, el desgaste se debe fundamentalmente a los mecanismos de abrasión y adhesión, por lo cual usualmente se emplean materiales con contenidos de carbono entre 0,1 a 0,7 % y hasta un 20 % de aleación (Cr, Mn, Mo, W y/o V) como aceros martensíticos para herramientas o aceros inoxidables martensíticos (Merric *et al.*, 1998 y Kotecki y Ogborn, 1995). Estos depósitos de soldadura a menudo requieren un tratamiento térmico postsoldadura a fin de ajustar las propiedades mecánicas finales y generar alivio de tensiones, que incide en la vida útil del componente (Bortoni *et al.*, 1989).

Xu Xiaolei *et al.* (2005) estudiaron el efecto del cromo molibdeno y wolframio en el endurecimiento del níquel a altas temperaturas y establecieron la dependencia que sigue el cambio de las propiedades mecánicas (termo-resistencia y dureza en caliente) de las aleaciones al alear el níquel con elementos del grupo VI^A. La sustitución del cromo en las soluciones de níquel por molibdeno (para iguales concentraciones

atómicas) conlleva a un significativo aumento de la tenacidad de las aleaciones y durante la sustitución del molibdeno por wolframio esta disminuye.

La influencia del molibdeno en las propiedades de la aleación X15H85 (15Cr85Ni) fue estudiada por los autores Leshchinskiy y Samotugin (2001), quedó establecido que el molibdeno endurece la solución sólida luego del temple más mientras mayor es el contenido del mismo. La introducción en la aleación de 14,6 % de Mo eleva la microdureza desde 2 127 a 3 283 MPa.

La solubilidad de los elementos del grupo VI^A en el níquel disminuye desde el cromo al molibdeno y wolframio (Fontalvo y Mitterer, 2005). El límite de solubilidad del cromo y wolframio en la aleación Ni-Cr-W se determina en suma 39 % de Cr y W (WU, 2000).

En el trabajo de Carpenter *et al.* (2007) se investigó el comportamiento durante la termo-fluencia de la aleación de níquel con 20 % de Cr con diferente contenido de wolframio (hasta el 20 %). El ensayo se llevó a cabo en el aire a 900 - 1000 °C bajo tensiones de 14,7 - 49,0 MPa y en vacío a 900 °C y 34,3 - 49,0 MPa. Las aleaciones que contenían menos de 15 % de Cr tenían una significativa diferencia en las velocidades de termo-fluencia en diferentes medios.

Resultados similares fueron obtenidos en el trabajo de Fernández y Belzunce (2008) al investigar la influencia del wolframio (hasta el 20 %) en la resistencia a la termofluencia de la aleación termo-resistente Ni-20 % Cr, la velocidad de termo-fluencia disminuye sensiblemente con el aumento del contenido de wolframio.

Hernández y Castellanos (2009) determinaron un conjunto de propiedades de las aleaciones de níquel que contenían 10 - 25 % de Cr, 0 - 35 % de W, 0,07 % de C, 0,004 % de B, 0,03 % de Zr luego de revenirlas a 900 y 1 000 °C durante 500 horas. El aumento del cromo hasta 25 % influye favorablemente sobre la resistencia prolongada. El valor máximo corresponde a 5 % atómico de Mo + W. A diferencia de emplear un solo componente, ya sea molibdeno o wolframio, en las aleaciones del sistema Ni-Cr-Mo-W, la aleación conjunta con estos elementos influye enormemente en la sensibilidad a la aparición de grietas en caliente.

La influencia del contenido de molibdeno y wolframio sobre la termo-resistencia de las aleaciones conteniendo cerca de 15 % de cromo se estudió en el trabajo (Henderson *et al.*, 2004). En este caso las aleaciones contenían desde 5,29 hasta 24,74 % de wolframio y desde 2,3 hasta 21,1 % de molibdeno.

Hernández y Shmatko (2002) analizaron la influencia de la composición química sobre la termo-resistencia de un grupo de aleaciones en base a níquel utilizadas en la URSS y EE.UU, Como criterio para la evaluación de la termo-resistencia empleó la temperatura que correspondía a la resistencia prolongada de 100 horas de ensayo con carga de $\sigma_{100} = 196$ MPa. Concluyó que la termoresistencia óptima se alcanza con el contenido total de molibdeno y wolframio de 6 a 9 %. Con el aumento de la relación W/Mo las propiedades termo-resistentes se elevan y la relación más satisfactoria resulta ser $W/Mo \geq 2$.

1.3. Riesgo de agrietamiento en las aleaciones base níquel

Se ha señalado que el níquel y sus aleaciones pueden ser unidos por una gran variedad de procesos (Welding, 2000). Sin embargo, esta afirmación debe ser matizada en sus justos términos. Este comentario es acertado en el caso de las aleaciones que constituyen soluciones sólidas, más dúctiles, que pueden ser soldadas sin necesidad de aplicar ningún precalentamiento previo o tratamiento térmico post-soldadura y el control de la temperatura entre pasadas no resulta un factor crítico.

Las aleaciones endurecibles por precipitación presentan dificultades en este proceso. Además de poder sufrir una pérdida de resistencia, consecuencia de la disolución o el excesivo crecimiento de las partículas presentes en la zona afectada, estas aleaciones presentan el riesgo de sufrir agrietamientos por dos mecanismos diferentes: el denominado en inglés "strain ageing" (deformación del envejecimiento) y el asociado a la licuación de algunas fases, conocido como agrietamiento por licuación (Irisarri, 2000).

El primero de estos mecanismos se origina en el curso de los calentamientos o enfriamientos que se aplican a la unión soldada en el intervalo de temperaturas en que se produce la precipitación de las partículas de segunda fase, viéndose favorecido por

la existencia de tensiones residuales o aplicadas sobre la junta, sobre todo si ésta se halla embridada lo que dificulta la acomodación de las deformaciones que pudieran producirse al formarse dichas partículas. Esto sucede cuando tras la soldadura se aplica un tratamiento térmico de solubilización y envejecimiento con vistas a dotar a la junta de unas propiedades similares a las que posee la aleación base, recobrando la resistencia perdida por la disolución o el excesivo crecimiento de las partículas antes citados. En la figura 1.1 se muestra el efecto del agrietamiento en caliente de una unión soldada.



Figura 1.1. Agrietamiento en caliente en un acero inoxidable. Fuente: Muñoz (2009).

El agrietamiento en caliente corresponde a la aparición de fisuras distribuidas en el material soldado durante la etapa de enfriamiento, cuando este se encuentra aun a alta temperatura (1 000 °C). Dichas fisuras frecuentemente no alcanzan la superficie.

El no aplicar este tratamiento además de la contrapartida de no poder recuperar la resistencia mecánica, no garantiza totalmente que la unión no sufra la aparición de estos agrietamientos ya que también pueden producirse en el propio proceso de soldadura. Contrariamente al anterior, que suele generarse en el metal de soldadura, el agrietamiento por licuación se produce en la zona afectada como consecuencia de las contracciones térmicas que sufre el material durante el enfriamiento, mientras aún existe una cierta cantidad de metal líquido en dicha zona. El agrietamiento se asocia con la existencia de constituyentes de bajo punto de fusión como las fases de Laves (Barreda *et al.*, 2003).

La susceptibilidad del material a sufrir este agrietamiento se ve favorecida por la presencia de aquellos elementos que promuevan la formación de estas fases, jugando,

el hierro un papel muy importante. No obstante, existen otros factores que también influyen sobre este riesgo como son el tamaño de grano o el estado de tratamiento térmico o el aumento de los porcentajes de niobio o titanio o molibdeno de la aleación (Thompson, 1969). El riesgo de que una unión soldada pueda sufrir un agrietamiento por este mecanismo es menor que el debido al agrietamiento por la deformación del envejecimiento, antes mencionado.

1.3.1. Mecanismo de agrietamiento por deformación del envejecimiento

Este mecanismo se conoce como agrietamiento por la deformación del envejecimiento (Strain - Ageing, en inglés), debido a que se produce en las uniones, con una dilatación fuertemente restringida, cuando la precipitación de las partículas de segunda fase a partir de los elementos que se hallaban en solución sólida en el níquel, provoca la aparición de deformaciones que se transmiten a las juntas de grano y al no poder ser acomodadas por el material se produce la aparición de los agrietamientos (Cam y Koçak, 1998).

Según Borgioli *et al.* (2005) en el momento de la precipitación se generan tensiones de tracción y dado que la ductilidad de la aleación en ese instante se reduce hasta unos niveles muy bajos, la aparición de grietas es muy probable. Si la junta presenta tensiones residuales o se encuentra fuertemente embriada, lo que dificulta aún más el poder acomodar las deformaciones, el problema se agrava.

La gravedad de este mecanismo de fallo debe valorarse en su justa medida ya que puede conducir a la aparición de roturas catastróficas. Dado que se halla asociado con la precipitación de las partículas de segunda fase cuanto más fácil e intensa sea ésta será mayor el riesgo de que aparezcan agrietamientos. Éste es un hecho conocido desde hace bastantes años, se asoció con la presencia en la composición de la aleación de los dos elementos que promueven la formación de la fase γ' ; aluminio y titanio (Prager y Shira, 1967).

Una forma de valorar el riesgo de agrietamiento expone Warren *et al.* (2005), es mediante las denominadas curvas de susceptibilidad al agrietamiento. En estas curvas, muy similares a las TTT de los aceros, se trazan representando el tiempo en que se

inicia el agrietamiento frente a la temperatura. Si el enfriamiento del material se realiza lo suficientemente rápido, sin cortar la curva de inicio del agrietamiento, no deberán de aparecer grietas en la junta. Por el contrario, si las condiciones de enfriamiento suponen el rebasar la curva de inicio del agrietamiento la aparición de éstos en la junta será muy probable. En el caso de prever que se dará una situación de este tipo se deberá optar por una aleación que presenta una curva situada más a la derecha, esto es, que el tiempo necesario para que se produzca el agrietamiento sea más largo.

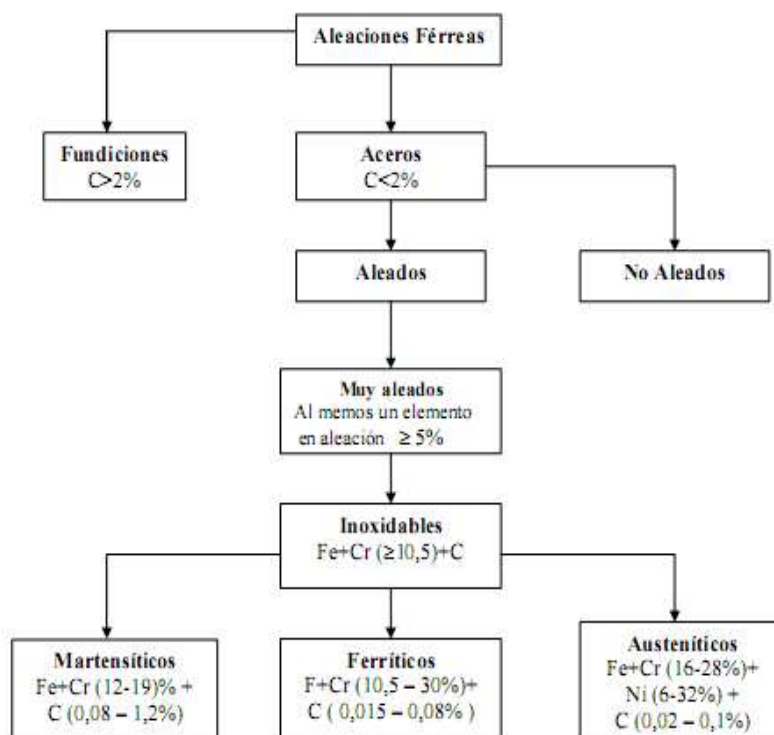
Las aleaciones endurecidas por la fase γ'' , formada mediante la adición de un elevado porcentaje de niobio a su composición, se encuentran en esta situación y se recomienda su uso en aquellas circunstancias en que se prevea que pueden surgir problemas durante la soldadura. No obstante, en un trabajo publicado recientemente (Rowe, 2006) se señala que estas aleaciones son también susceptibles de sufrir este tipo de agrietamientos.

En un trabajo recientemente publicado se ha establecido una clasificación de las aleaciones base níquel forjadas (Rowe, 2006). Esta labor se basó en los resultados obtenidos en los ensayos realizados utilizando el procedimiento conocido con el nombre de ensayo de velocidad de calentamiento controlada. Este método de ensayo es bastante antiguo pues data de los años 60 (Fawley *et al.*, 1970), pero constituye un método simple y barato de caracterización.

En esencia consiste en calentar la probeta a una velocidad que reproduzca las condiciones de soldadura hasta la temperatura deseada y efectuar inmediatamente que se alcanza ésta un ensayo de tracción, sin mantener la probeta durante un tiempo para que se homogenice la temperatura, como se realiza en los ensayos de tracción convencionales. Se registra el alargamiento a la rotura que experimenta la probeta en el ensayo. La realización de estos ensayos a diferentes temperaturas permite determinar la ductilidad mínima del material, que se considera una medida de la susceptibilidad al agrietamiento del mismo. Se puede, por tanto, establecer una clasificación de las distintas aleaciones en base a este parámetro.

1.4. Clasificación de los aceros inoxidables

Los aceros son aleaciones complejas en las que entran en juego múltiples elementos. Los principales elementos después del hierro son: el cromo, el carbono y el níquel. El porcentaje de dichos elementos y su variación cambia la porción de las fases presentes, lo cual da lugar a aceros inoxidables austeníticos, ferríticos, martensíticos y dúplex o austeno-ferríticos. La figura 1.2, muestra la clasificación de los aceros inoxidables, los cuales se encuentran al final de dicha estructura como consecuencia de su alto grado de aleación (Iamboiev *et al.*, 2003).



Otros tipos: Austeníticos al Cr, Mn, Ni; Austeno - Ferríticos (Dúplex)

Endurecidos por precipitación (precipitation hardening)

Figura 1.2. Clasificación de los aceros inoxidables. Fuente: Di Caprio, 1999.

Como se observa en la figura 1.2, el acero inoxidable puede ser clasificado en cinco diferentes familias; cuatro de éstas corresponden a las particulares estructuras cristalinas formadas en la aleación: austenita, ferrita, martensita y dúplex (austenita más ferrita); mientras que la quinta familia son las aleaciones endurecidas por

precipitación, que están basadas más en el tipo de tratamiento térmico usado que en la estructura cristalina (Di Caprio, 1999).

1.4.1. Aceros inoxidables martensíticos

Plantea Hsiao *et al.* (2002) que son aceros que endurecen por transformación martensítica al aire desde la temperatura de austenización. El contenido de Cr está generalmente en el rango de 10,5 a 18 % y el contenido de carbono puede ser de hasta 1,2 %. Algunos grados poseen elementos como Nb, Si, W y V para modificar la respuesta al revenido. También se adiciona Ni para mejorar la resistencia a la corrosión en algunos medios y la tenacidad. Para mejorar la maquinabilidad se adiciona Se y S como en los grados ferríticos y algunos austeníticos.

Según Klar y Samal (2007) en estos aceros se especifican estos elementos cuando la aplicación requiere de buenas propiedades de tracción, resistencia a la termofluencia y a la fatiga en combinación con resistencia a la corrosión moderada y al calor hasta aproximadamente 650 °C. En comparación con los inoxidables ferríticos tienen una resistencia a la corrosión/oxidación menor pero permiten mayores solicitaciones mecánicas a alta temperatura. Estos aceros se suministran en la condición de recocido o temple y revenido y se utilizan en esta última condición. Para una adecuada estabilidad térmica durante el servicio a temperatura se los debe revenir entre 110 y 165 °C por encima de la temperatura de servicio.

