Instituto Superior Minero Metalúrgico de Moa
"Dr. Antonio Núñez Jiménez"
Facultad de Metalurgia y Electromecánica
Departamento de Metalurgia

DETERMINACIÓN DE LA CONTINUIDAD METALÚRGICA EN UNIONES SOLDADAS DISÍMILES CON ENSAYOS NO DESTRUCTIVOS

Tesis presentada en opción al Título de Ingeniero Metalúrgico

Autora: Katia Feliciano Pupo

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

Prof. Asist. María Victoria Fernández Rojas, Ms. C.

Moa, 2017

Declaración de autoridad:

Yo: Katia Feliciano Pupo

Autora 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.

_____

Katia Feliciano Pupo

_____

Dr. C. Tomás H. Fernández Columbié

_____

Ms. C. María Victoria Rojas Fernández

PENSAMIENTO

"Todo lo que somos es el resultado de lo que hemos pensado; está fundado en nuestros pensamientos y está hecho de nuestros pensamientos".

Buda

Agradecimientos

A través de estas breves líneas hago constar mis agradecimientos: Le agradezco a Dios por hacerme una persona de bien a mí querido padre Miguel Ángel Feliciano Cortina y a mi mamita Berta Pupo Rodríguez por haberme dado la vida y apoyarme en todo momento cuando más lo necesité; a mis tutores Dr.C. Tomás Fernández Columbié por ayudarme en todo momento y colaborar a mi formación como profesional quien es un excelente profesor, a la profesora Ms. C.MaríaVictoria Rojas Fernández de la que recibí su ayuda para la realización de este trabajo. Le agradezco a mi hermano Karel Feliciano Pupo que siempre está presente en los momentos más difíciles, a mi prima que ha sido como mi hermana Milena Suarez, a mis tías Elena Feliciano y Mirna Feliciano por su confianza y apoyo en todo momento, a mis abuelitos por darme su amor siempre Ramón y Reina, a toda mi familia en general, a mis amigas las que me ayudaron a levantarme en situaciones difíciles, cuando necesité un consejo nunca dude en llamarlas Ariagna Ceiro y ArletisRomero, a mis amistades de cuarto quienes me han ayudado incondicionalmente y juntas hemos pasado buenos y malos momentos Yunaimy Galindo,Mairelis Ramírez ,Yumaiby Galindo,AilenMartinez ,Rachel Moreno,AnabelRodríguez ,Wendy Piedra ,a todos mis compañeros de aula ,a los profesores del departamento . A todos muchas gracias.

Dedicatoria

Dedico este trabajo a mis padres por confiar en mí a lo largo de toda mi vida, a mi hermano que siempre me apoyó, a mis preciosos abuelitos, a toda mi familia quienes están presentes todo lo que hago además por contar con su amor, confianza, a todas mis amistades que nunca me defraudaron.

Resumen

El trabajo tiene como objetivo determinar la continuidad metalúrgica de la unión disímil entre las aleaciones ASTM A 693 del tipo 630 (SAE 17 – 4 PH) y de la aleación hastelloy C-276 con electrodo E 776 por soldadura manual por arco eléctrico en planchas con dimensiones de 250 x 50 x 10 milímetros. Se determinó el ciclo térmico de soldadura a partir de un electrodo de 3, 2 milímetros y de las propiedades físicas de las aleaciones. A través del diagrama de Schaeffler se determinó que la solidificación en la unión soldada es del tipo ferrítico - austenítico sin posibilidad de agrietamiento, demostrado en microestructuras consistente de matriz austenítica con austenita de morfología tipo dendrítico, austenita acompañado de martensita, así como austenita Widmanstatten y precipitación de austenita secundaria al interior de la martensita, con una dureza en la zona fundida de 700 HV. Se realiza la valoración técnico económico y el impacto medio ambiental del proceso de soldadura y de los ensayos de ultrasonido y el de líquidos penetrantes.

Abstract

The work has as objective to determine the continuity metallurgic of the union dissimilar among the alloys ASTM AT 693 of the type 630 (SAE 17 - 4 PH) and of the alloy hastelloy C-276 with electrode E 776 for shield welding for electric arch in irons with dimensions of 250 x 50 x 10 millimetres. The thermal cycle of welding was determined starting from an electrode of 3, 2 millimetres and of the physical properties of the alloys. Through the diagram of Schaeffler it was determined that the solidification in the welded union is of the type ferrite - austenitic without cracking possibility, demonstrated in consistent microstructure of main austenítica with austenita of morphology type dendrites, austenita accompanied by martensita, as well as austenita Widmanstatten and precipitation of secondary austenita to the interior of the martensita, with a hardness in the fused area of 700 HV. He is carried out the valuation economic technician and the half environmental impact of the welding process and of the ultrasound rehearsals and that of penetrating liquids.

ÍNDICE

INTRODUCCIÓN 1

CAPÍTULO 1. MARCO TEÓRICO. ANTECEDENTES INVESTIGATIVOS 4

1.1. Introducción 4

1.2. Caracterización de uniones soldadas 4

1.2.1. Defectos en uniones soldadas 5

1.3. Determinación de la integridad de uniones soldadas por ultrasonido 8

1.3.1. Determinación de la integridad de uniones soldadas por líquidos penetrantes 11

1.3.2. Técnicas de ultrasonido aplicables a la soldadura austenítica 13

1.4. Clasificación de los aceros inoxidables 15

1.4.1. Aceros inoxidables martensíticos 16

1.4.2. Soldadura de aceros inoxidables martensíticos 17

1.4.3. Aceros inoxidables endurecibles por precipitación (PH) trabajados 18

1.5. Uniones soldadas disímiles 19

1.5.1. Soldadura de aceros disímiles 21

1.5.2. Riesgo de agrietamiento en las aleaciones base níquel 22

1.6. Conclusiones del capítulo 1 24

CAPÍTULO 2. MATERIALES Y MÉTODOS 25

2.1. Introducción 25

2.2. Composición química de las aleaciones 25

2.2.1. Caracterización de la unión 26

2.3. Metodología de cálculo para el proceso de soldadura 27

2.3.1. Cálculo del ciclo térmico 27

2.3.2 Intensidad de corriente 28

2.3.3. Voltaje del arco eléctrico 28

2.3.4. Velocidad de soldadura 28

2.3.5. Energía lineal del proceso de soldadura 29

2.3.6. Cálculos numéricos para la soldadura por arco eléctrico 29

2.3.7. Cálculo de la energía específica entrante 30
2.3.8. Velocidad de enfriamiento del cordón 30
2.4. Materiales y equipos empleados en la experimentación 31
2.4.1. Máquina de soldar empleada en la soldadura 31
2.4.2. Material de aporte empleado 32
2.4.3. Diagrama de Schaeffler 32
2.5. Preparación metalográfica 33
2.5.1. Corte de las muestras 33
2.5.2. Desbaste de las muestras 34
2.5.3. Pulido y ataque de las muestras 34
2.5.4. Observación microscópica y comportamiento microestructural 35
2.5.5. Ensayo de microdureza aplicado a las muestras 36
2.5.6. Inspección de las uniones de soldadura con ultrasonido 37
2.5.7. Ensayo de líquidos penetrantes 38
2.6. Conclusiones del capítulo 2 41
CAPÍTULO 3. ANÁLISIS DE LOS RESULTADOS 42
3.1. Introducción 42
3.2. Análisis de la composición química 42
3.3. Análisis por el diagrama de Schaeffler 43
3.4. Análisis del ciclo térmico de soldadura 43
3.5. Análisis microestructural de la unión soldada por arco manual 45
3.5.1. Análisis microestructural de la interfase 46
3.5.2. Zona de influencia térmica 47
3.6. Análisis de la microdureza 49
3.7. Análisis por el método de ultrasonido y líquidos penetrantes 50
3.8. Análisis de la valoración económica 53
3.9. Impacto ambiental 56

3.9.1. Impacto ambiental que genera el ultrasonido 56

3.9.2. Impacto ambiental que generan líquidos penetrantes..... 57

3.10. Conclusiones del capítulo 3 58

CONCLUSIONES GENERALES..... 59

RECOMENDACIONES..... 60

Referencias bibliograficas 61

INTRODUCCIÓN

La soldadura de materiales metálicos se presenta como uno de los procesos de conformación más importante en el amplio espectro que nos ofrecen los campos de la tecnología industrial. Cualquiera que sea el proceso de soldadura seguido se trata, en realidad, de un proceso metalúrgico y hay que considerar, por lo tanto, los diversos y específicos factores que intervienen en el mismo. El proceso de soldadura deberá ser el más idóneo para los fines perseguidos, que se traducen en una unión reuniendo las condiciones exigidas por los Códigos, las Normas y las especificaciones correspondientes. La aplicación de los ensayos no destructivos (END), para evaluar el estado final de una unión soldada, tienen una finalidad fundamental: asegurar que se cumplen rigurosamente los criterios de aceptación estipulados (Ospina *et al.,* 2011).