1.4.2. Aceros inoxidables endurecibles por precipitación (PH) trabajados

Autores como Jerrard *et al.* (2009) y Facchini *et al.* (2010) consideran que son grados de aceros que pueden ser endurecibles mediante un tratamiento de envejecido. Se clasifican en austeníticos, semiausteníticos o martensíticos de acuerdo a la microestructura obtenida luego del recocido de solubilizado. Las aleaciones semiausteníticas son posteriormente tratadas térmicamente así es que la austenita transforma a martensita. Se utilizan en estas aleaciones varios elementos aleantes como Al, Ti Nb o Cu para producir el envejecido. Al igual que los aceros inoxidables martensíticos, las aleaciones PH pueden alcanzar altos valores de resistencia a la

tracción. Sin embargo, los grados PH martensíticos y semiausteníticos pierden su resistencia mecánica rápidamente a temperaturas superiores a 425°C.

Los aceros inoxidable martensíticos PH brindan resistencias mecánicas considerablemente más altas que los martensíticos (Wang *et al.*, 2006). Estos son endurecibles por precipitación de transformación directa y de transformación controlada. Sus aplicaciones incluyen las situaciones de mayor requerimiento mecánico a alta temperatura por corto período de tiempo junto con resistencia a la corrosión y a la oxidación hasta 425 °C (industria aeroespacial, turbinas de gas).

✚ Aceros inoxidable martensíticos PH de transformación directa: a la temperatura de solubilización (1 040 – 1 070 °C) son predominantemente austeníticos y mediante el enfriamiento al aire hasta temperatura ambiente, transforman a martensita. Luego durante el tratamiento de envejecido (480 – 590 °C), la martensita reviene a martensita revenida (ferrita y muy finos carburos esferoidizados) y precipitan segundas fases submicroscópicas endurecedoras. Estas segundas fases pueden ser cobre metálico o intermetálicas Ni - Ti o Ni - Al. Los aceros de este tipo se designan como 17 - 4 PH, 15 - 5 PH y PH 13 - 8 Mo (Starr *et al.*, 2010).

✚ Aceros inoxidable martensíticos PH de transformación controlada: son austeníticos en el estado de tratamiento térmico de solubilizado (930 - 1 050°C y enfriamiento al aire hasta temperatura ambiente). Luego son fácilmente trabajados en caliente ya que la temperatura de inicio de la transformación martensítica (M_s) está a una temperatura subcero. Por tratamientos subcero o por envejecido primario a 700 °C (precipitación de $M_{23}C_6$ y aumento de M_s por encima de la temperatura ambiente) se efectúa la transformación a martensita (en el envejecido a 700 °C la transformación martensítica ocurre durante el enfriamiento al aire). Luego, se aplican envejecidos secundarios a temperaturas aproximadamente de 480 °C donde precipitan intermetálicos Ni - Al o Ni - Ti y además se reviene la martensita precipitando carburos.

Samal *et al.* (2008) plantea que los aceros inoxidable semiausteníticos PH son modificaciones de los austeníticos 18 - 8. El contenido de Ni es menor y se adicionan

elementos tales como Al, Cu, Mo y Nb. De acuerdo al tipo de tratamiento térmico de endurecimiento que se aplique puede obtenerse una amplia variedad de propiedades para la misma aleación. Se utilizan cuando se requiere resistencia a la corrosión y altas propiedades mecánicas hasta 425 °C. Luego de largas exposiciones a altas temperaturas sufren degradación en las propiedades mecánicas debido a la aglomeración de los precipitados.

1.4.3. Soldadura de aceros inoxidables martensíticos

Autores como Faubert y Springer (2000) y Aydodu (2004) consideran que la alta templabilidad de estas aleaciones, origina que se produzca martensita en el cordón de soldadura y en la ZAT. La martensita, cuya dureza aumenta con el contenido de carbono, presenta una tendencia considerable a la fisuración. Los Aceros Inoxidables martensíticos son endurecidos al aire cuando se les enfría rápidamente desde el rango de temperatura de austenitizado (871 – 1 010 °C).

Dichas temperaturas se alcanzan en la ZAT y el enfriamiento posterior se realiza a velocidades suficientes para producir martensita, por lo que entre los fenómenos a considerar en la soldadura de aceros inoxidables martensíticos se encuentran las tensiones internas y las grietas.

Por otro lado Moro (2000) es del criterio que en la condición recocida, los aceros inoxidables martensíticos tienen básicamente una microestructura ferrítica con carburos de cromo dispersos. El carbono y el cromo en los aceros inoxidables martensíticos actúan en combinación para prevenir la transformación de austenita en ferrita durante el enfriamiento rápido. El resultado es una estructura BCT desordenada llamada martensita (cuerpo tetragonal centrado como BCC pero elongado en una dirección). La zona afectada térmicamente en una pieza soldada desarrollará la fase martensítica frágil, dura y a menos que se realice precalentamiento local, puede desarrollar grietas debido a las tensiones de contracción y al hidrógeno.

La dureza de la zona afectada por el calor depende principalmente del contenido de carbono del metal base (Sieurin y Sandström, 2006). La mayor dureza disminuye la tenacidad y aumenta la susceptibilidad al agrietamiento. El precalentamiento del metal

base retarda la tasa de enfriamiento, permitiendo que el metal de aporte y las zonas afectadas por el calor se enfríen a una tasa más lenta y uniforme, reduciendo las tensiones. La tasa de enfriamiento más lenta también permite que escape más hidrógeno.

Para aplicaciones generales recomiendan Quintana (2004) y Shing-Hoa Wang *et al.* (2006), utilizar como material de aporte grados martensíticos como el 410 o 420 preferentemente con bajo contenido de carbono para evitar excesivo endurecimiento de la soldadura. En aplicaciones que no requieran o no sea práctico realizar precalentamiento o tratamiento térmico postsoldadura y cuando se aceptan diferencias en la composición y en las propiedades físicas (tales como el coeficiente de expansión), se recomienda utilizar como material de aporte grados austeníticos tipo 309, 310 y 312 o similares.

El cordón será más dúctil que las ZAT (dura y frágil); el metal depositado absorberá por fluencia las tensiones y deformaciones en las zonas cercanas al cordón y así evitará las grietas.

1.5. Características del proceso de reconstrucción de piezas por soldadura

Según Park *et al.* (2002), la reconstrucción de piezas por medio de soldadura es uno de los procedimientos ingenieriles más completos y complejos, ya que este implica muchos factores que dependen de las características propias del material y de la aplicación del mismo. La reconstrucción por soldadura, es una forma de solventar cualquier imprevisto o cuando la falta de repuestos amerita la reconstrucción de piezas desgastadas. Pero, para que el elemento reconstruido soporte las cargas y esfuerzos a los cuales está sometido, se debe realizar todo el procedimiento de reconstrucción de forma consistente y puntual.

El proceso de recargue sirve como herramienta práctica para poder reacondicionar piezas o elementos que han sido dañados durante su uso y también permite funcionalizar superficies vírgenes con el fin de ampliar su rango de vida útil. Actualmente la ciencia de la soldadura ha cimentado en la terología su filosofía de optimizar el uso de los recursos no renovables, de esta forma se viene motivando la

tecnología del reprocesamiento y reconstrucción para enfrentar el presente drama industrial de escasez y alto costo de los materiales.

Uno de los factores más importantes en la recuperación de partes y piezas es la selección adecuada del proceso de soldadura de mantenimiento, lo que permite incluso, mejorar las propiedades originales de la pieza a tratar, en esta vía, los fabricantes deberían realizar preventivamente recubrimientos protectores en zonas críticas de sus productos, muchos de ellos ya lo están haciendo y es ahora una normatividad en la fabricación (Meyer, 1968).

Plantea Fosca (2003) que antes de escoger el proceso terológico, es necesario diagnosticar el tipo y causa del desgaste o falla y determinar todas las características del material a tratar; al realizar este diagnostico, encontraremos que normalmente los mecanismos de desgaste son combinados, lo cual implica la utilización de varios tipos de materiales de aporte y varios procesos terológicos.

En un proceso de soldadura, se producen transformaciones en estado sólido en la zona fundida y en la zona afectada por el calor. Frecuentemente estas transformaciones en un acero al carbono, tienen lugar durante el enfriamiento continuo que se producen en un intervalo de temperaturas, generando en cada enfriamiento estructuras en condiciones próximas al equilibrio. Sin embargo, las condiciones de los enfriamientos normales en un proceso de soldadura suelen estar alejadas de las de equilibrio (enfriamiento infinitamente lento), lo que afecta en las proporciones de los constituyentes del acero (ferrita y perlita) y a la naturaleza de fases metaestables (Park *et al.*, 2002).

1.5.1. Soldadura de mantenimiento

Para el caso de la soldadura de mantenimiento, existe documentación genérica, consignada en las fichas técnicas de los diferentes materiales de aporte, y las recomendaciones técnicas de las casas fabricantes de dichos materiales, esto no es un gran problema, pues el principio básico de la soldadura indica que al momento de realizarla, se debe buscar la homogeneidad, es decir, que tanto el material base como el material de aporte deben tener la misma composición y propiedades (Cary, 1998).

Una de las dificultades en la soldadura de mantenimiento se presenta cuando se desconoce la naturaleza del material base, para lo cual se debe recurrir a los análisis químicos y espectrométricos. Otra sería la diversidad de tipos y mecanismos de desgaste a que están expuestos los materiales, lo cual deriva a la terología la necesidad de aplicar aleaciones especiales y combinación de procesos de superiores calidades para preservar e incluso mejorar las propiedades de material base.

Sin embargo, existen antecedentes (Niebles, 2007) que demuestran que en las empresas del sector metalmecánico afines con la soldadura existe desconocimiento y poca evaluación e investigación de las tecnologías de soldadura, ingenieros con poco conocimiento del área de la soldadura que ocupen los cargos de supervisor e inspectores de control de calidad en esta área y metodologías que faciliten el desarrollo y aseguramiento de calidad de sus productos soldados por tanto es responsabilidad de la instituciones de nivel tecnológico y superior en las áreas de ingeniería afines con la tecnología de soldadura enseñarlas, facilitando la integración de la teoría y la práctica de la soldadura en el contexto integrador.

1.6. Transformaciones físico-químicas y estructurales en la unión soldada

Las variaciones en la composición química de la zona fundida pueden tener una influencia favorable o desfavorable sobre las propiedades de la unión.

Plantean Mathar (1934); James y Buck (1980); Easterling (1992) que las pérdidas por oxidación de los elementos útiles como el carbono en los aceros, el silicio en las fundiciones, modifican las características mecánicas. Así mismo, la fijación de un tanto por ciento exagerado de carbono, de fósforo o de azufre, así como la absorción de oxígeno y nitrógeno, producen una pérdida en las cualidades de la unión. Por el contrario, el aporte voluntario por micrometalurgia de ciertos elementos especiales conduce a una mejora de las características mecánicas o químicas.

La pérdida de elementos por oxidación (Stout y Doty, 1971) son fenómenos bien conocidos por los metalúrgicos; en soldadura, se complican por la presencia de una atmósfera que rodea al metal fundido y cuya naturaleza depende del tipo de protección del arco y del baño fundido (tipo de gases de protección, fundentes o de la composición

del revestimiento del electrodo). En el caso de los aceros, sabemos que estas pérdidas son en general consecuencia de la reducción del óxido de hierro por los elementos componentes del acero.

1.6.1. Modificaciones estructurales de la zona fundida (ZF)

Las modificaciones estructurales pueden agruparse en dos grupos (Rodríguez, 1983, Guliari, 1978 y Bailey, 1995) las que afectan el grano del metal, a su arquitectura interna. El estudio de esta 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. Estas 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 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 esta temperatura y de la velocidad de enfriamiento al atravesar las líneas de transformación.

En soldadura eléctrica por arco, se procede en general con depósitos sucesivos de metal fundido de volumen muy pequeño con solidificación casi instantánea; como consecuencia, la estructura del metal fundido es más fina, alineada y acicular. Si la operación lleva varias pasadas, la influencia térmica de las pasadas producirá un refinamiento de grano en las estructuras (Ramírez, 1980)

1.6.2. Modificaciones estructurales y físico – química en el metal base

Fernández *et al.* (2016) expone que el crecimiento de los granos en el metal base, está ligado invariablemente al ciclo térmico de la soldadura, temperatura y 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, disminuyendo 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.

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

La microestructura final del metal soldado es el resultado del mecanismo de solidificación combinado con la transformación en estado sólido de ferrita –austenita durante el enfriamiento. Tal como se comentó anteriormente, la solidificación puede presentarse en el modo ferrítico primario o austenítico primario, dependiendo de la composición de la aleación; sin embargo, otro de los factores que pueden ejercer influencia en el modo de solidificación, es la tasa de enfriamiento. Altas tasas de enfriamiento ocasionan un cambio en el modo de solidificación de ferrítico primario a austenítico primario (Lippold y Kotecki, 2005). En la figura 1.3 se muestran las zonas a las cuales surgen las transformaciones de fase en los aceros luego del ciclo térmico de soldadura.

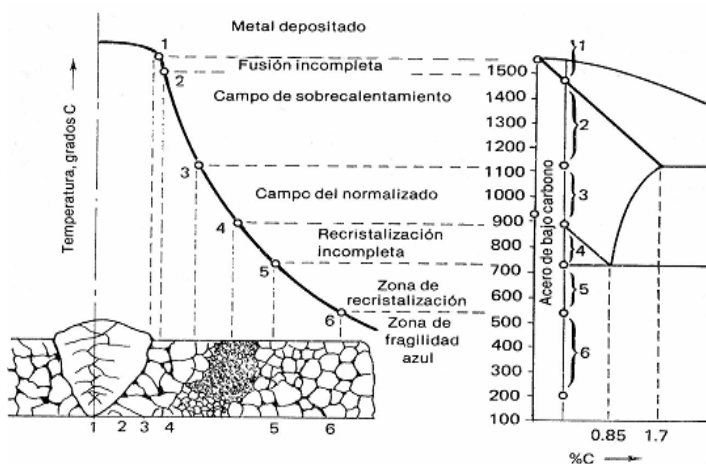


Figura 1.3. Zonas que se presentan en la ZIT de la soldadura. Fuente: Zuñiga (1983).

Si el metal base hubiese sido modificado preliminarmente por algún tratamiento térmico

(temple, revenido) o mecánico (laminado en frío), las transformaciones de la zona de recalentamiento o de la zona de recocido, prácticamente quedan como se ha dicho anteriormente, pero la zona de la primera transformación y una parte del metal de base no afectado, son asiento de nuevas transformaciones difíciles de prever.

1.7. Tensiones residuales y distorsión de soldadura

Las tensiones residuales en los metales son causadas por la deformación de partes de la estructura cristalina interna del propio material. Para restaurar esta retícula interna, es necesaria la introducción de energía a la pieza.

En la soldadura por arco de metal protegido (Shielded Metal Arc Welding, SMAW) es un proceso de soldadura por arco en el que se produce coalescencia de metales por medio del calor de un arco eléctrico que se mantiene entre la punta de un electrodo cubierto y la superficie del metal base en la unión que se está soldando.

Durante el proceso la situación se complica porque: 1) el calentamiento está muy localizado, 2) la fusión de los metales base ocurre en estas regiones locales y 3) la ubicación del calentamiento y la fusión está en movimiento (al menos en la soldadura con arco eléctrico) (Meriño, 1999). Durante este proceso como se muestra en la figura 1.4, la operación empieza en un extremo y viaja al lado opuesto.

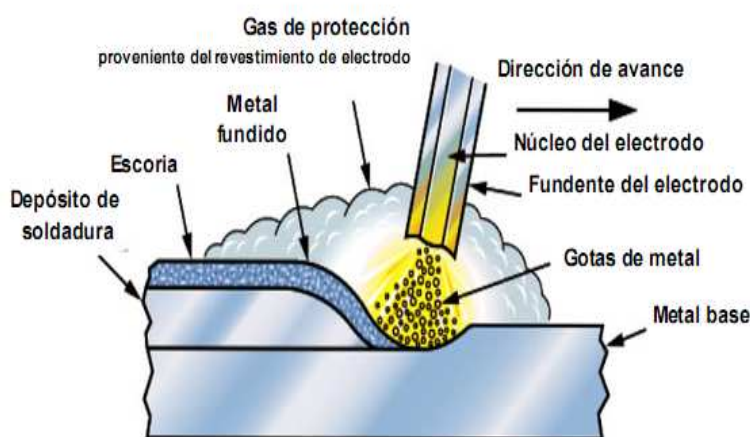


Figura 1.4. Esquema del proceso de soldeo SMAW. Fuente: Meriño (1999).

Como se puede observar en la figura 1.4, según avanza se forma un pozo fundido del metal base (y de metal de aporte), el cual se solidifica con rapidez detrás del arco en

movimiento. Las partes del trabajo inmediatamente adyacentes a la gota de soldadura se vuelven extremadamente calientes y se expanden, en tanto que las porciones removidas de la soldadura permanecen relativamente frías (Easterling, 1992).

El calentamiento y enfriamiento rápidos en regiones localizadas del trabajo durante la soldadura por fusión, especialmente la soldadura con arco eléctrico, producen expansiones y contracciones térmicas, que a su vez provocan tensiones residuales en la soldadura y distorsión del ensamble soldado (Mikliaev, 1986).

El pozo de soldadura se solidifica rápidamente en la cavidad entre las dos partes y conforme el pozo y el metal circundante se enfrían y contraen, ocurre un encogimiento a través de lo ancho de la soldadura. La unión de la soldadura queda en tensión residual y se acumulan tensiones compresivas de reacción en las regiones de las partes lejanas a la soldadura.

También ocurren tensiones residuales y encogimiento a lo largo de la gota de soldadura. Dado que las regiones exteriores de las partes base han permanecido relativamente frías y sin cambios de dimensión, mientras que la gota de soldadura se ha solidificado a temperaturas muy altas y después se ha contraído, las tensiones residuales permanecen en forma longitudinal en la gota de soldadura. Es probable que el resultado neto de estas tensiones residuales, en forma transversal y longitudinal, produzca una deformación en el ensamble soldado.

Se denomina esfuerzos residuales ó internos, al estado de esfuerzos existente 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 (James, 1996; Masubuchi, 1980). En general, se distinguen tres clases de esfuerzos residuales de acuerdo con la distancia o rango sobre el cual pueden ser observados (James y Buck, 1980 y Alfonso, 2002). 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 uno 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 consecuencias de deformaciones elásticas y/o plásticas no homogéneas sobre una escala macroscópica o microscópica (Macherauch y Kloos, 1986).

1.7.1. Clasificación de las 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 como se observa en la figura 1.4.

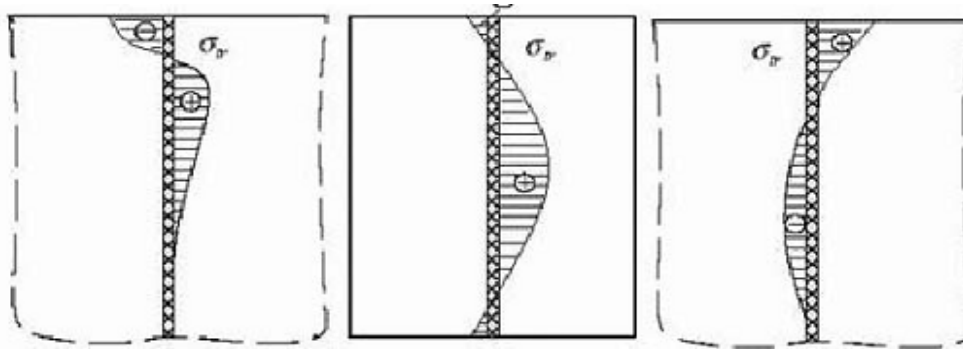


Figura 1.4. Tensiones transversales a lo largo del cordón de soldadura.

En las secciones transversales al cordón y las tensiones longitudinales y transversales en espesor, en dependencia de la potencia térmica de la fuente empleada, de la velocidad de soldadura, del espesor, del 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, 2004) pueden ser de tracción y de compresión como se observan en la figura 1.3, 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 (Bonifaz, 2000). 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 (García y Burgos, 2002 y 2003; Goldak y Moashi, 1999).

1.8. Tratamientos térmicos realizados a las uniones soldadas

La aplicación de la soldadura implica cambios localizados en la microestructura, los cuales son causados por la alta tasa de calentamiento y enfriamiento de dicho proceso. Por lo tanto, la realización de tratamientos térmicos post soldadura (PWHT) es una alternativa para reducir los esfuerzos y recuperar la microestructura original de las zonas afectadas por el calor.

Esto permite adoptar ciertas precauciones para reducir efectos perjudiciales en las piezas soldadas. Además un buen control del ciclo térmico de la soldadura, permite obtener cordones sanos, sin que se produzcan alteraciones de las propiedades de los metales después de soldados (Gómez, 1993; Electromanufacturas S.A., 2000 y Marulanda *et al.*, 2007).

Después de aplicar el cordón de soldadura en la junta, se presentan tres zonas bien definidas (figura 1.5), las cuales son; Zona de Fusión: Es la zona donde el metal de soldadura fue depositado, es la parte del metal que se fundió y después se solidificó durante el proceso de soldadura. Esta zona puede estar compuesta de metal base fundido, metal de aporte o una mezcla de metal de aporte y metal base; la Zona Afectada Térmicamente (ZAT): Es la parte del metal adyacente a la zona de fusión, que ha sido calentada durante el proceso de soldadura, hasta una temperatura que puede producir algunos cambios metalúrgicos significativos.

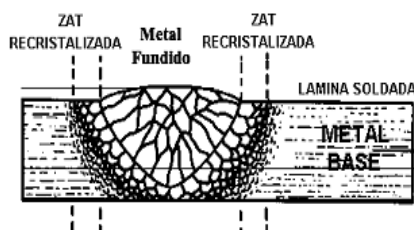


Figura 1.5. Esquema de las zonas involucradas en un cordón de soldadura. Fuente: Marulanda *et al.* (2007).

Estos cambios pueden ser crecimiento de grano, revenido del metal, endurecimiento o incluso la fragilización del material. Desde el punto de vista de soldabilidad, la ZAT es más crítica y se debe poner mayor atención, incluso que la zona de fusión del metal y el Metal Base: Es todo el material metálico que no fue afectado por el calor aportado en el proceso de soldadura y su estructura metalúrgica permanece igual.

Durante la aplicación del cordón de soldadura, el calor aportado se disipa rápidamente alejándose de la fuente. Como el charco metálico lleva una velocidad de avance se forman isothermas de forma aproximadamente elípticas alrededor de la fuente de calor. El intervalo de temperaturas por las que pasa cada punto puede dar lugar a transformaciones fases que afectan las características de la unión soldada, estas características depende de numerosos factores como la geometría de la unión soldada, temperatura de precalentamiento, espesor de la pieza, calor aportado por el proceso de soldadura, influyendo en la estructura metalúrgica, propiedades mecánicas y en la sanidad de la unión soldada.

1.9. Conclusiones del capítulo

- ✓ La unión de aleaciones disímiles presenta fenómenos diferentes a la unión de aleaciones símiles, debido las diferencias que existen entre las composiciones químicas y metalográficas, por tal razón se debe realizar una correcta selección de los parámetros operativos del proceso de soldadura y metal de aporte para mantener las propiedades de cada aleación.
- ✓ Los ciclos térmicos del proceso de soldadura tienen una gran influencia sobre las velocidades de enfriamiento y por lo tanto en la microestructura, originados por los calentamientos y enfriamientos rápidos, los cuales promueven transformaciones microestructurales en estado sólido en la zona adjunta a la zona de fusión.
- ✓ Se determinó que para el proceso de recuperación de árboles y ejes debe tenerse en cuenta unas series de requisitos, los cuales evitarán defectos en el recubrimiento y mejor calidad en el trabajo realizado.

Capítulo 2

Materiales y métodos

CAPÍTULO 2. MATERIALES Y MÉTODOS

2.1. Introducción

En la fabricación de equipos y máquinas destinados a la transformación de energía, es cada vez más frecuente las aplicaciones de soldadura en aceros distintos, así también como es pretendido en aplicaciones estructurales. Esto lleva a que se tenga que investigar y ensayar cuidadosamente con el fin de descubrir las mejores condiciones bajo las cuales se deban efectuar dichas uniones. Para los aceros inoxidables es necesario hacer un mejor análisis cuando de materiales distintos se trata y en especial aceros inoxidables, este análisis parte del estudio e interpretación del diagrama de Schaeffer, con el cual, partiendo del níquel y el cromo equivalente del material base y de los materiales de aporte, es posible predecir la estructura de aleación metálica de soldadura depositado en una unión de aceros distintos,

En este capítulo se plantea como objetivo establecer los métodos y procedimientos que serán efectuados en la soldadura de la unión disímil de las aleaciones AISI 630 (17-4 PH) y B 574 (Hastelloy C-276) con electrodo revestido E Alloy 20 luego de realizado el proceso de soldadura manual por arco eléctrico.

2.2. Composición química de las aleaciones

La composición química estándar de la aleación del tipo B 574 (Hastelloy C-276) según Databook (1988) y editada por la American Society for Metals, muestra la designación adoptada por la ASTM, la cual a su vez, coinciden con el sistema de numeración Unified Numbering System – UNS, de la American Society for testing Materials – ASTM y se muestra en la tabla 2.1 y 2.2.

Tabla 2.1. Composición química de la aleación AISI 630 (17-4 PH), en %

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Nb
0,07	1,0	1,0	0,040	0,030	15,5 – 17,5	3,5	3 – 5	0,15 – 0,45

Tabla 2.2. Composición química de la aleación del tipo B 574 (Hastelloy C-276), en %

Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Co	W	Va	Fe
1,0	0,04	0,03	14,5 – 16,5	55	15 – 17	2,5	3 – 4,5	0,35	4 – 7

Los aceros inoxidables son aleaciones base hierro con un contenido de hierro que va de 50 a 88 % en peso de composición. Las adiciones de aleantes principales para los aceros inoxidables grados austeníticos, ferríticos y martensíticos son el cromo y el

níquel. Esencialmente todos los aceros inoxidables contienen manganeso y silicio como adiciones intencionales. Otras adiciones de aleantes incluyen molibdeno, niobio, titanio, aluminio, cobre, tungsteno, nitrógeno y otros que mejoran la fabricación, propiedades especiales a desarrollar, elevan la resistencia a la corrosión o influyen en la microestructura. Comúnmente elementos como impurezas encontradas en los aceros inoxidables incluyen nitrógeno, oxígeno, sulfuros y fosfatos. Todos estos aleantes y elementos como impurezas tienen algún efecto en la soldabilidad y funcionamiento.

2.2.1. Caracterización de la unión

Para el desarrollo del plan experimental se realizó el proceso de soldadura de la unión disímil perteneciente al árbol de la bomba TOYO. La figura 2.1a se corresponde con la vista lateral de la unión mostrando el cordón de soldadura depositado en la unión.

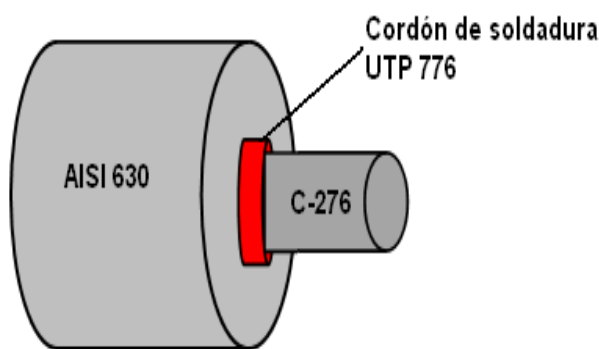


Figura 2.1. Vista lateral del proceso de unión de las aleaciones.

La denominación de los materiales son las siguientes:

- Árbol de diámetro 120 milímetros (AISI 630).
- Espiga de diámetro 32 milímetros (Hastelloy C-276).
- Electrodo de diámetro 3,2 milímetros (UTP 776).

Antes de soldarla se procedió a puntear la espiga en los cuatro puntos de la unión, para de esta forma evitar alabeo y distorsiones, la selección del electrodo se basa en buscar un material de aporte que en dependencia de la deposición, también puede emplearse para atenuar los problemas que puedan ocurrir en el cordón de soldadura por las condiciones de la unión. La preparación de las muestras para la soldadura se realizó según Norma ASTM E - 92.

2.3. Metodología de cálculo para el proceso de soldadura

En cualquier tipo de proceso de soldadura la mejor soldadura, que se puede obtener, es aquella donde la soldadura y el material base comparten las mismas propiedades químicas, metalúrgicas y físicas, para lograr esas condiciones el material fundido debe estar protegido de la atmósfera durante la operación de soldeo, de otra forma, el oxígeno y el nitrógeno de la atmósfera se combinarían, literalmente, con el material fundido, resultando en una soldadura débil y con porosidad.

En la tabla 2.3 se muestran los parámetros del régimen de soldadura para la unión disímil de las aleaciones AISI 630 (17 - 4 PH) y B 574 (Hastelloy C-276), empleadas en la fabricación del eje de la bomba Toyo.

Tabla 2.3. Parámetros para el proceso de soldadura disímil.

Diámetro del electrodo (mm)	3,2
Longitud del arco (mm)	2
Temperatura de fusión (°C)	1 370
Temperatura de ignición (°C)	34
Temperatura de interfase (°C)	150
Rendimiento (%)	0,7
Conductividad térmica (W/m.K)	78

La definición del ciclo térmico, se realizó teniendo en cuenta la naturaleza de la aleación objeto de unión, que presenta una estructura cúbica centrada en las caras (fase α) a una temperatura superior a los 870 °C. La fase α puede ser retenida si se produce un enfriamiento rápido a partir de 870 °C hasta una temperatura inferior a 600 °C. Este intervalo de temperaturas se ha tenido en cuenta en el ciclo térmico de soldeo, ya que si la velocidad de enfriamiento no es la suficiente, o se mantiene la aleación a una temperatura dentro de ese intervalo crítico de temperaturas, se produce la precipitación de carburos. La formación de este intermetálico ejerce un efecto de fragilización, incidiendo negativamente en las propiedades mecánicas de la aleación, criterios expuestos por (Brooks *et al.*, 1989).

2.3.1. Cálculo del ciclo térmico

El conocimiento del ciclo térmico nos permite, en función del "heat input" (energía aportada), determinar los cambios microestructurales, así como las tensiones residuales, condiciones necesarias, para poder predecir la variación de la tenacidad,

dentro de los parámetros considerados para la unión metalúrgica de las aleaciones de estudio, considerados lo más importantes son: la intensidad de corriente, el voltaje del arco eléctrico, la velocidad de soldadura, la energía lineal del proceso de soldadura, los cálculos numéricos para la soldadura por arco eléctrico y la velocidad de enfriamiento del cordón.

La selección se fundamenta debido a que cuando el calor aportado o la temperatura de precalentamiento disminuye, 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 (Muñoz, 2009).