En los últimos años los ensayos no destructivos han llegado a ser una herramienta indispensable en la industria, siendo el medio primordial para determinar el nivel de calidad alcanzado por los diferentes productos. En la industria de fabricación de piezas metálicas, construcción de estructuras, ensamble de partes y montajes de plantas industriales, se requiere de métodos de evaluación y diagnóstico del estado final de las uniones soldadas existentes. El procedimiento de elaboración de los materiales a emplear como metal base, tratamientos mecánicos que hayan experimentado, su mayor o menor homogeneidad estructural, deberán ofrecer las necesarias garantías de no presentar anomalías que se traduzcan en variaciones de la resistencia mecánica exigida.

Los métodos de comprobación de la homogeneidad estructural, metalúrgica y de sanidad final de una unión soldada, son conocidos como Ensayos No Destructivos (END). Estos proporcionan, en tiempo casi real y sin detrimento alguno, un diagnóstico, total con algunos ensayos y superficial con otros, del estado final de la unión soldada evaluada.

El propósito fundamental de la detección de los defectos en la soldadura es, determinar si los ensambles soldados satisfacen criterios de aceptación de un código o norma específicos. Determinar cuáles son los defectos presentes en uniones soldadas, es de gran ayuda ya que se puede determinar en qué condiciones que se presentan en el proceso de soldadura, para que existan los diferentes defectos como: porosidad, escoria, falta de penetración, falta de fusión, socavado, grietas, desalineamiento.

Por lo tanto es de vital importancia, conocer el amplio marco de estudio que tiene la caracterización de la soldadura y así indicar que es lo que no se debe hacer en un proceso de soldadura en una unión soldada, para una aplicación industrial específica.

Las limitaciones se deben principalmente a la soldabilidad de algunos materiales al momento de proceso, es decir, el calor que se genera en el momento no es soportado por la pieza y simplemente se funde el metal base. Al mismo tiempo en algunos materiales no es suficiente la protección del arco y esto hace que se contamine con oxígeno.

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

La unión metalúrgica de aceros disímiles entre aceros inoxidables austenítico e inoxidables martensítico no es una práctica habitual en las empresas mineras del territorio, sin embargo la existencia de equipos que trabajan en condiciones de transporte de fluidos abrasivos, conlleva a la ejecución de estos tipos de uniones, no obstante en ocasiones, la soldadura de estos aceros, presentan dificultades durante y después de realizado el ensamble soldado, ya que la segregación de compuestos, estructuras totalmente austeníticas y la formación de fase sigma (σ) pueden provocar la aparición de defectos que conlleven a la aparición de un fallo y causar paradas repentinas y a pérdidas en la economía del país.

El **problema** a investigarlo constituye:

¿Será posible establecer la continuidad metalúrgica de una unión soldada disímil del acero inoxidable endurecible ASTM A 693 tipo 630 (SAE 17 - 4 PH) y la aleación Hastelloy C - 276 soldada con electrodo UTP 776 a través de ensayos no destructivos como el de ultrasonido y el de líquidos penetrantes?.

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

Con el empleo de ensayos no destructivos (END) como el de ultrasonido, donde se considere el rango de frecuencia, la velocidad de onda ultrasónica del material y con líquidos penetrantes (limpiador penetrante y el revelador) se podrá determinar la continuidad metalúrgica de la unión soldada disímil del acero inoxidable endurecible ASTM A 693 tipo 630 (SAE 17 - 4 PH) y la aleación Hastelloy C - 276 realizada con electrodo UTP 776.

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

Determinar con el empleo de ensayos no destructivos como el de ultrasonido y el de líquidos penetrantes la continuidad metalúrgica de la unión soldada 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: defectos internos, grietas, socavaduras, metalurgia de la unión soldada en la zona fundida y de la zona de influencia térmica de la unión disímil.

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

1. Caracterizar las condiciones de soldadura que rigen la unión de aceros inoxidables austenítico y martensítico en correspondencia del ciclo térmico realizado con electrodos revestidos, así como los defectos más comunes que surgen durante la unión metalúrgica de estas aleaciones.
2. Establecer el procedimiento metodológico relacionado con los ensayos no destructivos (END) como el de ultrasonido y el de líquidos penetrantes a partir de la unión disímil del acero inoxidable endurecible y la aleación hastelloy C - 276, expuestas a condiciones de temperaturas variables.
3. Fundamentar a través de los ensayos no destructivos (END) aplicados en la zona fundida y en la zona de influencia térmica, la continuidad metalúrgica 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 relacionados con el ciclo térmico de soldadura, así como del método de ultrasonido.
3. Análisis de los resultados relacionados con la continuidad metalúrgica luego de aplicados los ensayos no destructivos en la zona fundida y la zona de influencia térmica en la unión disímil.
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

1.1. Introducción

Los ensayos no destructivos (END) aparecen como una expresión de la actividad inteligente del hombre en sus primeros deseos de dominar y transformar la naturaleza. Los ensayos no destructivos son exámenes o pruebas que son utilizados para detectar discontinuidades internas y/o superficiales o para determinar propiedades selectas en materiales, soldaduras, partes y componentes; con el uso de técnicas que no alteran el estado físico o constitución química, dañen o destruyan los mismos. Dentro de los ensayos no destructivos están incluidos: la inspección por radiografía, inspección por partículas magnéticas, inspección por líquidos penetrantes, inspección visual y también inspección por ultrasonido.

1.2. Caracterización de uniones soldadas

La caracterización de las uniones soldadas es de suma importancia para el industrial que quiere comprobar la calidad del material elaborado. La soldadura es un proceso dependiente de muchas variables y la estructura de la unión soldada es función del proceso y de sus parámetros (Tabatabaeipour y Honarvar, 2010), por lo tanto, las juntas finales deben ser controladas cuidadosamente.

La geometría del cordón es una propiedad física fundamental de las soldaduras (Sathiya*et al.,* 2010). El área de la sección transversal del cordón junto con su altura y anchura afecta a la contracción total, lo que determina en gran medida las tensiones residuales y por lo tanto, la distorsión de la soldadura. Diferentes variables que incluyen la tasa de calor aportado, su distribución, la velocidad de soldadura, el orden y número de pasadas, la posición de las pasadas y el ángulo de inclinación del electrodo, que en última instancia determinan los ratios de enfriamiento y solidificación y por tanto, la orientación del grano, afectan a la forma del baño de soldadura (Tabatabaeipour y Honarvar, 2010).

La penetración también se ve comprometida por cambios en las variables del proceso, principalmente por la corriente y la tensión de soldadura (Karadeniz *et al.,* 2007; Varia y Ganatra, 2013). El aumento de la corriente de soldadura aumenta la profundidad de penetración. Variaciones en la tensión del arco provocan la misma tendencia en la penetración, aunque su efecto no es tan notable como en el caso de la corriente.

La calidad del cordón de soldadura se constata en primera instancia mediante los correspondientes ensayos ópticos o visuales. No obstante, para garantizar una resistencia a la fatiga suficiente en cualquier unión soldada no sólo es necesario un cordón ópticamente

impecable en la posición correcta sobre el componente, sino que es preciso fijar requisitos mínimos en cuanto a la longitud y a la geometría del cordón y constatar la ausencia interior de imperfecciones tales como poros, grietas y/o inclusiones metálicas (Carpentier y Rudlin, 2012).

El ensayo de la geometría del cordón, de sus características interiores así como de su textura/dureza, se realiza por lo general con ayuda de secciones metalográfica (Goglio y Rossetto, 1999). De la misma forma, el control de fabricación con conclusiones sobre la resistencia de la unión soldada se ejecuta también mediante un ensayo mecánico-tecnológico, donde se destaca el ensayo de tracción.

De acuerdo con el criterio de Izcara (2010), el análisis metalográfico de las muestras se trata de la técnica más fiable para la estimación de las propiedades del cordón. Sin embargo, aparte del hecho de que es una técnica destructiva, presenta la desventaja de ser lenta y limitada de realizar, puesto que implica la preparación de probetas mediante varias etapas de pulido y ataque químico, para su posterior examen macroscópico en sucesivos intervalos de tiempo de acuerdo con el plan de inspección. Asimismo imposibilita la inspección on-line o automatizada (Wu y Ume, 2012).