2.3.2. Intensidad de corriente

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

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

Donde:

I_s - intensidad de corriente de soldadura; A

d_e - diámetro del electrodo; mm

2.3.3. Voltaje del arco eléctrico

Las funciones principales de la tensión (voltaje) es estabilizar el arco y proporcionar un cordón liso, sin salpicados; además, la tensión de arco no influye significativamente en el ancho del cordón; influye notablemente en el refuerzo (forma cóncava o convexa del mismo), teniéndose soldaduras planas (con tensiones altas) y abultadas (con tensiones bajas), pero siempre en el rango de tener un arco estable según Rodríguez (1987). De acuerdo con Indura (1999) los valores de tensión de arco recomendados para uniones disímiles por arco eléctrico con electrodo revestido está comprendido entre 25 y 30 V.

2.3.4. Velocidad de soldadura

Es el desplazamiento del electrodo a una velocidad adecuada (velocidad de soldadura)

fundiendo constantemente una porción de la aleación base y adicionando aleación de aporte producto de su propia fusión. En la medida que el proceso se desarrolla, el baño metálico va solidificando y formando la aleación de la junta. La velocidad de desplazamiento durante el soldeo debe ajustarse de tal forma que el arco adelante ligeramente el baño de fusión. Cuanto mayor es la velocidad de desplazamiento menor es la anchura del cordón, menor es el aporte térmico y más rápidamente se enfriará la soldadura. Si la velocidad es excesiva se producen mordeduras, se dificulta la retirada de la escoria, y se favorece el atrapamiento de gases (produciéndose poros), según Rowe y Jefferies (2008) se determina como:

$$v_s = \frac{\alpha_d \cdot I_s}{F \cdot \rho} \quad (2.2)$$

Donde:

v_s - velocidad de soldadura; cm/min

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

F - área de la sección transversal del cordón, cm²

ρ - densidad del material fundido; g/cm³

2.3.5. Energía lineal del proceso de soldadura

En este proceso se emplea un arco voltaico para aplicar calor en una zona altamente localizada y producir la fusión de una pequeña zona de las piezas coincidentes con el arco y el extremo del electrodo. La energía, aporte térmico o calor aportado por una soldadura de arco eléctrico queda determinada según Asta (2007) por la expresión:

$$H_{net} = \eta \frac{U_a I_s}{v_s} \quad (2.3)$$

Donde:

H_{net} - energía, aporte térmico o calor aportado; J/m

η - rendimiento de la transferencia de calor de la fuente de energía; %

La eficiencia (η) del proceso de soldadura SMAW oscila entre 0,7 a 0,85, según reporte de Muñoz (2009). A los efectos de los cálculos realizados de acuerdo con AWS (2001), la eficiencia seleccionada para la realización de nuestro trabajo es 0,7.

2.3.6. Cálculos numéricos para la soldadura por arco eléctrico

El cálculo de la longitud del charco de soldadura mostrará el radio efectivo de la distribución del calor y de su influencia en la zona afectada por el calor según Correa (2013), se determina como:

$$L_l = \frac{Q}{2\pi\lambda (T_c - T_0)} \quad (2.4)$$

Donde:

L_l - longitud del charco de soldadura; m

Q - energía específica entrante; W

λ - conductividad térmica; W/m °K

T_c - temperatura de fusión; °C

T_0 - temperatura inicial; °C

2.3.7. Cálculo de la energía específica entrante

Los cambios microestructurales que surgen en la región de la unión soldada se producen debidos a la energía calorífica aportada por la soldadura y cuyo ciclo térmico genera productos de transformación, que dependen fundamentalmente de la temperatura alcanzada, velocidad de enfriamiento y composición química del metal base. Para el cálculo de la energía específica entrante se emplea la ecuación siguiente:

$$Q = H_{net} \cdot l \quad (2.5)$$

Donde:

H_{net} - energía calorífica en Julio por metro lineal de soldadura; J/m

l - longitud a soldar; m

2.3.8. Velocidad de enfriamiento del cordón

Los autores Yu *et al.* (2007) proponen determinar la velocidad de enfriamiento del cordón a partir del parámetro adimensional "espesor relativo de la placa" el cual permite determinar cuando considerar un flujo en dos o tres dimensiones y del tipo de placa, su expresión matemática es:

$$\tau = d \sqrt{\frac{\rho C_e (T_c - T_0)}{H_{net}}} \quad (2.6)$$

Donde:

τ - parámetro adimensional de espesor relativo de la placa

d - espesor de la placa: m

C_e - calor específico; J/kg K

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

$$R = \frac{2\pi\lambda(T_c - T_0)^2}{H_{net}} \quad (2.7)$$

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

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

El tiempo de enfriamiento del cordón se determina por la ecuación 2.12.

$$t = \eta \frac{I_s^{(1,24+0,0005T_c - 0,005v_s)} U_a^{0,59}}{108 v_s^{(0,78 - 0,0005T_c)}} \quad (2.8)$$

El tiempo de enfriamiento del cordón depende del espesor de las planchas, con mayores espesores producen más alto grado de enfriamiento de sus zonas afectadas durante la soldadura. Por lo tanto, las chapas de mayor espesor requieren una composición de mayor templeabilidad principalmente por la razón de tratamiento térmico, previo a la soldadura.

2.4. Materiales y equipos empleados en la experimentación

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

2.4.1. Máquina de soldar empleada en la soldadura

La soldadura manual con electrodo revestido se puede hacer tanto como corriente alterna (CA) como con corriente directa (CD) y esta última se puede aplicar con el electrodo como negativo. El tipo de corriente está condicionado con el tipo de máquina que la genera. La máquina de soldar empleada fue un inversor, el cual presenta un bobinado monofásico, Sin embargo como desventaja, al igual que los controles de estado sólido, requiere un alto nivel de preparación para darle mantenimiento y reparar la fuente. En la tabla 2.4 se muestran las características de la máquina del tipo Miller.

Tabla 2.4. Características de la máquina Miller

Alimentación primaria		230 V monofásica - 50/60 Hz
Consumo primario de intensidad máxima		19 A (TIG) – 29 A (ARCO)
Voltaje en vacío (V)		82
Gama de ajuste (A)		5 a 150
Factor de Marcha (a 40 °C) (A)	a 100 %	100
	a 60 %	120
	a 35 %	150
Diámetro de electrodo máximo (mm)		4

Los rangos de amperaje para los que son diseñadas es hasta 315 Ampere, la cual limita los tipos de materiales en los que se puede utilizar, el arco que produce es muy estable y alcanza un rendimiento de 85 a 90 %. La ventaja fundamental de este tipo de máquina en su gran economía en el consumo energético.

2.4.2. Material de aporte empleado

El electrodo consta de un revestimiento a base de sustancias químicas que cumple varias funciones y posee además un extremo no revestido que permite fijarlo en el porta electrodo. La elección del electrodo se realizó según recomendaciones (AWS A/SFA 5.4, ASME SFA 5.28, 2006). La tabla 2.5 muestra el análisis estándar del depósito.

Tabla 2.5. Análisis estándar del depósito en %.

AWS 5.14	C	Fe	Si	Mn	Mo	Cr	Ni	W	P	S
E NiCrMo-4	< 0,02	5,0	0,2	1,0	16	15,6	58,7	3,4	< 0,04	< 0,04

Las características más sobresalientes del electrodo E NiCrMo-4 (AWS 5.14-89): es un electrodo básico utilizado para la soldadura en todas las posiciones de aleaciones al Ni-Cr-Mo, para aceros plaqueados con este tipo de aleaciones y para soldadura de aleaciones de níquel entre sí, posee un rendimiento del 100 %. Alta resistencia a la corrosión en entornos oxidantes hasta 1 100 °C.

2.4.3. Diagrama de Schaeffler

El diagrama de Schaeffler interrelaciona la composición química del metal base y del electrodo con la estructura metalográfica de los mismos. En la figura 2.2 se muestra el diagrama de Schaeffler con las zonas críticas que se obtienen durante la soldadura de los aceros inoxidables en correspondencia con el [Ni] y el [Cr].

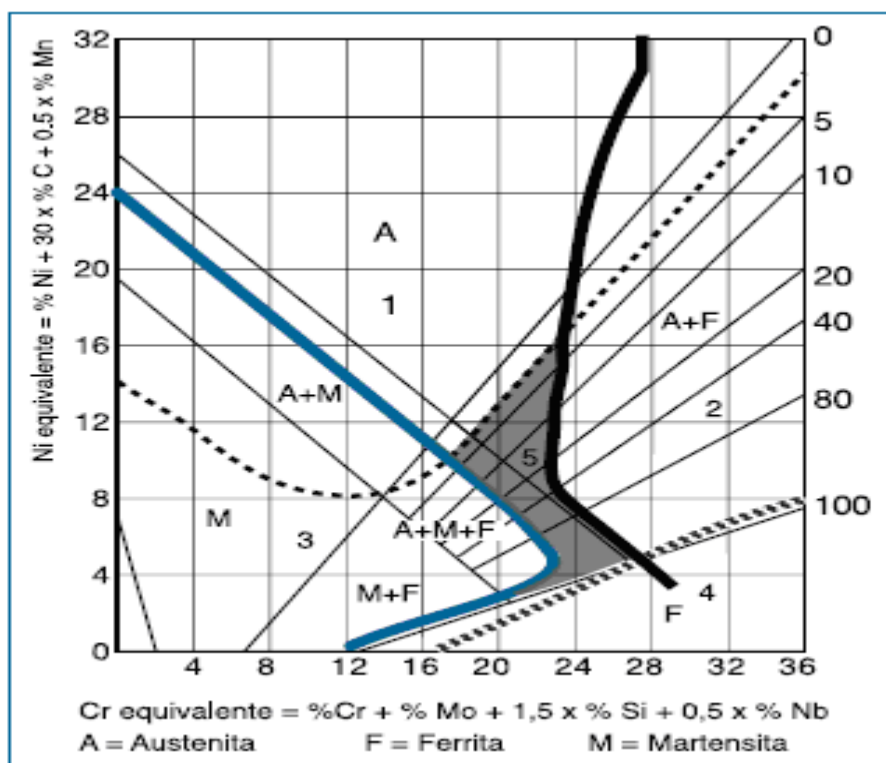


Figura 2.2. Zonas críticas según el diagrama de Schaeffler. Fuente: Schaeffler (1947).

Leyenda:

- 1 ----- Fisuración en caliente por encima de 1 250 °C.
- 2 ——— Fragilidad por fase sigma entre 500 y 900 °C.

- 3  Fisuración por temple por debajo de 400 °C.
4  Crecimiento del grano por encima de 1 150 °C.
5  Metal de soldadura óptimo respecto a sollicitaciones mecánicas.

El diagrama tiene como campo de aplicación relacionar la estructura del acero con la composición química total de este, teniendo en cuenta la influencia del resto de los elementos aleantes y agrupándolos en dos grupos, los que favorecen la formación de la fase austenítica (gammágenos, Ni, Mn, C) y los que favorecen la formación de la fase ferrítica (alfágenos, Cr, Mo).

Para determinar el porcentaje de ferrita se determina el cromo y el níquel equivalente, a partir de la composición química del metal base y el electrodo empleado, a través de las ecuaciones 2.9, 2.10 y 2.11.

$$[Cr] = \%Cr + \%Mo + 1,5 \cdot \%Si + 0,5 \cdot \%Nb \quad (2.9)$$

$$[Ni] = \%Ni + 30 \cdot \%C + 0,5 \cdot \%Mn \quad (2.10)$$

$$Ferrita\ delta = 3([Cr] - 0,93 \cdot [Ni] - 6,7) \quad (2.11)$$

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.

2.5.1. Corte de las muestras

Las operaciones de corte para la toma de las probetas, se realizaron en una fresadora vertical modelo 6 M 12 L. La misma presenta como características fundamentales las

siguientes: la superficie útil de mesa es de 320 x 1250 mm, con una potencia del motor $N_m = 7$ kW, presenta un rendimiento la fresadora de $\eta = 0,8$, con una frecuencia de rotación del husillo (rev/min): 32,5; 40; 50; 63; 80; 100; 125; 160; 200; 250; 315; 400; 500; 630; 800; 1000; 1250; 1600.

Los avances longitudinales y el transversal que presenta la mesa (mm/rev) son de: 25; 31,5; 40; 50; 63; 80; 100; 125; 160; 200; 250; 315; 400; 500; 630; 800; 1000; 1250.

El avances vertical de la mesa (mm/min): 8; 10,5; 13,3; 16,6; 21; 26,6; 33,3; 41,6; 53,3; 66,6; 83,3; 105; 133,3; 166,6; 210; 266,6; 333,3; 400.

2.5.2. Preparación de la unión

Para el desarrollo del plan experimental se prepararon tres probetas de la unión disímil AISI 630 (17-4 PH) y B 574 (Hastelloy C-276). En la figura 2.4 se muestra la forma de preparación de los bordes.

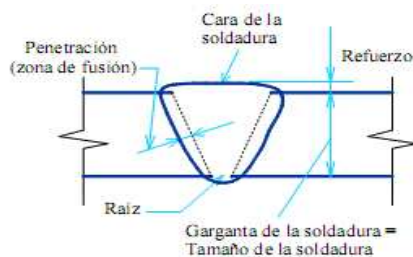


Figura 2.3. Forma de preparación de la unión.

La unión se realizó a tope con preparación de los bordes a 60° , como se muestra en la figura 2.3, se realizó un punteado en los extremos de la misma con el objetivo de evitar los alabeos y distorsiones que surgen durante el ciclo térmico de soldadura por la imposición de las altas temperaturas. El tamaño de la probeta fue de forma tal que permitiera sostenerse con la mano durante su preparación y en función del área de trabajo del microscopio a utilizar.

2.5.3. Desbaste de las muestras

Se realizó en una debastadora de cinta rotativa sobre papeles abrasivos de diferentes grados, colocados sobre discos giratorios. Se giró al pasar de un abrasivo a otro para ir borrando por completo las huellas del abrasivo anterior, se utilizaron la serie de abrasivos: 150, 220, 280, 320, 400, 500 y 600, luego de lo cual 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

2.5.4. Pulido y ataque de las muestras

Se realizó 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, luego del pulido se lavaron las probetas con alcohol y secada finalmente con aire seco y caliente

En el ataque se empleó ácido fluorhídrico en una proporción del 48 % en un tiempo de 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.

2.5.5. Observación microscópica y comportamiento microestructural

Para la observación de las probetas se empleó un microscopio óptico binocular marca NOVEL modelo NIM - 100 como se observa en la figura 2.4, el mismo está ubicado en el laboratorio de Ciencia de los Materiales del ISMM de Moa.



Figura 2.4. Microscopio óptico NOVEL modelo NIM - 100.

El microscopio 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 la aleación AISI 630 (17-4 PH) y la aleación B 574 (Hastelloy C-276), se seleccionó la zona del metal base, es decir lo más alejado de 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.

Las figuras 2.5 se corresponde con la aleación B 574 (Hastelloy C-276) y la figura 2.6 con la aleación AISI 630 (17-4 PH).

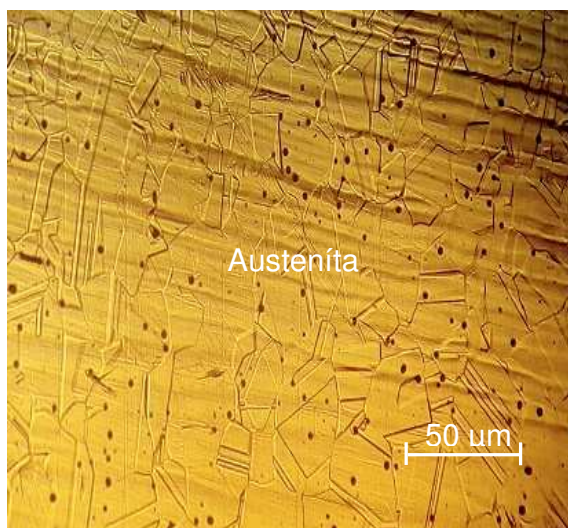


Figura 2.5. Estructura hastelloy C-276.