De la misma forma, pero ya de una forma más general, determinar los valores de espesor de cordón, profundidad y longitud de penetración no se puede realizar de forma precisa. Se puede establecer si las dos caras frontales se han visto afectadas por la soldadura, si no han experimentado unión y por lo tanto existe una falta de fusión en los flancos, si el material depositado en la cabeza es suficiente para lograrse el mínimo espesor requerido, pero no en qué medida. Por tanto, el método propuesto es potente a nivel cualitativo, pero no cuantitativo porque se desconoce concretamente en qué dirección exacta se propaga el haz ultrasónico dentro del cordón.

1.2.1. Defectos en uniones soldadas

Existen diversos tipos de defectos en las uniones soldadas, debido a factores como la intensidad de corriente, el medio y factores humanos que afectan la calidad del depósito soldado. Los defectos tipo grieta de solidificación en soldadura pueden influenciar significativamente de manera local el campo de tensiones en la región de la soldadura, cuando el componente soldado es sometido a carga cíclica (Mohammad, 2005).

La mayoría de los defectos en uniones soldadas (figura 1.1) son del tipo porosidad, falta de penetración, falta de fusión, inclusión de escoria, socavación y desalineamiento (Maddox, 1994). El tamaño e intensidad de las imperfecciones depende del proceso de soldadura, la geometría,

la facilidad de acceso, y el cuidado ejercido en el proceso de soldar, entre otros factores. Varias de estas imperfecciones en las soldaduras son descritas por Maddox (1994).

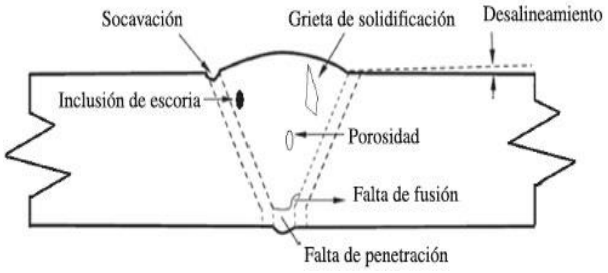


Figura 1.1. Imperfecciones de soldadura en juntas a tope. Fuente: Maddox (1994).

Estas imperfecciones tienen diferentes características y en algunas situaciones son difíciles y costosas de detectar y definir sin destruir la junta soldada. Se plantean defectos originados por el proceso que inducen la aparición de grietas de fatiga. Esto se atribuye al hecho de que para una vida de fatiga dada, las imperfecciones incluidas pueden ser mejor toleradas que las imperfecciones de la superficie (Barsom, 1994).

En la mayoría de los casos, los defectos en las soldaduras conducen a la aparición de concentradores de esfuerzos altos que aceleran el crecimiento de grietas por fatiga. En la investigación de Sanders y Lawrence (1977) se estudió el efecto de la falta de penetración (lack of penetration) (LOP) y falta de fusión (lack of fusion) (LOF) en el comportamiento a fatiga de una aleación de aluminio Al-5083-0 empleada en una soldadura doble - V de extremo ranurado, obtenida mediante el proceso de soldadura por gas inerte (MIG).

Ellos concluyeron que el defecto por falta de penetración (LOP) puede reducir la vida a fatiga de la unión soldada, tanto para soldaduras con refuerzo intacto como para aquellas con el refuerzo removido. También, determinaron que el defecto LOF es menos crítico que el defecto LOP.

Sanders y Lawrence (1977) también reportaron que el efecto de las discontinuidades interiores es mínimo en el desarrollo de fatiga en soldaduras que poseen refuerzo. El efecto del refuerzo en la soldadura es tan marcado que solo los defectos críticos afectan el comportamiento a fatiga y esto se relaciona con la pérdida de área en la sección de la garganta de soldadura. Las porosidades sólo se vuelven un factor negativo significativo cuando el refuerzo es removido.

La investigación de Singh *et al.* (2003), en torno al estudio de la vida a fatiga en uniones soldadas ha establecido que esta comprende dos fases, el inicio de grieta y la propagación de la grieta. En especímenes microestructuralmente uniformes, la fase de iniciación de grieta comprende una parte considerable de la vida total, pero, para estructuras soldadas, la presencia de imperfecciones como las inclusiones de escoria en pie de soldadura, socavaciones, esfuerzos

residuales, falta de penetración, desalineamientos, etcétera, reduce efectivamente la fase de iniciación (Berkovis y Di, 1998).

Todas las juntas soldadas contienen pequeñas inclusiones de escoria en pie de soldadura Nordmark*et al.* (1987), con defectos preexistentes como microgrietas que provocan concentradores de esfuerzos. La propagación estable de grietas por fatiga comienza en estas inclusiones muy temprano en la vida útil. Las juntas soldadas también contienen "cierres" debido a los esfuerzos residuales causados por el ciclo térmico del proceso de soldadura, que influyen en la propagación de grietas por fatiga.

Los concentradores de esfuerzos locales influencian la propagación de grietas por fatiga. El resultado del estudio de Murthy*et al.* (1994) indicó que la duración de la vida de propagación estable de grietas fue de 75 a 89% del total de la vida, para todos los tipos de juntas estudiadas. De ahí que, para las juntas soldadas, la vida total puede asumirse como dominada por la etapa de propagación.

En otra investigación Wahab y Alam (2004) se encontró que las imperfecciones de las uniones soldadas reducen de manera significativa la vida al aumentar la velocidad de propagación de grietas por fatiga. En este trabajo se tuvo en cuenta el efecto de los esfuerzos residuales, y las propiedades mecánicas del material base, el cordón de soldadura, así como la zona de afectación térmica.

Se observó que la influencia negativa de los defectos tipo grieta de solidificación y el socavamiento es mayor a los provocados por los defectos tipo porosidad. Un mejoramiento de la geometría del perfil del cordón disminuye el efecto de la concentración de esfuerzos, incrementando la resistencia a fatiga. Otra conclusión interesante es que los tratamientos superficiales, como el granallado, no mejoran sustancialmente la resistencia a fatiga de la unión soldada.

En la actualidad son ampliamente aceptados los criterios de diseño y explotación que contemplan soldaduras con imperfecciones; bajo estos criterios, las soldaduras sólo necesitan ser reparadas si su presencia es peligrosa para la integridad de la estructura (Maddox, 1994). La integridad de las estructuras soldadas se estima con la vida a fatiga de la junta soldada conteniendo imperfecciones y comparándola con la vida requerida. Por lo tanto, muchas investigaciones hacen un esfuerzo por encontrar el efecto dañino de los defectos en la soldadura.

1.3. Determinación de la integridad de uniones soldadas por ultrasonido

Los ultrasonidos (UT) (figura 1.2) fueron introducidos como una técnica NDT para la inspección de soldaduras en la década de los 60 (Ditchburn*et al.,* 1996). Desde entonces, la técnica ha experimentado un amplio desarrollo y ganado cada vez mayor aceptación. De hecho, en comparación con el resto de métodos NDT, se trata de la técnica de ensayo no destructivo con mayor y más rápido crecimiento en los últimos tiempos (López, 2008; Wu y Ume, 2012,). Consecuentemente, los UT son en la actualidad el medio más eficaz para detectar discontinuidades físicas a lo largo del espesor de los metales (Lu, 1992) y por lo tanto, para inspeccionar y validar la calidad de las estructuras soldadas.

Figura 1.2. (a) Equipo de ultrasonido (b) esquema general del proceso.

El problema con este enfoque, para testear la calidad de un objeto, se necesita una imperfección relativamente grande para causar un cambio significativo en el sonido capaz de ser detectado por el oído humano. Esto es debido a que el factor determinante es la longitud de onda del sonido que se encuentra con la imperfección en relación con el tamaño de dicha discontinuidad. La longitud de onda, a su vez, depende de la velocidad del sonido en el objeto y de la frecuencia, o tono, de la onda de sonido. Dentro de la gama humana de frecuencias sonoras audibles.

Uno de los métodos más eficaces para la unión de estructuras de acero es mediante el proceso de soldadura. Aunque la soldadura tiene muchas ventajas, también posee algunas desventajas como son las deformaciones, las tensiones residuales y los defectos propios del método de soldadura. Los defectos en las soldaduras son esas imperfecciones o discontinuidades producidas fundamentalmente por la existencia de fallas metalúrgicas o discontinuidades geométricas tales como inclusiones de escoria, porosidades, grietas de solidificación, socavaciones, falta de penetración, fusión incompleta, contracciones y grietas inducidas en frío o en caliente por esfuerzos residuales.