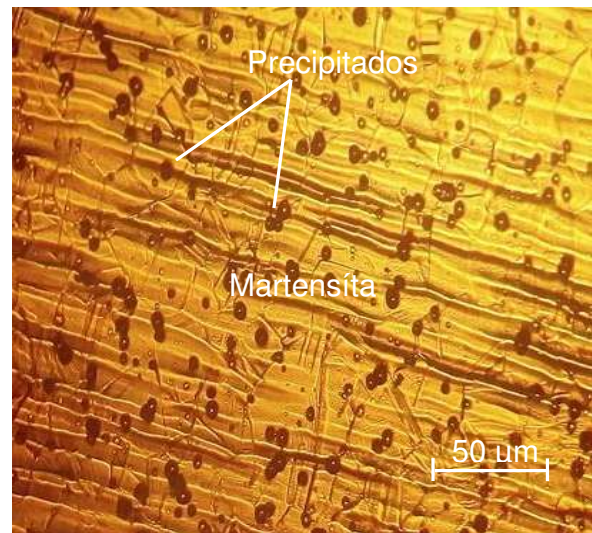


Figura 2.6. Estructura aleación AISI 630.

La microestructura de la figura 2.5, se corresponde con la aleación hastelloy C-276, está compuesta por una estructura austenítica, que es una solución sólida de carbono en hierro gamma. Es blanda, dúctil, tenaz y no magnética. El contorno de los granos es rectilíneo. Es estable por encima de la temperatura crítica A_{c1} . Está formada por cristales cúbicos centrados en las caras (FCC). Su resistencia varía de 590 a 885 MPa.

La figura 2.6 es la microestructura de la aleación AISI 630 sin aplicación de tratamiento térmico, consiste en martensita lathy intergranular revenida, con algunos precipitados en una matriz ferrítica.

2.5.6. 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 el ensayo se utilizó un microscopio modelo PMT - 3 No 168, del laboratorio de Ciencias de los materiales del ISMM de Moa. La superficie de las probetas se prepararon de igual forma 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 20 g, donde se midió los diámetros de la huella de la punta de diamante penetrada en un tiempo de 15 segundos, las medidas se tomaron para dos puntos de prueba seleccionados aleatoriamente en la superficie.

2.6. Cálculo de costo del proceso de soldadura

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

$$Cmo = \frac{Tps}{v_s \cdot Fo} \quad (2.12)$$

Donde:

Cmo - costo mano de obra; \$/m

Tps - tarifa de pago al soldador; \$/h

Fo - factor operador; (%)

En la soldadura eléctrica manual es de 5 – 30.

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

$$t_o = \frac{\rho(S)l}{kH \cdot I_s} \quad (2.13)$$

Donde:

t_o - tiempo principal de soldadura; min

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

kH - coeficiente de depósito; $(10\%I_s)$

El tiempo de servicio al puesto de trabajo será igual del 3 – 5 % del tiempo operativo.

El tiempo de descanso del obrero se tomará entre un 5 – 15 % del tiempo operativo.

Para gasto de MOI se toma aproximadamente a un 30 % del tiempo operativo, excepto para el Tratamiento Térmico.

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).

$$C_{ee} = \frac{Te.U_a.I_s.Pmd}{1000.Vd.Fo.Efe} \quad (2.14)$$

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 ecuación siguiente:

$$C_E = \frac{S}{10^6} \frac{l \rho}{1,2} \quad (2.15)$$

Donde:

C_E - cantidad de electrodos; kg

10^6 - factor de conversión

1,2- pérdidas por salpicaduras, calentamiento, aprovechamiento del electrodo.

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

$$Ct_{kgmetaldepositado} = \frac{M}{\eta} + \frac{C}{Vd \cdot Fo} + \frac{G \cdot Q}{Vd} + \frac{E \cdot U_a \cdot I_s}{1000 \cdot Vd} + \frac{A}{Vd \cdot Fo} + F \cdot R \quad (2.16)$$

Donde:

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

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

C - costo de la MO directa; \$/h

A - costos indirectos (MO indirecta, seguro, flete, mecanizado); \$

G - costo del gas de protección; \$/m³

E - costo de la energía eléctrica; \$/kWh

R - relación fundente/alambre

2.6.1. Proceso de maquinado por fresado

El procedimiento de fresado se empleará para la elaboración de los chaveteros y de las chavetas, así como en la elaboración de las diferentes tuercas y cabezas de tornillos que se fabricarán.

$$V_c = \frac{\pi \cdot D_f \cdot n}{1000} \quad (2.17)$$

Donde:

D_f - diámetro de la fresa; mm

Para determinar el avance por dientes (S_z), el mismo se prefija entre 0,18 – 0,22 mm/diente, generalmente se adopta $S_z = 0,2$ mm/diente

2.6.2. Tiempo de maquinado para el fresado

Los procesos de fresados se consideran difíciles, al trabajar en la máquina fresadora hay que emplear dispositivos especiales como el cabezal divisor, todo lo cual encarece los tiempos en ella empleados.

$$T_m = \frac{L}{S_m} \quad i \quad (2.18)$$

Donde:

L - largo del desplazamiento; mm

S_m - avance por minuto de la herramienta o pieza; mm/min

El largo del desplazamiento se determina según Fernández *et al.* (2004) como:

$$L = l + Y + \Delta_1 \quad (2.19)$$

Donde:

l - largo de la pieza que se trabaja; mm.

Y - es la magnitud (el camino) de la entrada; (mm)

Δ_1 - magnitud de la salida o carrera libre de la herramienta.

Para fresas de mango durante el fresado simétrico se calcula como:

$$Y = \frac{Df \sqrt{Df^2 + t^2}}{2} \quad (2.20)$$

2.7. Clasificación de los gastos de tiempo de trabajo

El tiempo de trabajo como regla debe ser tiempo útil completamente normado. Al obrero hay que crearles las mejores condiciones de trabajo que permitan en el transcurso de la jornada utilizar el tiempo económico racional (Feschenkov, 1989).

En el tiempo total entran todas las categorías de gastos de tiempo de trabajo.

$$T_{pu} = T_b + T_a + T_{spt} + T_{org} + T_{dnp} \quad (2.21)$$

Donde:

T_{pu} - tiempo por unidad de producción y la suma de todos los tiempos de las diferentes categorías.

T_b - tiempo básico o principal de máquina.

T_a - tiempo auxiliar.

T_{spt} - tiempo de procesos tecnológicos.

T_{org} - tiempo organizativo.

T_{dnp} - tiempo de descanso y necesidades personales.

El tiempo por unidad de producción de las normas técnicamente fundamentadas es el tiempo necesario para ejecutar la operación tecnológica dada al aplicar los métodos modernos de maquinado, experiencias de los trabajadores de avanzadas con innovadores.

El tiempo básico es el tiempo que se gasta en cambiar las dimensiones, la forma y rugosidad de la pieza y puede ser manual o de máquina

El tiempo auxiliar es el tiempo que se gasta para el cuidado del puesto de trabajo y otros gastos como buscar herramientas, limpieza de la máquina, llamado también T_{spt} (tiempo de servicio al puesto de trabajo).

$$T_{spt} = (0,04 \dots 0,08) T_b \quad (2.22)$$

El tiempo auxiliar es el que se gasta en la colocación de piezas, arranque y parada de la máquina, conexión y desconexión del avance, medición de la pieza.

$$T_a = (0,18 \dots 0,25) T_b \quad (2.23)$$

El tiempo organizativo es aquel en el cual se realiza un trabajo productivo dirigido al concepto de una tarea (operación).

$$T_{org} = T_b + T_a \quad (2.24)$$

El tiempo de descanso y necesidades personales es donde se consideran las pausas y descanso físico. Este tiempo suele descontarse de la jornada laboral.

$$T_{dnp} = (0,17 \dots 0,25) T_b, \text{ para una jornada de trabajo de (4 horas)} \quad (2.25)$$

En el tiempo por causas organizativas se considera:

$$T_{pco} = (2 \%) T_b \quad (2.26)$$

En el tiempo por causas técnicas:

$$T_{pct} = (1,6 \%) T_b \quad (2.27)$$

El tiempo total del proceso tecnológico

$$\sum T_{total} = T_{pu} + T_{pco} + T_{pct} \quad (2.28)$$

2.8. Conclusiones del capítulo 2

- ✓ Se establecieron las técnicas experimentales, a través de las cuales se le dará cumplimiento al desarrollo del trabajo, así como la caracterización de cada uno de las aleaciones, equipos, máquinas y ensayos para validar los resultados a obtener.
- ✓ La utilización del diagrama de Schaeffler permitirá predecir el campo o la zonas críticas de la unión soldada disímil en correspondencia con el cromo y el níquel equivalente presentes en el metal base y en el metal de aporte.
- ✓ Quedó establecido el comportamiento microestructural del metal base de la aleación del tipo AISI 630 (17-4 PH) y del Hastelloy C-276, a través de las cuales se podrán establecer el comportamiento de la microestructura de la unión soldada disímil en la zona fundida y la zona de influencia térmica.

Capítulo 3

Análisis de los resultados

CAPÍTULO 3. ANÁLISIS DE LOS RESULTADOS

3.1. Introducción

La cantidad de austenita transformada a martensita depende de muchos parámetros, como la composición química del acero, la temperatura, la deformación aplicada y la velocidad con la que se aplica esta deformación. La presencia de fase martensítica permite aumentar enormemente el índice de endurecimiento por deformación, pero al mismo tiempo reduce fuertemente la ductilidad del material. La característica de buena resistencia a la corrosión se debe a la propiedad de estas aleaciones de pasivarse en un ambiente suficientemente oxidante por medio de la formación de una película superficial de oxígeno absorbido.

El objetivo del capítulo es a partir del comportamiento microestructural, fundamentar las inestabilidades metalúrgicas que se originan en la zona fundida y la zona de influencia térmica de la soldadura disímil.

3.2. Análisis de la composición química

El análisis químico de las aleaciones empleadas en el árbol de la bomba Toyo se realizó mediante un espectrómetro cuántico de masa PMI MASTER PRO con electrodo de base tungsteno bajo arco sumergido en atmósfera de argón en el laboratorio de corrosión de la empresa “Comandante Pedro Sotto Alba”.

El promedio de las mediciones de composición química obtenidos entre las muestras se muestra en las tablas 3.1 y 3.2.

Tabla 3.1. Comparación de la composición química de la aleación 630 (17 - 4 PH)

Material	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Nb
Probeta	0,069	0,97	1,1	0,038	0,03	16,57	3,45	3,52	0,36
AISI 630	0,07	1,0	1,0	0,04	0,03	15,5-17,5	3,5	3-5	0,15-0,45

Tabla 3.2. Comparación de la composición química de la aleación Hastelloy C-276.

Material	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Co	W	V	Fe
Probeta	0,015	0,07	0,95	0,04	0,03	14,72	54	15,8	2,4	4,3	0,33	4,9
B 574	0,01	0,08	1,0	0,04	0,03	14,5-16,5	55	15-17	2,5	3-4,5	0,35	4-7

Como se observa la composición química de los materiales base están dentro del rango establecido para las aleaciones, la que se corresponden con las aleaciones 630 (17 - 4 PH) y B 574 (Hastelloy C - 276), de acuerdo con las normas AISI y ASTM.

3.3. Análisis por el diagrama de Schaeffler

Este diagrama permite determinar la estructura de una aleación conociendo su composición. Adicionalmente se indican problemas que presentan determinadas estructuras al soldar, dependiendo de su ubicación en el diagrama, que pueden evitarse al seleccionar adecuadamente el material de aporte y el procedimiento de soldadura. Para su empleo se parte del cromo y el níquel equivalente del material base y del material de aporte. Estos se calculan a partir de las fórmulas dadas, para luego graficarlas como se muestra en las figuras 3.1 y 3.2.

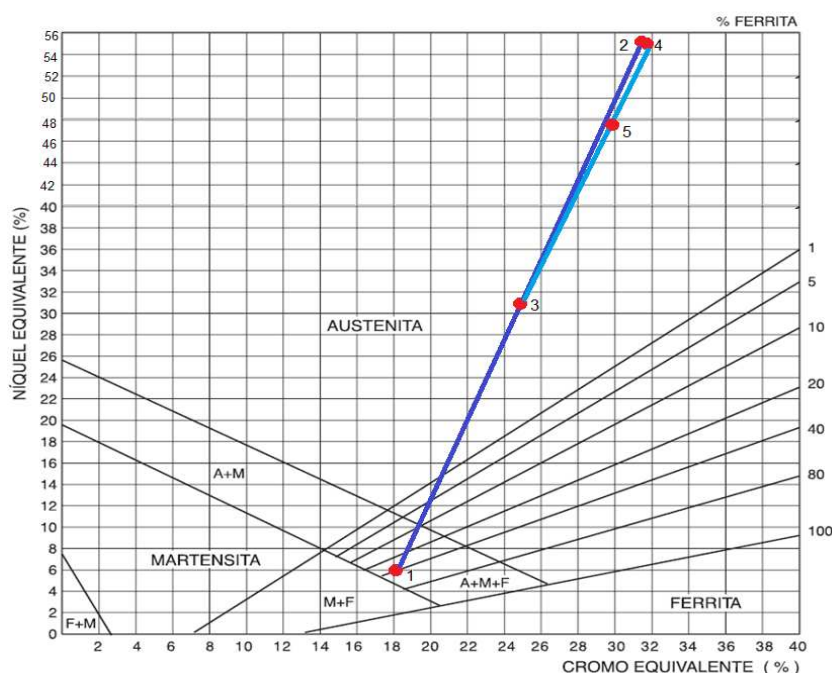


Figura 3.1. Análisis del depósito con electrodo E 776.

La figura 3.1 muestra que el punto 1 pertenece a la aleación AISI 630 (17 - 4 PH), el punto 2 a la aleación B 574 (Hastelloy C - 276), el punto 3 a la mitad del segmento 1 - 2, el punto 4 al electrodo E 776 y el punto 5 al depósito resultante con un contenido de los elementos químicos (cromo y níquel) de $Cr = 29,8 \%$ y $Ni = 47,9 \%$, además se revela que el mismo posee una estructura de austenita (A), con ausencia de ferrita y posible fisuración en caliente por encima de una temperatura de $1\ 250\ ^\circ C$ y formación de fase intermetálica sigma entre 500 y $900\ ^\circ C$.

Al caracterizar a través del diagrama constitutivos (diagrama de Schaeffler) la unión disímil de los aceros ASTM A 693 tipo 630 (SAE 17 - 4 PH) Hastelloy C - 276 con

electrodo E 776 a través del método de soldadura SMAW, se puede plantear que se logran depósitos que son susceptibles a la tendencia al agrietamiento.

3.4. Análisis del ciclo térmico de soldadura

De acuerdo con Torres (2003) el diámetro de electrodo seleccionado para garantizar una junta capaz de absorber los esfuerzos tensionales a que está sometido el árbol es $d_e = 3,2 \text{ mm}$. La intensidad de corriente de soldadura necesaria para realizar el proceso tecnológico de soldeo es de 140 A y la tensión de soldadura seleccionada fue de 25 V .

Para un coeficiente de aporte de 14 g/A.h , una corriente de soldadura de 140 A , una densidad del material fundido 7700 kg/m^3 y un área del cordón de soldadura de 334 mm^2 , la velocidad de soldadura es de $12,7 \text{ mm/s}$.