En la figura 1.3 se muestra la detección de defectos de una unión soldada con el empleo del método de ultrasonido

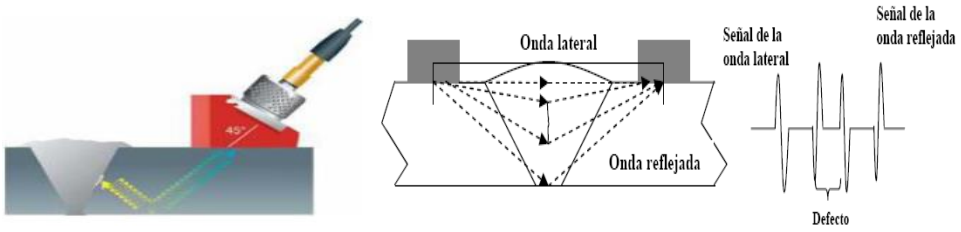


Figura 1.3. Detección de defectos en una unión soldada. Fuente: Martín *et al.* (2007).

En la figura 1.3 se puede observar la formación al unísono de las ondas lateral y reflejada. Para que esto sea posible los patrones de radiación del emisor y del receptor deberán ser lo más abiertos posibles, es decir que cubran desde la superficie hasta el fondo de la pieza. Esta es una característica que deben tener los transductores, para lo cual el elemento piezoeléctrico tendrá que acercarse al caso de un emisor puntual. Por tanto se establece un compromiso entre la sensibilidad y el espesor del material.

En caso de piezas de más de 75 mm de espesor esta condición es difícil de lograr y puede resolverse con el uso de dos pares de transductores; un par enfocado hacia la superficie y el otro par enfocado hacia la reflexión en el interior de la pieza.

El palpador o transductor como se muestra en la figura 1.4, es una parte muy importante del instrumento de ultrasonido, es el que contiene el elemento piezoeléctrico que convierte la señal eléctrica en vibraciones mecánicas (emisión) y las vibraciones mecánicas en energía eléctrica (recepción). Algunos factores, como la construcción mecánica y eléctrica, afectan el comportamiento del palpador.

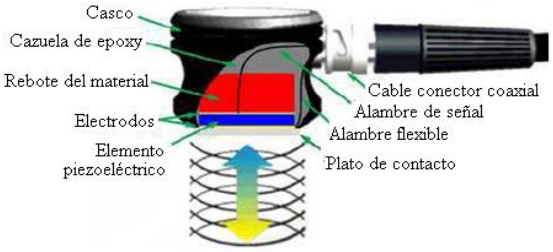


Figura 1.4. Palpador ultrasónico. Fuente: Martín *et al.* (2007).

Existen seis parámetros muy importantes para seleccionar un palpador que tiene que ver con la frecuencia del mismo, entre ellos se encuentran la longitud de onda, sensibilidad, resolución, eficiencia, ancho de banda y campo de radiación. La frecuencia central define las capacidades del palpador, frecuencias bajas, del orden de 0,5 a 2,25 MHz proveen mayores energías y penetración en el material, mientras que para cristales de altas frecuencias, del orden de 15 a 25

MHz se reduce la penetración pero poseen gran sensibilidad para detectar pequeñas discontinuidades.

Ogilvy (1998) utilizó la técnica de reflexión ultrasónica para la detección de defectos planos en soldaduras de aceros inoxidables austeníticos, el estudio concluye que las leyes de reflexión de onda ultrasónica no se mantienen y la energía se refleja en direcciones inesperadas. Lo anterior tiene consecuencias importantes para las técnicas de inspección ultrasónica, ya que dependen de señales especulares para la detección de defectos. En esta investigación un rayo que traza el acercamiento de la señal ultrasónica es usado para estudiar los patrones de comportamiento de reflexión para varios tipos de defectos de soldadura y varias ubicaciones y orientaciones.

En general el haz ultrasónico tendrá que viajar primero a través del material base para alcanzar el material de la soldadura austenítica, provocando una fuerte señal especular. La señal reflejada generalmente ocurre cerca de las direcciones esperadas excepto por olas de distorsión verticalmente polarizadas. Además, para un tipo determinado de soldadura es útil minimizar la intensidad del haz ultrasónico.

En el estudio realizado por Tabatabaeipour y Honarvar (2010) se hicieron ensayos de tipo ultrasónico en soldadura sobre acero austenítico para dos diferentes clases de procesos, la soldadura por arco con electrodo revestido (SMAW) y la soldadura por arco con gas inerte y electrodo de tungsteno (GTAW), mientras que la técnica de ultrasonido utilizada en la prueba fue la de tiempo de difracción de vuelo (ToFD). Dentro del procedimiento experimental se indujeron defectos artificiales en el proceso, en los dos tipos de soldaduras ensayadas. Los resultados mostraron un comportamiento anisotrópico en el proceso GTAW, mientras que las probetas soldadas con el proceso SMAW presentaron un comportamiento isotrópico, lo anterior debido a los cambios microestructurales producto de los procesos.

Por otra parte, la atenuación de amplitudes de eco es mayor en las probetas soldadas por el proceso GTAW. Las muestras se examinaron por la técnica de ultrasonido ToFD en condiciones idénticas obteniéndose imágenes B-scan. Se concluyó que la técnica de inspección por ultrasonido para la muestra preparada por el proceso SMAW es más adecuada que la realizada por el proceso GTAW debido a una mayor dispersión de las ondas en el segundo. Las mediciones también mostraron que la forma en que la sonda es colocada es muy importante en la técnica de detección de defectos cuando se utiliza la técnica ToFD.

En otros estudios como el de Romeu *et al.* (2004) se explora el desarrollo de un sistema automatizado para analizar defectos por soldadura detectados en radiografías. Se describe un estudio de clasificadores de patrón no lineal, implementado por redes neuronales, para clasificar

defectos existentes en cordones de soldadura por la técnica radiográfica, destinada principalmente a aumentar el porcentaje de éxito de reconocimiento de defectos obtenido con los clasificadores lineales. Para el desarrollo de esta investigación se utilizaron patrones radiográficos del Instituto Internacional de Soldadura (IIW). Algunas funciones geométricas de defectos fueron utilizadas como datos de entrada de los clasificadores. Se aplicó un criterio de relevancia neuronal para evaluar la capacidad de discriminación de las clases de funciones consideradas.

Lo anterior, con la finalidad de demostrar que la calidad de las características geométricas utilizadas es más importante que la cantidad de funciones empleadas. La técnica de análisis de los componentes principales de discriminación no lineal, también desarrollado por redes neuronales, es utilizada para mostrar el problema de la clasificación en dos dimensiones, así como para evaluar el rendimiento de la clasificación obtenida con estas técnicas.

Otras investigaciones como la de Wang *et al.* (2008) exponen que las imágenes de soldadura por rayos X contienen ruido incierto al igual que los defectos dentro de ellas, las cuales poseen bajo contraste en su fondo, por lo cual son difíciles de detectar. En esta investigación se localizaron y segmentaron los defectos de la línea de imágenes de rayos X. Primero, se presentó un enfoque para extraer características de imágenes de rayos X con múltiples umbrales; se usa el apoyo de una máquina vectorial (SVM). Luego se utilizó la transformación de Hough para quitar los pixeles ruidosos en la región de defecto grueso cuando el defecto fue localizado. Los resultados experimentales mostraron que el enfoque propuesto es efectivo y factible para localizar defectos en imágenes de rayos X de soldaduras ruidosas y con bajo contraste.

1.3.1. Determinación de la integridad de uniones soldadas por líquidos penetrantes

El ensayo por líquidos penetrantes es un ensayo no destructivo que se emplea para detectar e indicar discontinuidades abiertas a la superficie en materiales sólidos no porosos. El principio en el cual se basa esta técnica no destructiva es la capacidad de que un líquido pueda penetrar por capilaridady ser retenido en las discontinuidades abiertas a la superficie como pueden ser fisuras y poros. La penetración por capilaridad es la propiedad que tiene algunos fluidos y que modifica los efectos de algunos principios fundamentales de la física, como pueden ser la ley de la gravedad y los vasos comunicantes.

Ello se debe a la propiedad denominada tensión superficial, la cual origina una cohesión entre las moléculas superficiales de los líquidos, capaz de resistir una determinada tensión. En la figura 1.5 (a) se muestra un sistema de líquidos penetrantes y en la figura 1.5 (b) la forma de aplicación del revelador.

Figura 1.5 (a). Conjunto de líquidos penetrantes

Figura 1.5 (b). Aplicación del revelador.