Para un rendimiento en la transferencia de calor de la fuente de energía de $0,7$, una velocidad de soldadura de $12,7 \text{ mm/s}$, una corriente de soldadura de 140 A y una tensión de soldadura de 25 V , la energía, aporte térmico o calor aportado es de 193 J/m . Con el aporte térmico de 193 J/m , y la longitud del cordón de soldadura de $342,43 \text{ mm}$, se obtiene una energía específica entrante $Q = 66 \text{ W}$.

En el ciclo térmico al que estas probetas fueron sometidas, a efectos de los productos de transformación que se producen en el enfriamiento dentro de la ZAC con la energía aportada, se obtiene una temperatura pico de fusión 1527°C , un tiempo de enfriamiento $\Delta t_{8/5}$, prácticamente constante para toda la ZAC.

En función de los parámetros: energía específica entrante, $Q = 66 \text{ W}$, conductividad térmica de 16 W/m.K , temperatura de fusión de 1643°K , una temperatura inicial de 623°K , se determinó que la longitud del charco de soldadura es de $6,4 \text{ mm}$.

Si se considera el efecto del calor aportado y la temperatura de precalentamiento sobre la distribución de temperaturas máximas en la ZAC de las aleaciones AISI 630 y hastelloy C-276, en el proceso de soldadura manual. En la ZAC existirá un ensanchamiento por 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.

En consideración a los parámetros: aporte térmico, $H_{net}=193 J/m$, calor específico, $C_e = 500 J/kg.K$, temperatura de fusión, $T_c = 1643 K$, temperatura inicial, $T_o = 623 K$, y espesor de la placa, $d = 24 mm$, se determinó que el espesor relativo de la placa es $\tau = 34,23 mm$.

A través de la conductividad térmica, $\lambda = 16 W/m.K$, la temperatura de fusión, $T_c = 1643 K$, la temperatura inicial, $T_o = 623 K$, y el aporte térmico, $H_{net} = 193 J/m$, se determinó que la velocidad de enfriamiento para una placa gruesa es $R = 521 K/s$.

Sobre la base de las variables: corriente de soldadura, $I_s = 140 A$, la temperatura de fusión, $T_c = 1643 K$, la velocidad de soldadura, $v_s = 12,7 mm/s$, el rendimiento de la transferencia de calor de la fuente de energía, $\eta = 0,7$ y la tensión de soldadura seleccionada, $U_a = 25 V$, se determinó que el tiempo de enfriamiento del cordón de soldadura es $t = 37,5 min$.

La temperatura alcanzada en el calentamiento es importante, desde un punto de vista de disolución y crecimiento de los precipitados y consecuentemente, sobre el tamaño de grano. Pero también, las temperaturas de recristalización y transformación son las que pueden afectar al cambio de microestructura. Comparado con la soldadura real puede variar considerablemente el grado de calentamiento pues, en una soldadura por arco manual y electrodos recubiertos, con una alta energía aportada, puede tardar varios minutos en alcanzar la temperatura pico, para grandes espesores de chapas.

3.4.1. Cálculo de costos de la soldadura

Mediante la tarifa de pago al soldador, $Tps = 3,75 \$/h$ y el factor operador, $Fo = 24$, se determinó que el costo de mano de obra es $Cmo = 0,012 \$/m$. Con un área del cordón de soldadura de $334 mm^2$, la densidad del material fundido y la corriente de soldadura, la longitud del cordón de soldadura y el coeficiente de depósito, se determinó que el tiempo principal de soldadura es de 70 min.

El tiempo de servicio al puesto de trabajo es $t_{spt} = 2,8$ min.

El tiempo de descanso del obrero es, $t_{do} = 7$ min.

El gasto de Mano de Obra Indirecta, $G_{MOI} = 21$ min.

En función de las variables: peso del material depositado, $Pmd = 0,61$ kg, velocidad de depósito, $Vd = 0,55$ kg/h, eficacia de la fuente de energía, $Efe = 0,95$, se determinó que el costo de energía eléctrica es $Cee = 11,92$ \$/m. Para una longitud del cordón de soldadura, $l = 342,43$ mm, un área del cordón de 334 mm² y una densidad del material fundido, se determinó que la cantidad de electrodos es $C_E = 0,01$ kg.

En función de las variables: costo del material de aporte, $M = 32$ \$/kg, costo de la MO directa, $C = 0,012$ \$/m, costos indirectos, $A = 320$ \$, costo de la energía eléctrica, $E = 2$ \$/kWh y la relación fundente-alambre, $R = 1$, se determinó que el costo total por kg de material depositado es $C_{t_{kgmetaldepositado}} = 527,81$ \$/kg.

3.5. Resultados de la metodología de cálculo de mecanizado

A partir del diámetro del semiproducto de 120 mm y al diámetro mínimo a mecanizar, $d = 32$ mm, se determinó que la profundidad de corte es $t = 44$ mm.

Para una longitud a maquinar de 230 mm, con número de pasadas de 12 , la frecuencia de rotación del husillo de 250 mm/rev y avance longitudinal de $0,2$ mm/rev se determinó que el tiempo invertido por el operario en la ejecución del trabajo es de 55 min.

Para un diámetro de la fresa de 18 mm, una velocidad de corte de 90 m/min, se determinó que la frecuencia de rotación del husillo es de $1\ 500$ min/rev.

De acuerdo con Feschenkov, (1989), se determinó que dentro de los gastos de tiempo figuran: el tiempo auxiliar, $T_a = 6$ min, el tiempo de procesos tecnológicos, $T_{spt} = 1,92$ min, el tiempo organizativo, $T_{org} = 30$ min, el tiempo de descanso y necesidades personales, $T_{dnp} = 6$ min y el tiempo básico o principal de máquina, $T_b = 24$ min el cual genera un tiempo por unidad de producción $T_{pu} = 68$ min.

A través de las variables: tiempo por causas organizativas, $T_{pco}=0,48$ min, tiempo por causas técnicas, $T_{pct}=0,38$ min, se determinó que el tiempo total del proceso tecnológico es $\sum T_{total}=69$ min. En el anexo 1 se muestra la carta tecnológica de soldadura.

3.6. Análisis microestructural

La influencia de los elementos de la aleación en la microestructura de solidificación se puede determinar a partir de los tenores de los elementos estabilizadores de la fase δ y de elementos estabilizadores de la fase γ o, también, de tenores de Ni y Cr equivalentes, lo que permite definir diferentes modos de solidificación. La figura 3.2 muestra la microestructura resultante de la zona de fusión de la aleación AISI 630 y la figura 3.3 la de la aleación hastelloy C-276.

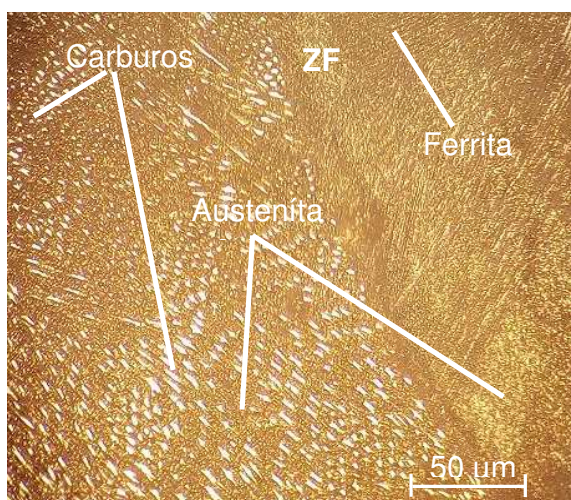


Figura 3.2. ZF de la aleación hastelloy C-276.

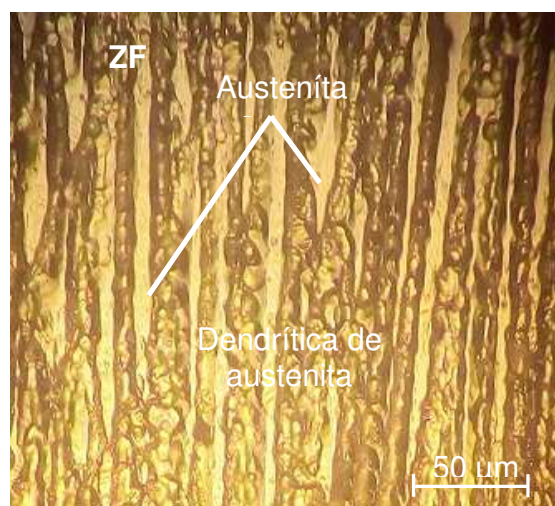


Figura 3.3. ZF de la aleación AISI 630.

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 pileta (cordón de soldadura), la unión del hastelloy C-276 presenta una microestructura consistente de una matriz austenítica con austenita de morfología tipo dendrítico o listoncillo alineadas en dirección a la fuente de calor del arco eléctrico. Solidificación del tipo A, debido a que la velocidad de enfriamiento es moderada.

En la microestructura de la figura 3.2 se presenta la ferrita de borde de grano, que es la primera morfología que se forma durante el enfriamiento, teniendo como ubicación preferencial los bordes de grano de austenita, aunque también puede localizarse dentro de los granos de la austenita, por lo que presenta una estructura bien definida. Durante la formación de ferrita, el carbono es expulsado, dando lugar a la formación de cementita (Fe_3C) así como a la generación de ferrita acicular a partir de inclusiones no metálicas. Se muestra una formación de carburos y de agujas alineados en la dirección del flujo de calor.

En el depósito de la figura 3.3, la morfología de la austenítica muestra un patrón de solidificación dendrítico, la ferrita esqueleto se hace presente en todo el cordón de soldadura, cerca de la interface se da el crecimiento epitaxial siguiendo la solidificación de patrón dendrítico dirigido hacia la dirección a la fuente de calor del arco eléctrico. Se puede apreciar además lo que pudiera ser la formación de austenita Widmanstätten (fase alargada blanca), lo cual provoca alta dureza y fragilidad en la unión soldada.

3.6.1. Análisis microestructural de la interfase

La interfase en la soldadura, es una línea donde el material base es parcialmente fundido, el cual está en contacto directo con la pileta (cordón de soldadura), donde los granos empiezan con el crecimiento epitaxial y de forma perpendicular a esta película, la cual contiene un refinamiento de grano, debido al choque térmico concedido por la temperatura propia de la soldadura. En las figuras 3.4 y 3.5 se puede observar el comportamiento microestructural de la unión soldada en la interfase del cordón.

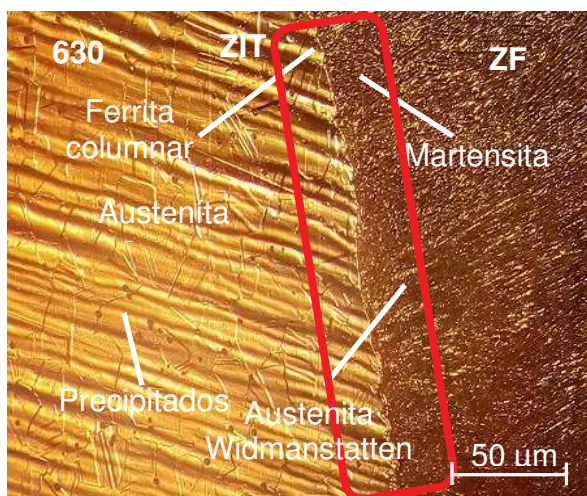


Figura 3.4. Interfase hastelloy C-276.

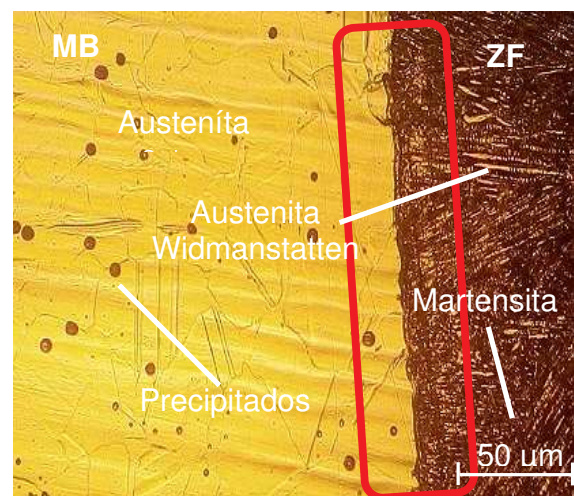


Figura 3.5. Interfase AISI 630.

El análisis microestructural en la interfase de la figura 3.4, hastelloy C-276, se puede apreciar la estructura austenítica del material base y la estructura del material de aporte, para el material base se reveló una microestructura con alto contenido de austenita acompañado de martensita, así como austenita Widmanstätten y precipitación de austenita secundaria al interior de la martensita. Adicionalmente la cinética de reformation de la austenita se vio dificultada en las condiciones que presentaron mayor tamaño de grano martensítico.

Se observan, en la zona correspondiente al material de aporte, brazos secundarios de austenita con morfologías tipo Widmanstätten y partículas aisladas menos pronunciadas. En esta zona se experimentaron temperaturas cercanas a la recristalización, lo cual propicia que la martensita en esta zona se regenere y la austenita quede en forma más grande dado que de esta forma la martensita origina mayor dureza y mayor fragilidad.

La formación de estructura del tipo martensita en la soldadura del acero ASTM B 574, figura 3.5, está asociada a la cantidad de hierro (7,0 %) que presenta en el mismo en su composición química. En los aceros inoxidables durante el proceso de soldeo, este elemento provoca la precipitación de agregados de carbono dando origen a estructuras de este tipo.

Como se observa en ambas figuras, la interfase del cordón presenta una modificación de la microestructura en la línea de fusión con refinamiento de grano, mientras que en la ZAT existe un crecimiento de grano marcado, por los límites de grano y en el interior de los granos existen pequeños subgranos, en cuanto al cordón de soldadura presenta una estructura en forma acicular, sin presentar la típica microestructura de granos columnares cerca de la línea de fusión, mientras que en el centro del cordón de soldadura, la microestructura es equiaxial debido a la solidificación constitucional del cordón después de realizado el proceso de soldadura.

3.6.2. Zona de influencia térmica

La zona afectada por el calor (ZAC), es la región que abarca varios milímetros desde la línea de fusión de la soldadura. Los cambios microestructurales que en esta región se producen, son debidos a la energía calorífica aportada por la soldadura y cuyo ciclo

térmico genera productos de transformación, que dependen fundamentalmente de la temperatura alcanzada, velocidad de enfriamiento y composición química del metal base. Las figuras 3.6 y 3.7 se corresponden con la ZAC.

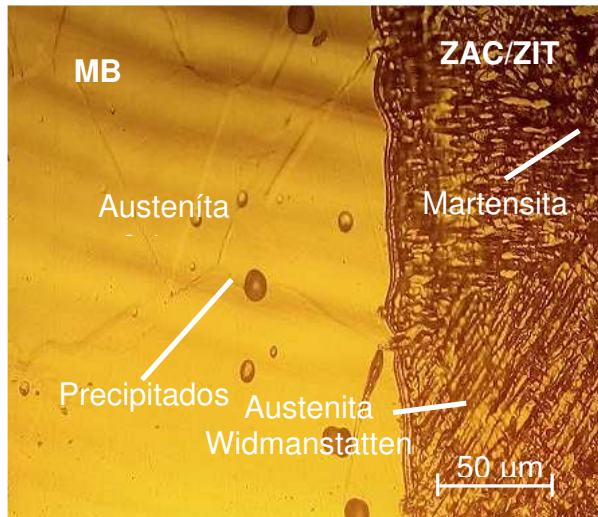


Figura 3.6. ZAT hastelloy C-276.