En la figura 1.5 (a) se muestran los componentes para el ensayo de líquidos penetrantes, compuesto por el limpiador, el penetrante y el revelador, este último se aplica luego de haber aplicado los dos primeros. Las pequeñas grietas superficiales que se pueden encontrar en la superficie de materiales no porosos, actúan también como capilares y favorecen la penetración en las mismas de fluidos que tengan una reducida tensión superficial. Este fenómeno ocurrirá independientemente de la orientación de las grietas, ya que no es la gravedad la que hace introducirse el líquido en la discontinuidad (Ángeles, 2008).

Según Eyheralde (2012) estos tipos de ensayos, consisten en la aplicación de un líquido sobre la superficie del cuerpo a examinar, que penetra por capilaridad en las imperfecciones de la soldadura. Una vez limpiado el exceso, nos revelará el que ha quedado retenido en la imperfección (poros, fisuras).

Existen dos tipos de líquidos penetrantes, los fluorescentes y los no fluorescentes, aunque los más utilizados son los no fluorescentes, por las siguientes características:

a) Los líquidos penetrantes fluorescentes contienen un colorante que florece bajo la luz negra o ultravioleta.
b) Contienen un colorante de alto contraste bajo luz blanca.

A pesar de presentar características disímiles (Changheui *et al., 2010*) ambos líquidos se aplican igual y se deben aplicar según los diferentes procedimientos: limpieza inicial de la pieza, la aplicación del líquido penetrante, medida del tiempo de penetración, eliminación del líquido sobrante, aplicación del líquido revelador, examen de la pieza.

El procedimiento de limpieza consiste en la eliminaciónde sustancias extrañas como grasas, óxidos, aceites, escorias, pinturas, para dicha limpieza se utilizan diferentes detergentes, disolventes, decapantes, se deja secar totalmente la pieza y se aplica el líquido penetrante, el cual debe penetrar orificios y aberturas muy pequeñas y estrechas y de difícil eliminación una vez dentro de la discontinuidad. Para eliminar el líquido sobrante se puede realizar de varias

formas; por inmersión, por pulverización o por rociado de la pieza en un baño de líquido limpiador (Carpentier y Rudlin, 2012).

Consideran Carpentier y Rudlin (2012) que luego de realizado el procedimiento anterior, se aplica el líquido revelador que es normalmente blanco y debe aplicarse por inmersión, rociado o pulverizado, con mucho cuidado ya que son liquido muy volátiles y que una vez aplicado las zonas de la pieza que contengan restos de líquido penetrante, resaltaran a simple vista, siendo muy fácil su observación, donde deben aparecer marcadas de forma clara y exacta a lo largo de la pieza a examinar, la observación se hará para los líquidos fluorescentes bajo lámparas de mercurio o tubos de luz violeta y para los líquidos normales se hará bajo la luz natural apareciendo puntos rojos en las zonas con imperfecciones. Como aspecto final hay que eliminar todo tipo de resto de líquidos, ya sean penetrantes o reveladores, limpiándolos con disolventes o detergentes.

1.3.2. Técnicas de ultrasonido aplicables a la soldadura austenítica

La calidad de la información obtenida, por medio de ultrasonido, está influenciada por el tipo de soldadura. Por ejemplo, el proceso de soldadura GTAW muestra una distribución anisotrópica, mientras que probetas soldadas con el proceso SMAW presentan un comportamiento isotrópico, debido a la orientación de los granos en el depósito soldado; esto hace que la detección de defectos en soldadura, utilizando métodos de ultrasonido, sea más sencilla en probetas soldadas por el proceso SMAW.

Garcia *et al.* (2009) muestra los resultados y las principales tareas realizadas en desarrollo y la aplicación técnicas de inspección por ultrasonido basado en la tecnología de *Phased Array* usando transductores de matriz dual para mejorar la detección, posicionamiento y dimensionamiento de defectos en soldadura de materiales austeníticos. El trabajo publicado por Tecnatom trata los siguientes puntos:

- Especificación de transductores Phased Array adaptados al componente a inspeccionar (definido por su geometría y materiales) y al tipo de discontinuidad esperada (de acuerdo al tipo, tamaño, forma y posición). Como apoyo a la definición del transductor utilizaron herramientas de simulación para predecir qué respuesta daría un haz de ultrasonido en una discontinuidad.
- Diseño y fabricación de escáneres específicos para el examen ultrasónico de los componentes sujetos a inspección.
- Realización de exámenes de ultrasonido en los modelos con defectos realistas para la optimización y puesta a punto de equipos y técnicas de inspección.

En conclusión, estas técnicas han conseguido mejorar y simplificar las inspecciones utilizando elementos múltiples en transductores duales de *Phased Array.*

Bulavinov *et al.* (2007) presenta la metodología para la estrategia de corrección y demostración de rendimiento, con base al desarrollo de transductores especiales que pueden mejorar su desempeño con relación a su señal - ruido, por lo tanto, la capacidad de detección. Para superar la distorsión y mejorar la caracterización, la condición del material ha de tenerse en cuenta en el diseño de la inspección. La información microestructural recopilada mediante Técnicas de difracción de electrones de retro-dispersión (EBSD) utilizadas para evaluar la estructura de la soldadura fue aprovechada como entrada a un modelo capaz de propagar ondas ultrasónicas a través del medio no homogéneo anisotrópico.

Con el conocimiento de la distorsión, se desarrolló una estrategia para la mejora de la inspección mediante la adaptación de las leyes focales utilizando conceptos de inversión de tiempo para mejorar la sensibilidad. Sin embargo, el método que se desarrolló en este proyecto es aplicable a los componentes críticos, debido al alto costo de aplicación causados por los recursos necesarios en términos de replicación y análisis metalúrgico de soldaduras.

Delaide*et al.* (2000) realizan un diseño de transductores *PhasedArray*para la inspección de componentes de acero inoxidable soldados, combinando las ventajas intrínsecas de transductores convencionales TRL altamente amortiguadas de baja frecuencia y la versatilidad que ofrece la tecnología de arreglo de fase (*PhasedArray*). Realizaron pruebas prácticas en defectos artificiales ubicados en la soldadura de acero inoxidable de probetas con espesores gruesos, para ilustrar el excelente rendimiento de los prototipos en términos de relación señal-ruido y la resolución lateral. Estos resultados de las pruebas en muestras de acero austenítico con los transductores fabricados de 1 MHz TRL PA demostraron que el intervalo de profundidad alcanzable es de 20 a 80 mm, el haz angular alcanza un rango de barrido de 0 a 50 grados y el ancho mínimo del haz en el plano de incidencia es de 12 mm.

Este trabajo concluyó que los transductores de *Phased Array* de baja frecuencia TRL proporcionan varias mejoras con respecto a ambos transductores estándar TRL y de *Phased Array* matriz lineal, para aplicaciones en estructuras soldadas de acero austeníticos. Las principales ventajas del diseño de transductores de *Phased Array* de matriz dual de onda longitudinal (TRL PA) son las siguientes:

- Los transductores TRL PA no tienen una zona muerta significativa.
- La profundidad total del campo de inspección, obtenido mediante la constante profundidad de focalización, es óptima.

- El barrido del haz angular producido por el transductor TRL PA mejora la capacidad para la detección y evaluación de las indicaciones, especialmente en materiales difíciles que presentan una falta de homogeneidad estructural.
- La resolución lateral es óptima en todo el rango de profundidad.
- La fuerte amortiguación de los elementos piezoeléctricos mejora la resolución axial y la relación señal-ruido.

Pudovikov *et al.* (2008) exponen sobre el progreso que se hallado utilizado en un muestreo de imágenes obtenidas mediante *Phased Array*y la técnica de reconstrucción de éstas "*SynFoc"*. La reconstrucción considera la propagación del sonido a partir de cada píxel en la imagen para el elemento sensor individual. Para los medios anisotrópicos, donde el haz de sonido es desviado en su trayectoria no se conoce un patrón, implementamos un nuevo ajuste de la fase denominada técnica de "Coincidencia de la fase inversa".

Este algoritmo permite la adquisición de la fase corregida de A-scan que representa la propagación del sonido real en la estructura anisótropa; esta técnica se puede utilizar para la reconstrucción de la imagen. Este principio básico de "adaptación de fase inversa" se tiene en cuenta para la propagación del sonido en materiales anisótropos para ayudar a desarrollar las técnicas de inspección y procedimientos que cumplen los estándares generales de inspección por ultrasonido.