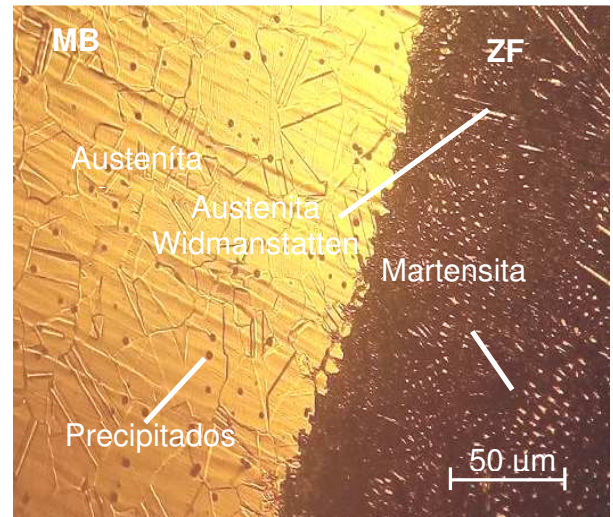


Figura 3.7. ZAT AISI 630.

En esta zona se presentan fundamentalmente cambios del tipo de formación martensita, la cual es de mayor tamaño cerca de la interfase y disminuye su tamaño conforme se aleja de esta, donde el ciclo térmico experimenta temperaturas pico justo por debajo de la línea de los solidus del acero inoxidable austenítico, con lo cual también genera la precipitación carburos, estructuras muy duras y frágiles.

La fase austenita (fase clara), con apreciable morfología Widmanstatten y una morfología cuasi esferoidizada están orientadas hacia la parte superior del cordón de soldadura y en la raíz esta orientación fue menos pronunciada, ya que la velocidad de enfriamiento fue menor.

Las figuras 3.6 y 3.7 son las muestras obtenidas en la zona de influencia térmica, donde se observa en ambas morfologías la formación de una microestructura de granos de estructura de austenita Widmanstatten, con granos de martensita y la presencia de precipitados. La figura 3.7 está precedida por granos parcialmente fundidos, producto de la solidificación del charco de soldadura.

La microestructura de solidificación de un acero inoxidable austenítico es gobernada esencialmente por la composición, principalmente por las cantidades de cromo y níquel. Mientras que algunos elementos, como el cromo, intensifican la estabilización de la fase

CCC (ferrita - δ), otros elementos, principalmente el níquel, estabilizan la fase CFC (austenita - γ). Además de la composición, la microestructura de solidificación también depende de la naturaleza de los parámetros térmicos, incluyendo la velocidad de enfriamiento, la velocidad de solidificación y los gradientes térmicos durante el proceso.

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

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

3.7. Análisis de la microdureza

La evaluación de la microdureza se realizó de forma transversal en el cordón. Se realizó un barrido de dureza desde el material base, la interfase del cordón y la zona afectada térmicamente, como se muestra en la figura 3.8, en cada punto se realizaron tres mediciones.



Figura 3.8. Puntos de mediciones realizados en las diferentes zonas.

Las mediciones se realizaron con el objetivo de determinar los perfiles de microdureza obtenidos luego del proceso de soldadura, en la figura 3.9 se muestra las variaciones obtenidas en la unión disímil del acero inoxidable endurecible ASTM A 693 tipo 630 (SAE 17 – 4 PH) y la aleación Hastelloy C - 276 con electrodo UTP 776.

Para establecer la influencia del ciclo térmico de soldadura se tiene en cuenta que para la aleación ASTM A 693 tipo 630 (SAE 17 - 4 PH), la dureza inicial es de 270 HV y para el hastelloy C-276 es de 217 HV. La dureza reportada es a nivel superficial en el cordón

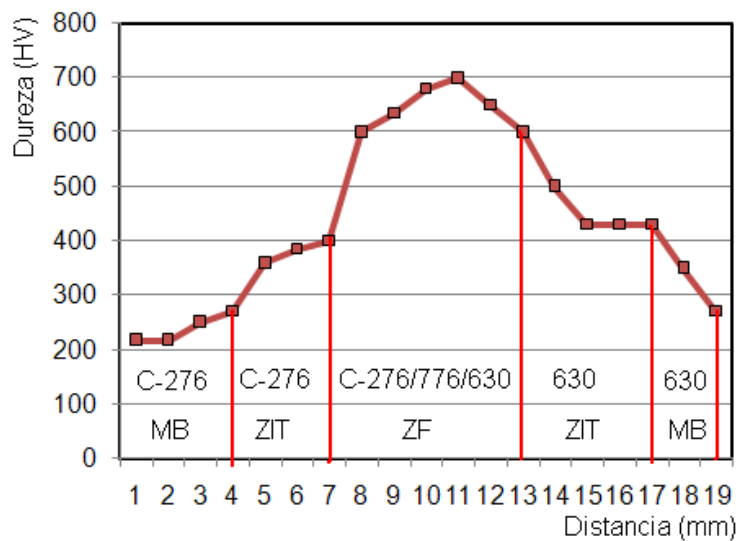


Figura 3.9. Barrido de dureza en la unión disímil.

Al determinar la microdureza, se observa en la figura 3.9 que existe un incremento de la misma desde el material base (MB) hasta la zona fundida en ambas aleaciones, donde desde una microdureza inicial de las aleaciones, el hastelloy C-276 con 217 HV y el AISI 630, 270 HV, se obtiene una dureza en la zona fundida de 700 HV. Los resultados de las microdureza se corresponden con las microestructuras obtenidas, donde la austenita Widmanstätten, la martensita y los carburos propician incremento de esta propiedad mecánica.

En la zona afectada térmicamente, se tomaron valores de microdureza con respecto a la zona fundida donde se encontró la presencia de carburos. Se realizó un barrido de la zona donde se encontraron precipitados, especialmente en los límites de grano y los sitios intragranulares. En la zona donde se realizaron las mediciones, el máximo valor de dureza encontrado fue de 600 HV en la aleación AISI 630, mientras que el mínimo valor fue de 400 HV para el hastelloy C-276.

En el metal fundido los picos muestran la dureza de los carburos y la martensita, mientras que los valores más bajos corresponden a la austenita distribuidas en esta zona. En la interfase y debido a la presencia de la austenita la dureza no es alta. Una vez atravesada esta interfase, la dureza muestra una cierta estabilización siendo los valores picos combinaciones de austenita, martensita y carburos; mientras que los puntos bajos pertenecen a estructuras combinadas de austenita.

Los resultados indican que la fase que ha precipitado es una fase dura, específicamente carburos del tipo $M_{23}C_6$, ocasionando una pérdida de la resistencia del material, además de ser susceptible a la corrosión del tipo intergranular.

3.8. Análisis de la valoración económica

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

Tabla 3.3. Cálculo del costo por soldadura y mantenimiento

Árbol averiado	Materiales	Precio (USD/kg)	Freq/anual	Costo/general
	Barra redonda B 574	2 000	2	3 500
	Electrodo E 776	32	2	40
	Lijas	1,10	1	5,50
Mano de Obra	Hora/hombre	Freq/anual	Costo/unitario	Costo/general
Soldador "A"	1,7	2	6,38	12,76
Fresador "A"	1,15	2	4,03	8,06
Técnico Lab	1,16	1	1,16	1,16
Costo/total: 3 567,48				
Importaciones				
Denominación	Precio (USD)		Costo total (USD)	
Árbol	90 000,00		90 000,00	
Ahorro por concepto de importación anual				
182 536,36 USD				

3.9. Impacto ambiental

La soldadura cuando se está depositando, está en estado de expansión por su alta temperatura. Durante la solidificación y subsecuente enfriamiento tiende a contraerse. Esta contracción es volumétrica o tridimensional y los esfuerzos que origina no pueden ser considerados como pequeños. La experiencia indica que aún cuando estos esfuerzos no causen roturas pueden causar un fallo, que ocurrirá con una pequeña deformación cuando sea aplicada la carga. Para evitar esta condición desfavorable, se

aplica un tratamiento térmico para relevado de esfuerzos, específica para cada condición. Una rotura catastrófica del cordón de soldadura, implica retirar de servicio el elemento soldado y aumentar el patio de desecho.

Los vapores que se desprenden durante el proceso se podrían convertir en compuestos tóxicos por la radiación ultravioleta en el arco en sí. En la soldadura SMAW se usan electrodos y en la FCAW alambres tubulares con fundente entre los componentes del alma o núcleo del alambre. En estos casos provienen del recubrimiento o el fundente compuestos de elementos tales como calcio, fluoruros, dióxido de titanio y de bario.

El fabricante de electrodos debe suministrar la llamada Hoja de Datos de Seguridad del Material (MSDS) en cada paquete de metal de aporte, en la cual se muestra la composición del recubrimiento del electrodo, los fundentes o el fundente del alambre tubular y puede también incluir la composición de las partículas producidas por la fusión del electrodo en el arco.

La Sociedad Americana de Soldadura (AWS) ha desarrollado un método estandarizado para la medición y determinación de las partículas producidas por los diferentes procesos de soldadura. Este método se encuentra explicado en el documento de la AWS llamado “Método de muestreo de partículas generadas por la soldadura y procesos relacionados a ella.” Mediante el uso de esta técnica pueden hacerse mediciones para determinar la contaminación.

Existe una variedad de metales que no deben ser soldados sin el uso de sistemas de extracción mecánicos, debido a que las partículas creadas por la vaporización de los metales tienen un alto potencial de riesgo. Los metales que crean una contaminación atmosférica riesgosa son el cromo, el níquel, el berilio, el latón, el bronce, el cadmio, el cobalto, el cobre, el plomo, el manganeso, el vanadio y el zinc. Ninguno de ellos debe ser soldado sin emplear ventilación mecánica.

Algunos de los metales anteriormente mencionados pueden ser usados para recubrimientos de las planchas de acero, como son el cadmio, el zinc, el plomo, el cromo, el níquel y el cobre, entre los más comunes. Otros recubrimientos tales como pinturas, barnices, plásticos y aceites pueden generar contaminación. El recubrimiento debe ser eliminado del área a soldar o debe usarse ventilación mecánica.

3.10. Conclusiones del capítulo 3

- Se estableció el ciclo térmico de soldadura a partir de las principales variables y el análisis analítico y numérico del proceso, que permite caracterizar las variaciones metalúrgicas de la unión soldada en las tres zonas definidas.
- Fue posible a partir del diagrama de Schaeffler y el contenido del níquel y el cromo equivalente determinar la composición química resultante del cordón para evaluar las condiciones de soldabilidad de la unión disímil de los aceros ASTM A 693 tipo 630 (SAE 17 – 4 PH) Hastelloy C - 276 con electrodo E 776.
- Las microestructuras obtenidas en la zona fundida (ZF), la zona afectada por el calor y en la interfase de la unión soldada caracterizan las mismas por el incremento de dureza luego de realizados la medición de los perfiles en cada una de ellas.



Conclusiones generales

- ❖ En la unión soldada disímil AISI 630 (17 - 4 PH) y B 574 (Hastelloy C - 276) con electrodos E 776, con la aplicación del ciclo térmico de soldadura se obtienen microestructuras austenítica con austenita de morfología tipo dendrítico o listoncillo, así como la presencia de austenita Widmanstätten y precipitación de austenita secundaria en el interior de la martensita.
- ❖ El análisis realizado por el diagrama de Schaeffler permite predecir que el cordón resultante se ubica en una solidificación del tipo austenítico (A) con ausencia de ferrita y posible fisuración en caliente por encima de 1 250 °C y formación de fase intermetálica sigma entre 500 y 900 °C.
- ❖ La precipitación de carburos, la austenita Widmanstätten y la martensita en las microestructuras de la unión disímil se tradujo en un incremento de la dureza en la zona afectada térmicamente (ZAT) hasta un valor de 600 HV en la zona de influencia térmica de la aleación C-276 y de 700 HV en la aleación AISI 630, lo cual provoca una reducción de la resistencia en dicha zona sino se aplica un tratamiento térmico postsoldadura.
- ❖ Para un costo de 90 000,00 USD por concepto de importación de un árbol para la bomba TOYO y para un proceso de recuperación donde interviene mano de obra, materiales, máquinas y equipos se incurre en un gasto de 3 567,48 USD, con un ahorro de 86 432,52 USD por concepto de mantenimiento y soldadura.



Recomendaciones

- ❖ Realizar a partir de las dimensiones del árbol, una propuesta tecnológica de diseño donde se considere el cambio de sección, debido a los concentradores de tensión que se originan desde un diámetro de 120 milímetro hasta uno menor de 32 milímetro.
- ❖ Luego del proceso de soldadura de la unión disímil disímil AISI 630 (17 - 4 PH) y B 574 (Hastelloy C - 276) con electrodos E 776 aplicar un tratamiento térmico postsoldadura para atenuar la formación de fases indeseables como carburos y estructura Widmanstätten.

Referencias bibliográficas

REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. Alfonso, E. Apuntes sobre la interrelación composición – microestructura y propiedades del acero. Monografía. ISBN 959 – 16 – 0188 - 3. Universidad de Matanzas. 2002.
2. Asta, E.; Salazar, F. Cambios. Tenacidad a la fractura en uniones soldadas de aceros estructurales de alta resistencia con riesgo de aparición de fisuras en el metal de soldadura." Soldadura y tecnologías de unión. 2007.
3. AWS. Metals Handbook, Volume 6. American Society For Metals. 1996.
4. AWS. Metals Handbook, Volume 6. American Society For Metals. 2001.
5. ANSI/AWS D1.1-96 Structural Welding Code: Steel. The American Welding Society, 1996.
6. Aydodu, G. Determination of susceptibility to intergranular corrosion in AISI 304L y 316L type stainless steels by electrochemical reactivation method. Thesis Msc. (EE.UU.).Middle East Technical University. 2004.
7. Bailey, N. Weldability of Ferritic Steels. The Welding Institute, 1995.
8. Barreda J.; Jiménez C.; Azpiroz, X.; Eizaguirre, I.; Irisarri, A. M. Análisis del comportamiento mecánico de una aleación Inco 718 soldada por diferentes procesos de soldeo. Jornadas de Productividad de la soldadura. Cádiz. 2003.
9. Barreiro, A. J. Aceros especiales, 3ª. ed. Madrid, 1966.
10. Bakker, F.; Horestreydt, A. Soldadura por arco, Madrid, 1968.
11. Borgioli, F.; Fossati, A.; Galvanetto, E.; Bacci, T. Glow-discharge nitriding of AISI 316L austenitic stainless steel: influence of treatment temperature; Surface and Coatings Technology, 2005. A. in press
12. Bonifaz, E., Finite Element Analysis of heat flow in single-pass arc welds. Welding Journal. May 2000.
13. Bortoni, O.; Patrone, J.; Marino, P. Recargues por soldadura de superficies sometidas a desgaste, Siderurgia 49 (12): 114-139, 1989.
14. Burgos, J., Tecnología de Soldadura. Editorial Pueblo y Educación. 1987.
15. Brooks, C.; Wang, Y. Effect on the microstructure of aging Hastelloy B2 from 550 to 850 °C for 1 200 hours. Metallogr. 23 (1): 57-86, 1989.
[http://doi.org/10.1016/0026-0800\(89\)90040-2](http://doi.org/10.1016/0026-0800(89)90040-2).