En conclusión, se demuestra el potencial de la Coincidencia de Fase Inversa en la propagación de la onda ultrasónica en materiales anisótropos. Su aplicación mejora la fiabilidad y la sensibilidad de la inspección ultrasónica, en particular, de las soldaduras austeníticas. Por otra parte, la reconstrucción en tiempo real permite la inspección automática con escaneos A, B, C, D y 3D. Sin embargo, la Coincidencia de Fase Inversa necesita del conocimiento acerca de la anisotropía de la estructura para simular la propagación del sonido.

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 austenoferríticos. La figura 1.6, 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).

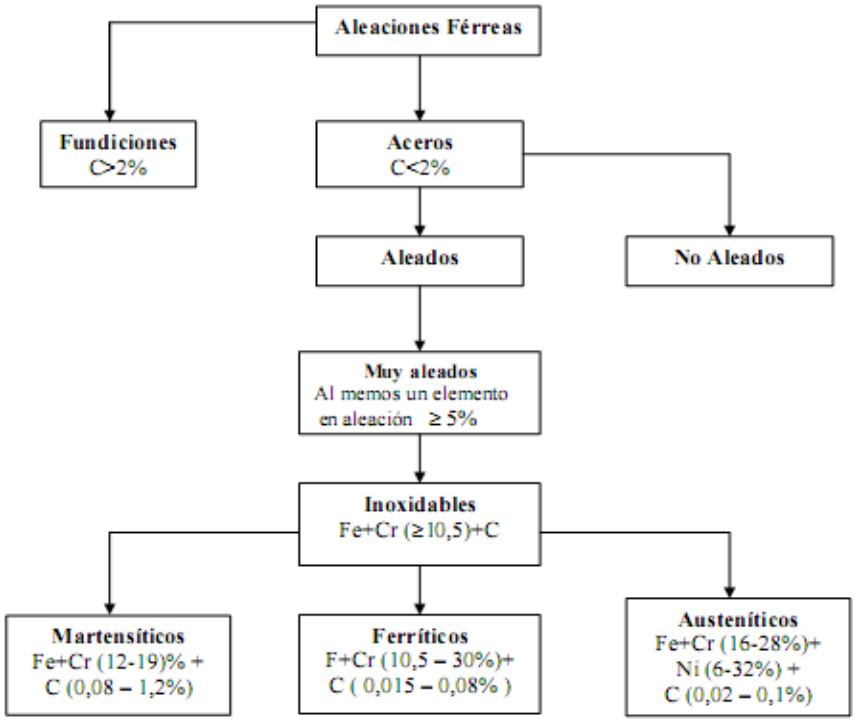


Figura 1.6. Clasificación de los aceros inoxidables. Fuente: Di Caprio (1999).

Otros tipos: Austeníticos al Cr, Mn, Ni; Austeno - Ferríticos (Dúplex)
Endurecidos por precipitación (precipitation hardening)

Como se observa en la figura 1.5, 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 cromo 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 azufre 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 ºC.

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 ºC por encima de la temperatura de servicio.

1.4.2. 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 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.

1.4.3. 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, semiaustenítico o martensíticos de acuerdo a la microestructura obtenida luego del recocido de solubilizado. Las aleaciones semiaustenítica 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 semiaustenítico pierden su resistencia mecánica rápidamente a temperaturas superiores a 425ºC.

Los aceros inoxidables 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 ºC (industria aeroespacial, turbinas de gas).

- Aceros inoxidables martensíticos PH de transformación directa: a la temperatura de solubilización (1 040 – 1 070 ºC) son predominantemente austeníticos y mediante el enfriamiento al aire hasta temperatura ambiente, transforman a martensita. Luego durante el tratamiento de envejecido (480 – 590 ºC), 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 inoxidables martensíticos PH de transformación controlada: son austeníticos en el estado de tratamiento térmico de solubilizado (930 - 1 050ºC y enfriamiento al aire hasta temperatura ambiente). Luego son fácilmente trabajados en caliente ya que la temperatura de inicio de la transformación martensítica (Ms) está a una temperatura subcero. Por tratamientos subcero o por envejecido primario a 700 ºC (precipitación de $M_{23}C_6$ y aumento de Ms por encima de la temperatura ambiente) se efectúa la transformación a martensita (en el envejecido a 700 ºC la transformación martensítica ocurre durante el enfriamiento al aire).

Luego, se aplican envejecidos secundarios a temperaturas aproximadamente de 480 ºC donde precipitan intermetálicos Ni - Al o Ni - Ti y además se reviene la martensita precipitando carburos.

Samal *et al.* (2008) plantea que los aceros inoxidables 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 ºC. Luego de largas exposiciones a altas temperaturas sufren degradación en las propiedades mecánicas debido a la aglomeración de los precipitados.

1.5. Uniones soldadas disímiles

Diferentes industrias, tales como las termoeléctricas, la química y petroquímica presentan secciones que están hechas de aceros al carbono o alguna otra aleación por razones económicas las cuales están sometidas a temperaturas menores a 100 °C. Sin embargo, otras secciones operan a elevadas temperaturas donde los problemas de corrosión o pérdida de las propiedades mecánicas están presentes, que causan fallas que deben ser reparadas o cambiadas frecuentemente (Celik y Alsaran, 1999).

Por tal razón es importante seleccionar la aleación correcta para estas aplicaciones con base en su funcionalidad, efectividad y economía, siendo necesario producir uniones disímiles de alta calidad para tomar las ventajas de ambos materiales (Madhusudan y Srinivasa, 2009; Reddy*et al.,* 2008). A pesar de la factibilidad de la fabricación de uniones soldadas disímiles con aplicación directa en diferentes sectores industriales estas han presentado defectos tanto de fabricación como metalúrgicos, con la promoción de fallas durante su aplicación en servicio. Por lo tanto, el ingeniero de soldadura tiene que resolver el problema de cómo tratar el material y de cómo soldarlo correctamente.

Es ahí donde la unión de materiales disímiles adquiere gran importancia (Metzgery Lison, 1976; Arivazhagan*et al.,* 2008; Madhusudan y Srinivasa, 2009), dando origen a diversos estudios dirigidos hacia la compresión de las fallas que se presentan durante el servicio, las cuales han sido vinculadas a las uniones disímiles mediante el fenómeno d, que es atribuido al borde de grano tipo II que se presenta en la zona de transición de las uniones disímiles (Nelson *et al.,* 1999; Lippold y Kotecki, 2005; Joseph *et al.,* 2005).

La cronología del uso de uniones disímiles, revela la primera aplicación de un material de aporte tipo austenítico como protección sobre un acero al carbono, lo cual fue desarrollado por Krupp hace más de 70 años (Kluehet *al.,* 1983).

En 1940, las uniones disímiles fueron empleadas para el uso de calderas e intercambiadores de calor las cuales fueron hechas con un material de aporte de acero inoxidable austenítico. En la década de los cincuentas y sesentas se presentó un incremento en su uso en calderas en servicio, especialmente en donde la temperatura del vapor alcanzaba 566 °C. Las primeras fallas de este tipo de uniones fueron encontradas en 1950 y desde entonces, se realizaron esfuerzos para mejorar su comportamiento y entender el fenómeno de falla.

Posteriormente, en los setentas y ochentas se incrementó el uso de las uniones disímiles y por consiguiente, la presencia de fallas (Lundin, 1982), realizó un estudio sobre las uniones soldadas disímiles que data desde el año 1935 (tabla 1.1), el cual fue basado en reportes de fallas de empresas, investigaciones, entrevistas con fabricantes y diferentes usuarios de uniones disímiles con el objetivo de proveer información sobre estas.

Tabla 1.1. Estadísticas del comportamiento de las uniones soldadas disímiles.
Fuente: Lundin (1982).

Comportamiento de las uniones soldadas disímiles Encuesta industrial sobre una base unitaria	
81 %	No reportaron fallas
37 %	Reportaron fallas solo después de 100 000 h
63 %	Reportaron fallas con metal de aporte de acero inoxidable
12 %	Reportaron fallas con metal de aporte de aleaciones base Ni
6 %	Reportaron fallas con soldadura a presión
17 %	Reportaron fallas con metal de aporte ferrítico
76 %	Reportaron fallas en la región sobrecalentada

Fernández *et al.* (2014) establece el comportamiento microestructural de una unión soldada disímil en una aleación HK 40 y el hierro fundido 24, realizó una caracterización química de ambas aleaciones, para ello tuvo en cuenta un total de nueve muestras, las que fueron soldada por proceso manual por arco eléctrico (SMAW), en este trabajo se emplearon electrodos revestidos del tipo E 312 – 16, el UTP 65 y el Castell Xiron 244, demostrándose en el análisis microestructural y en el diagrama de Schaeffler, que la disposición de la unión con el electrodo E 312 – 16 provoca la aparición de estructura interdendrítica con origen a la fundición blanca, siendo más favorable la unión con el electrodo UTP 65. Los autores del trabajo realizaron además el análisis de microdureza en cada unión.