16. Bhushan, B.; Gupta, B. Handbook of Tribology: Materials, Coating, and Surface Treatment. Malabar, Florida: Krieger Publishing Company, 1997.
17. Cam, G.; Koçak, M. Progress in joining of advanced materials. International Materials Reviews, 43 (1): 1-44, 1998.
18. Carpenter, S.; Carpenter, D.; Pearce, J. XRD and electron microscope study of a heat treated 26,6 % chromium white iron microstructure. Materials Chemistry and Physics 101 (1): 49-55, 2007.
19. Cary, H. Modern Welding Technology, 4th ed. Prentice Hall. Ohio. USA. 1998. pp. 107-2.
20. Correa Suárez, R. Comportamiento de la aleación de titanio Ti – 6 Al – 4 V empleada en pulpa lixiviada caliente. Tesis en opción al título de Master en Ciencias Manufactura y Mecatrónica. Instituto Superior Minero Metalúrgico de Moa. Tutor, Dr. C. Tomás Fernández Columbié. 2013.
21. Di Caprio. G, Los aceros inoxidables, editorial Grupinox-milano, 1999.
22. Easterling, K. Introducción a la física metalúrgica de la soldadura. Heinemann, pp. 18-19. 1992.
23. Electromanufacturas S.A. Manual de Soldadura, Electromanufacturas. Bogotá. 2000.
24. Facchini, L.; Vicente, N.; Lonardelli, I.; Magalini, E.; Robotti, P.; Molinari, A. Metastable austenite in 17-4 precipitation-hardening stainless steel produced by selective laser melting. Adv Eng Mater 2010; 12(3):184 - 8.
25. Faubert, F.; Springer, G. Measurement of the thermal conductivity of argon, krypton, and nitrogen in the range 800 - 2000 °K. J Chem Phys 1972; 57: 2333 – 40.
26. Fawley R.; Prager, M.; Carlton, J.; Sines, J. Recent studies of cracking during postwelding heat treatment of nickel base alloys. WRC Bulletin N° 150. Welding Research Council. 1970.
27. Fernández-Columbié, T.; Rodríguez-González, I.; Alcántara-Borges, D. Proceso de maquinado por arranque de virutas. Publicación interna ISMMM. 2004.
28. Fernández-Columbié, T.; Rodríguez-González, I.; Alcántara-Borges, D.; *et al.* Caracterización microestructural de uniones soldadas de acero AISI 316L en tuberías. Revista Minería y Geología, 32 (1): 60-75, 2016.

29. Fernández, I.; Belzunce, F. Wear and oxidation behavior of high-chromium white cast irons. *Materials Characterization* 59 (6): 669-674, 2008.
30. Feschenkov, V, Majmutov, R. El torneado. Editorial Mir. Moscú. Pág 152-163. 1989.
31. Fontalvo, G.; Mitterer, C. The effect of oxide forming alloying elements on the high temperature wear of hot work steel, *Wear* 258, p.1491-1499, 2005.
32. Fosca, C., Introducción a la metalurgia de la soldadura, Lima PUCP, cuarta edición, 2003.
33. 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), 2003. Disponible en: <http://www.revelo.com.ve/programa/indice/> acceso: julio2005.
34. 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.
35. Goldak, J.; Moashi, G. Numerical Aspect of modelling weld. Moashigu, Carleton University. *ASM Handbook, Vol. 6 Welding, Brazing and Soldering*.1999.
36. Gómez, O. Soldadura de Metales. Universidad Industrial de Santander, 1993.
37. Guliar, A. Metalografía, Tomo 1 y 2. Editorial. Mir Moscú. 1978.
38. Hernández, A.; Shmatko, O. Influencia de las proporciones relativas de molibdeno y wolframio en la cinética de la oxidación de las aleaciones del tipo Ni-15Cr-5Fe-Mo-W. *Anuario Científico de la Universidad de Cienfuegos*, 2002. Sección Ciencias Técnicas.
39. Hernández, A.; Castellanos, L. Diseño de una aleación termoresistente. *Suplemento de la Revista Latinoamericana de Metalurgia y Materiales*, S1 (2): 685-693, 2009.
40. Henderson, M.; Arrell, D.; Heobel, M.; Larsson, R.; Marchant, G. Nickel-based superalloys welding practices for industrial gas turbines applications. *Science and technology of welding and joining*. 9 (1): 13-21, 2004.
41. Hsiao, C.; Chiou, C.; Yang, J. *Mat. Chem. Phy.* 74 (2002) 134.142.

42. Iamboiev, S, Takayama, Matsunawa, Interpretation of phase formation in austenitic stainless steel welds", Welding Journal, December 2003. pp 339 - 347.
www.aws.org/wj/supplement/12-2003-IAMBOLIEV-s.pdf.
43. Irisarri, A. Níquel y aleaciones de níquel. Curso de Ingeniero Europeo de Soldadura. Tema 2.22. 2005.
44. INDURA S.A. Sistemas y Materiales de Soldadura, 132 páginas, Chile, 1999.
45. James, M.; Buck, O. Medidas no destructivas cuantitativas de Tensiones Residuales. CRC, Revisión crítica en ciencias de los materiales en estado sólido. Vol. 9, Issue 1. 1980.
46. James, M. In Handbook of Measurement of Residual Stresses, Edited by J. Lu, Society for Experimental Mechanics, Inc., pp. 1-4. 1996.
47. Jerrard, P.; Hao, L.; Evans, K. Experimentation investigation into selective laser melting of austenitic and martensitic stainless steel powder mixtures. J Eng Manuf 2009; 223 (11): 1409–16.
48. Kato, H. Severe-mild wear transition by supply of oxide particles on sliding surface, Wear 255, p.426-429, 2003.
49. Kotecki, D.; Ogborn, J. Abrasión resistance of iron based hardfacing alloys, Welding Journal, 74 (8), p.269-278, 1995
50. Klar, E.; Samal, P. Powder metallurgy stainless steels. ASM International. Materials Park, Ohio, 2007; p.119 – 21.
51. Leshchinskiy, L.; Samotugin, S. Mechanical properties of plasma-hardened 5% chromium tool steel deposited by arc welding, Welding Research 80, p. 25-30, 2001.
52. Lippold, J.; Kotecki, D. Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels. Ed. WILEY. Abril de 2005.
53. Macherauch, E.; Kloos, K. Conferencia en ciencia y tecnología de tensiones residuales. Vol. 1, Garmisch-Partenkirchen, DGM-Verlag, Oberursel, pp. 3 - 26. 1986.
54. Marulanda, J.; Zapata, A.; Mesa, D., Fundamentos de la soldadura de metales. Universidad Tecnológica de Pereira. 2007.
55. Mathar, J. Transacciones ASME, 56, (4), pp. 249 - 254. 1934.



56. Masubuchi, K. Análisis de estructuras soldadas. Pergamon Press, Elmsford, N. Y. 1980.
57. Meriño, G. Conformación, soldadura y endurecimiento de metales con explosivos. Reporte de aplicación. Cenic. La Habana. 1977.
58. Merric, S.; Kotecki, D.; Wu, J. Surfacing. In: American Welding Society. Welding Handbook – 1998.
59. Meyer, H. Grietas Laminares en Construcciones Soldadas. II Conf. On Significance of Defected in Welds, Welding Inst. London. 1968.
60. Mikliaev, P. Anisotropía en las propiedades mecánicas de los metales. Ediciones Metalurgia. Moscú. 1986.
61. Moro, L. The electronic structure and bonding of hydrogen near a FCC Fe stacking fault", J. Physics D (Appl. Phys.), 33, 292-298 2000.
62. Muñoz, A. Tensiones residuales generadas en la zac y su influencia en la tenacidad a la fractura en los aceros HSLA, bajo un proceso de soldeo por arco sumergido. Tesis doctoral. Colombia. Cádiz. 2009.
63. Niebles, E. Desarrollo de un modelo y de una base de conocimientos para el diseño de producto soldados, Tesis de maestría, Universidad del Norte Barranquilla, Colombia, 2007.
64. Park, Y.; Maroef, I.; Landau, A. y Olson, D. Retained Austenite as a Hydrogen Trap in Steel Welds, Welding Journal, February, 27s - 35s. 2002.
65. Prager, M.; Shira, C. Welding of precipitation hardening nickel base alloys. Weld. Res. Counc. Bull. N° 128. 1968.
66. Quintana, P. Influencia del nitrógeno, presente en el gas de protección, sobre la soldabilidad de un acero inoxidable austenítico mediante el proceso GTAW, Lima, Tesis de Licenciatura en Ingeniería Mecánica, Pontificia Universidad Católica del Perú, 2004.
67. 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.
68. Ramírez, G. introducción a la técnica de ensayo no destructivos, Ed. Instituto Nacional de técnicas aeroespaciales, Madrid, 1980.

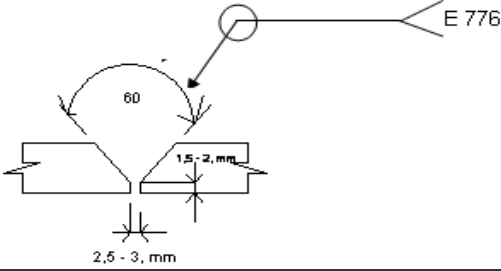
-
69. Rodríguez, H. Metalurgia de la Soldadura. Edi. Pueblo y Educ 1983. 613 p.
 70. Rowe, M. Ranking the resistance of wrought superalloys to strain age cracking. Weld. J. 86 (2): 27s-34s, 2006.
 71. Rowe, R.; Jeffeus, L. Manual de Soldadura GMAW (MIG – MAG). Paraninfo Ediciones. España. 2008.
 72. Samal, P.; Nandivada, N, Hauer I. Properties of 17-4 PH stainless steel produced via press and sinter route. Proceedings of PM 2008 World Congress, Washington DC, June 9, 2008.
 73. Sieurin, H.; Sandström, R. Austenite reformation in heat affected zone of dúplex stainless steel 2205. Materials Science & Engineering. A 418, Suecia. 2006, pp 250-256.
 74. Shing-Hoa, W.; Po-Kay, C.; Jer-Ren, Y.; Jason, F. Gamma phase transformation in pulsed GTAW weld metal of duplex stainless steel, Materials Science and Engineering A4 (20): 26-33, 2006.
 75. Starr, T.; Garnet, T.; Usher, J.; Scherzer, C. DMSL mechanical properties: tensile and fatigue properties of GPI. Proceedings of EDS North America. [Accessed on May 17, 2010]. [Available from T. L. Starr, University of Louisville and Louisville, KY, USA].
 76. Stout, R.; Doty, W. Weldability of Steels. Welding Research Council, 1971.
 77. Thompson, E. Hot cracking studies of alloy 718 weld heat affected zone. Weld. J. 48 (2): 70s-79s, 1969.
 78. Vázquez, J. Elementos de control de desgaste. Universidad Central de Venezuela. 1994.
 79. Wang, J.; Zou, H.; Li C, Peng YH, Qiu S, Shen B. The microstructure evolution of type 17-4 PH stainless steel during long-term aging at 350 °C. Nuclear Engineering Design 236 (253): 1-6, 2006.
 80. Warren, A.; Guo, Y.; Weaver, M. The influence of machine induced residual stress and phase transformation on the measurement of subsurface mechanical behavior using nanoindentation; Surface and Coating Technology, 2005, A. in press



81. Welding and brazing of nickel alloys. Nickel, cobalt and their alloys. ASM International. Materials Park Ohio 243-272, 2000.
82. Wu, J.; Redman, J. Hardfacing with Cobalt and Nickel Alloys, Welding Journal, September 1994, pp. 63-68.
83. Wu, W. The relationship between alloying elements and retained austenite in martensitic stainless steel welds, Scripta Materialia, 42, p.1071-1076, 2000.
84. Xu Xiaolei, Wang Liang, Yu Zhiwei, Hei Zukun: A comparative study on microstructure of the plasma-nitrided layers on austenitic stainless steel and pure Fe; Surface and Coatings Technology; 192 (43): 220-224, 2005.
85. Yu, C.; Yang, L., Shen, C.; Luan, B.; Perng, T., Corrosion behaviour of thermo hydrogen processed Ti – 6 Al – 4 V, Scripta Materialia. 56 (43): 1019-1022, 2007.
86. Zuñiga, R. Tecnología de la soldadura eléctrica por fusión. Edit Pueblo y Educación. 350 pp. 1987.



ANEXO 1

No: <u>01</u>		Denominación: _____	
OT: _____		Destino: <u>Bomba TOYO</u>	
Proceso de Soldadura: <u>SMAW</u>		Tipo: <u>Manual</u>	
Elaborado por: Víctor Manuel Olivares Borges		Revisado por: <u>Tomás Fernández</u>	
Fecha: _____		Fecha: _____	
<u>Metal Base:</u> Especificación SFA No: AISI 630 (17-4 PH) C: 0,07; Si: 1,0; Mn: 1,0; Cr: 15,5 – 17,5; Ni: 3,5; Cu: 3 – 5; Nb: 0,15 – 0,45 <u>Metal Base:</u> Especificación SFA No: B 574 Hastelloy C-276 Mn: 1,0; Cr: 14,5 – 16,5; Ni: 55; Mo: 15-17; Co: 2,5; W: 3 – 4,5; Va : 0,35; Fe: 4-7		<u>Croquis:</u> 	
Clasificación AWS:	E 776		
Dimensión del Electrodo:	3.2 x 345		
Espesor del depósito:	120 mm		
Preparación:	Mecánica		
Fundente del Elect. (Clase)	Básico		
<u>Posición:</u> Posición de la Ranura: V Progresión de Soldadura: Ascend. _ Descend. _____ Plana: <u>X</u>		<u>Precalentamiento:</u> Temp. Mín. de Preal: <u>250-300 °C</u> Temp. Máx. de Interpasos: _____ °C Temp. de Post: _____ °C Otros TT: _	
<u>Tratamiento Térmico Post – Soldadura:</u> Rango de Temp.: <u>680 – 720 °C</u> Tiempo de Permanencia: <u>48 hrs</u> Enfriamiento: Al aire _____ Medio: Al aire _____		<u>Gas:</u> <u>Composición %:</u> Gas: _____ Mezcla: _____ Flujo: _____ Protección: _____	



Características eléctricas: Corriente: <u>Alterna</u> Polaridad: <u>CCPN</u> Voltaje (Rango) <u>48</u> (Volts) Amperaje: <u>170</u> (Amp:) _____ (Amp:) _____									
Técnica: Dimensiones de la boquilla: _____ Método de ranurado posterior de la raíz: <u>X</u> Mov. del electrodo: Recto <u> </u> Oscilatorio <u>X</u> Distancia boquilla superficie de trabajo: _____ Pases sencillos o múltiples (por lados): _____ Electrodos: Sencillos <u>X</u> Múltiples <u> </u> Velocidad de ejecución (Rango): h /m. _____ Martillado: <u>No</u> Otros: _____					Valoración económica: Valor inicial: \$ <u>90 000,00</u> Precio de recup.: \$ _____ Gasto de material: kg. <u>5,90</u> Gasto de mano de obra: hrs. <u>21,98</u> Otros gastos: <u>1,13</u> Peso de pieza: kg. _____ Costo de recuperación: \$ <u>3 567,48</u> Ahorro: \$ <u>86 432,52</u>				
No. Cordón	Proc	Metal de aporte Clase Diám		Corriente AC/CD AMP		Voltaje Mín Max		Vel de ejec (mm/s)	Otros
1	SMAW	E 776	3,2 mm	AC	170	22	25	12,7	

Técnica de reparación o mantenimiento preventivo

1. Tipo de limpieza inicial y entre pases:

Cepillo _____ solventes _____ abrasivos _____ Calor _____ otros _____

2. Preparación:

- Maquinar la superficie a recuperar.
- Eliminar toda grasa y suciedades del metal.
- Limpiar con acetona u otro líquido la superficie a soldar.

3. Factores del paro de trabajo

- Desgaste por:

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

- Rotura por:

_____ Accidente _____ Fatiga X Choque _____ Sobrecarga _____ Temperatura

4. Otros

_____ Defectos de fundición _____ Defectos por maquinado



5. Técnicas de Aplicación

- Revisar el material que esté limpio de suciedad.
- Control de la temperatura de calentamiento y mantenerla durante el proceso.
- Evitar el derrame del depósito en los extremos.
- Limpiar cada cordón después del primer pase o al concluir el mismo.
- No depositar cordones de forma continua para evitar torceduras.