La soldadura de materiales disímiles impone un reto para los ingenieros relacionado con la integridad estructural de las uniones disímiles debido a su diferencia en términos de

microestructura, propiedades mecánicas, térmicas y propiedades de fractura (Samal*et al.,* 2009).El problema de la unión de materiales disímiles ha sido bien reconocido. La aplicación industrial ha experimentado fallas en la zona de transición entre los materiales debido a las diferencias en los coeficientes de expansión térmica por los metales base y el material de aporte) (Kluehe*t al.,* 1983; Celik y Alsaran, 1999; Joseph *et al.,* 2005), estas fallas pueden presentarse después de 15 ó 20 años de operación o cuando la vida útil ha sido cumplida.

1.5.1. Soldadura de aceros disímiles

En la soldadura de materiales disímiles, donde el material de aporte y uno de los materiales base presentan una diferencia significativa en la composición química en comparación al otro material, presentan diferentes efectos durante la unión. Por ejemplo, al unir acero al carbono con un acero inoxidable se presenta la migración del carbono ya que el alto contenido de cromo en el metal de soldadura promueve la difusión del carbono, hacia el acero inoxidable.

Esto es de gran interés cuando las uniones disímiles son expuestas a elevadas temperaturas, como lo pueden ser, las condiciones de servicio o tratamientos térmicos post-soldadura, aunque las condiciones citadas anteriormente pueden no influenciar directamente este efecto.

La difusión del carbono puede influenciar la formación de zonas de alta dureza, incluso cuando el tiempo de permanencia a elevadas temperaturas durante los ciclos de soldaduras son extremadamente cortos, existiendo una ligera disminución del carbono en la ZAT del acero al carbono, lo cual indica que el carbono pudo difundir dentro del metal de soldadura y hacia la región de transición. La manipulación y variaciones de las turbulencias del charco de soldadura tienen una influencia significativa en la formación de la región de transición (Doddy, 1992).

La formación de la región de transición en las uniones soldadas disímiles, se origina en la zona de la línea de fusión, en el lado del acero al carbono, donde existe una pequeña zona en la cual, la microestructura puede diferir significativamente tanto del metal de soldadura así como de la ZAT y estar sujeta a los gradientes composicionales de cada una de las zonas y los efectos difusionales. La región de transición también puede ser referida como de no mezcla, zona parcialmente mezclada, zona de mezcla intermedia, zona endurecida o zona de transición. Esta zona fue descubierta por Savage y Szekeres (1967).

Predecir la microestructura de la región de transición puede ser difícil, ya que esta zona puede cambiar dramáticamente en una distancia muy corta (1mm). Por ejemplo, si el material base presenta un alto contenido de carbono en comparación con el metal de soldadura, el carbono presentará una difusión o migración desde la ZAT hacia la zona de fusión durante la soldadura o durante un tratamiento térmico post-soldadura. Este efecto puede resultar en una estrecha

región de martensita adyacente a la línea de fusión con una morfología de banda delgada, no continua, típicamente de 0,025 mm, que se caracteriza por tener una elevada dureza.

El ancho de la región de martensita es entre 50 o 100 veces menor que la marca de identación Rockwell C e inclusive menor que la identación Vickers con una carga de 500 g (Doddy, 1992).

1.5.2. 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 “strainageing” (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 las 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 1.7 se muestra el efecto del agrietamiento en caliente de una unión soldada.

Figura 1.7. 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 a una 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.

1.6. Conclusiones del capítulo 1

- Se pudo establecer que los métodos de ensayos no destructivos como el de ultrasonido y el de líquidos penetrantes se emplean para detectar e indicar discontinuidades como porosidad, falta de penetración, falta de fusión, inclusión de escoria, socavación, defectos que invalidan la continuidad metalúrgica de la unión soldada.
- En las fuentes bibliográficas se determinó que los aceros inoxidables constituyen una familia de aceros con características especiales, donde su clasificación agrupa los austeníticos, los martensíticos, los ferríticos, los endurecibles por precipitación y los dúplex, pero todo en general presenten problemas asociados a los procesos de soldadura por fusión.
- 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.

CAPÍTULO 2. MATERIALES Y MÉTODOS

2.1. Introducción

En la actualidad existen diversas metodologías de inspección ultrasónica que han evolucionado a la par con el avance en la electrónica. Por otra parte, en todo el mundo, estas tecnologías de Ultrasonido están reemplazando a las radiaciones ionizantes (ensayo RX y Gammagrafía) al no generar ningún tipo de riesgo para las personas y no contaminar el planeta. Los constructores han aprendido que el verdadero ahorro se encuentra en no parar el avance de la obra para la toma de placas y en reducir las ratas de rechazo al obtener resultados más precisos y oportunos, que permiten establecer controles al proceso. Para que la inspección ultrasónica tenga alta confiabilidad al reemplazar la radiografía, es necesario asegurar tres elementos igualmente importantes: equipos apropiados, metodologías y procedimientos validados y personal competente.

El objetivo del capítulo es establecer los métodos y procedimientos relacionados con los ensayos no destructivos para la determinación de la continuidad metalúrgica 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 las aleaciones del tipo AISI 630 (17-4 PH) (acero endurecible por precipitación) y de B 574 (Hastelloy C-276) (acero austenítico) 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 fortesting Materials – ASTM, se muestran en las tablas 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 desde 50 hasta el 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 disímil AISI 630 (17-4 PH) y B 574 (Hastelloy C-276) con electrodo revestido E Alloy 20. La figura 2.1 se corresponde con la vista transversal de la unión y muestra el cordón de soldadura depositado por el proceso de soldadura manual por arco eléctrico.

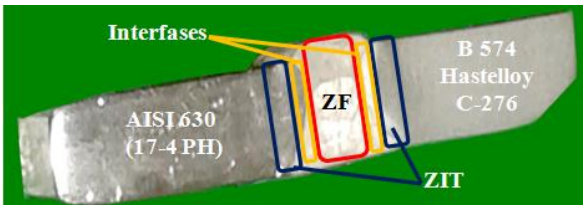


Figura 2.1. Vista transversal del proceso de unión de las aleaciones.

Antes de soldarla se procedió a puntear ambas planchas en los dos extremos de la unión, para evitar alabeo y distorsiones, la selección del electrodo se basa en buscar un material de aporte que en dependencia de la deposición, también pueda 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.

La microestructura de la unión soldada está compuesta por tres zonas, la región fundida (color rojo) que es aquella adonde se produjo la fusión y posterior solidificación del material de aporte, el cual se mezcló con la aleación base y generó el metal de soldadura, la otra zona es la línea de fusión o interfase (amarillo) entre la región fundida y la región en estado sólido, normalmente es la zona más propicia a inicio de fisuras, ya que existen áreas con fusión parcial y la tercera zona es la zona afectada por el calor (ZAC/ZAT/ZIT) (azul) que es la región del material base que sufre ciclos de calentamiento y enfriamiento debido al aporte térmico de la soldadura.

Por ser una unión disímil se analizará el comportamiento microestructural en dos interfases y en dos zonas de influencia térmica.

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).

Tabla 2.3. Parámetros para el proceso de soldadura.

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

El ciclo térmico se realizó teniendo en cuenta las características de las aleaciones, 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 esta temperatura hasta una 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 suficiente, o se mantiene la aleación a una temperatura dentro de ese intervalo crítico, se produce la precipitación de carburos. La formación de este intermetálico ejerce un efecto de fragilización, que incide 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 los 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 al disminuir el calor aportado o la temperatura de precalentamiento, la distribución de temperaturas máximas se concentra a ambos lados del

cordón de soldadura, en dos bandas estrechas y al aumentar 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) y Oliveros (2016), se determina como:

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

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) el valor 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 que funde constantemente una porción de la aleación base y adiciona aleación de aporte producto de su propia fusión. En la medida que el proceso se desarrolla, el baño metálico solidifica y forma 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. Si la velocidad de desplazamiento es mayor, menor será el ancho 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 Jeffeus (2008) se determina como:

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

Donde:

v_s - velocidad de soldadura; cm/min

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

F - área de la sección transversal del cordón, cm^2

ρ - densidad del material fundido; g/cm^3

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:

$$El = 60 \cdot \eta \frac{U_a \quad I_s}{v_s} \tag{2.3}$$

Donde:

El - 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 la influencia en la zona afectada por el calor según Correa (2013), se determina como:

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

Donde:

L_l - longitud del charco de soldadura; m

Q - energía específica entrante; W

λ - conductividad térmica; W/m ^{0}K

T_c - temperatura de fusión; ^{0}C

T_0 - temperatura inicial; ^{0}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:

$$Q = q \cdot l \tag{2.5}$$

Donde:

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

l - longitud a soldar; m

El calor que se genera en un arco movible (Howard, 1992) o la energía entrante, se calcula como:

$$q = \frac{I_s \cdot U_a}{v_s} \eta \tag{2.6}$$

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 cuándo considerar un flujo en dos o tres dimensiones y del tipo de placa, su expresión matemática es:

$$\tau = d\sqrt{\frac{\rho C_e (T_c - T_0)}{H_{net}}} \tag{2.7}$$

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:

$$R = \frac{2\pi\lambda(T_c - T_0)^2}{q} \tag{2.8}$$

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 de su metalurgia, ya que esta zona está sometida a un ciclo térmico, donde el calentamiento y el 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 siguiente ecuación:

$$t = \eta \frac{I_s^{(1,24+0,0005T_c \;\; 0,005v_s)} \;\; U_a^{0,59}}{108 \;\; v_s^{(0,78 \;\; 0,0005T_c)}} \tag{2.9}$$

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 templabilidad 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 100 %	100
	a 60 %	120
(A)	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 substancias 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 ºC.

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].

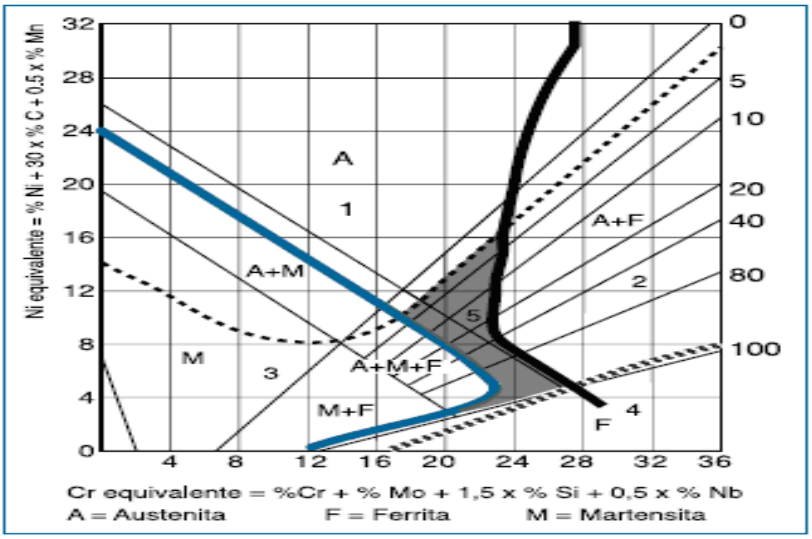


Figura 2.2. Zonas críticas según el diagrama de Schaeffler. Fuente: Schaeffler (1947).

Leyenda:

1. ------- Fisuración en caliente por encima de 1 250 ^{0}C.
2. ▬▬ Fragilidad por fase sigma entre 500 y 900 ^{0}C.
3. ▬▬ Fisuración por temple por debajo de 400 ^{0}C.
4 ~~~ Crecimiento del grano por encima de 1 150 ^{0}C.
5 —— Metal de soldadura óptimo respecto a solicitaciones mecánicas.

El diagrama tiene como campo de aplicación relacionar la estructura del acero con la composición química de este, así como 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 ferrítica (alfágenos, Cr, Mo).

A través de las ecuaciones 2.9, 2.10 y 2.11, se determinó el cromo y el níquel equivalente, así como el porciento de ferrita, para lo cual se consideró la composición química del metal base y el electrodo empleado.

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

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

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

2.5. Preparación metalográfica

La preparación defectuosa de las probetas puede arrancar las inclusiones importantes, destruir los bordes de grano, revenir un acero templado u 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. En la figura 2.3 se puede observar las tres muestras obtenidas después del proceso de corte.

Figura 2.3. Muestras obtenidas después del proceso de corte.

La máquina fresadora presenta como características fundamentales las siguientes: la superficie útil de mesa es de 320 x 1250 mm, con una potencia del motor Nm = 7 kW, presenta un rendimiento la fresadora deη= 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.

Los regímenes de corte empleados fueron de 200 rev/min en la frecuencia de rotación y 80 mm/rev en la gama de avances longitudinales.

2.5.2. 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

2.5.3. 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.

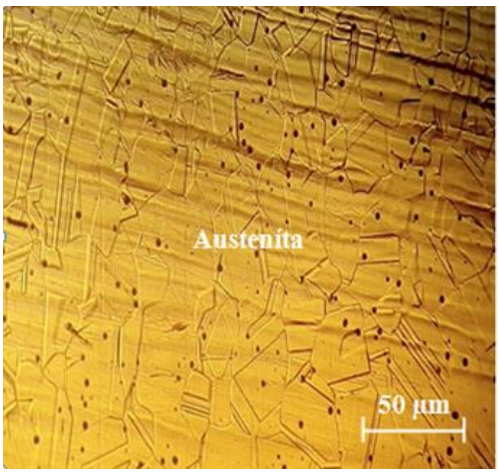
En el ataque se empleó ácido fluorhídrico en una proporción del 48 % en un tiempo de 5 horas, se tomó la probeta con la pinza y se sumergió con la cara pulida hacia abajo en el reactivo contenido en el cristalizador. Se extrajo, se lavó con alcohol y se secó con aire seco y caliente.

2.5.4. 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. 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 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.

Figura 2.4. Microscópio óptico NOVEL modelo NIM - 100.

El microscopio está dotado de una cámara instalada mediante el hardware IMI. VIDEOCAPTURE, 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. La figura 2.5 (a) se corresponde con la aleación B 574 (Hastelloy C-276) y la figura 2.5 (b) con la aleación AISI 630 (17-4 PH).



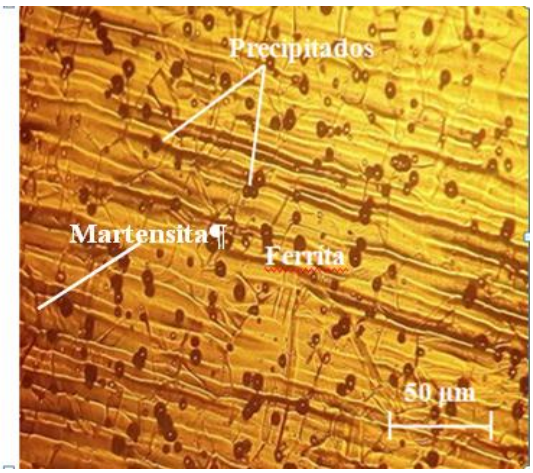


Figura 2.5 (a). Estructura hastelloy C-276. Figura 2.5 (b). Estructura aleación AISI 630

La microestructura de la figura 2.5 (a), 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 Ac1. Está formada por cristales cúbicos centrados en las caras (FCC). Su resistencia varía de 590 a 885 MPa. La figura 2.5 (b) 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.

2.5.5. 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.

La microdureza (VHN) se calculó por las ecuaciones siguientes:

$$VHN = 1{,}58 \cdot \frac{P}{\bar{d}^2} \qquad (2.12)$$

Donde:

VHN - número de dureza Vickers; kgf/mm^2

1,58 - constante

P -peso; kgf

Diámetro medio = $\bar{d}^2$ (mm)... $\bar{d} = \frac{(d_1 + d_2) + (d_3 - d_4)}{2}$ (2.13)

Microdureza promedio: $\overline{VHN} = \frac{\sum VHN_1 + VHN_2}{2}$ (2.14)

Para determinar la microdureza (VHN) 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.

2.5.6. Inspección de las uniones de soldadura con ultrasonido

Las uniones soldadas pueden ser inspeccionadas ultrasónicamente con el empleo del haz direccionado o la técnica de ángulo de haz. Para determinar posibles defectos en la unión, luego de realizado la soldadura por fricción, a través del método de medida de velocidad ultrasónica, se empleó un equipo de ultrasonido marca KrautKramer, modelo USN 52L. La técnica de ángulo de haz es empleada, una razón es que el transductor no tiene que ir en el lugar de superficie de la soldadura, pero es colocado típicamente en la superficie lisa a lado de la soldadura.

Con la inspección de ángulo de haz, el ángulo es por lo general seleccionado para producir la esquila de ondas en la parte a inspeccionar en un grado y encontrar los defectos. En la figura 2.6 se muestra el equipo de ultrasonido empleado, el cual se encuentra ubicado en el laboratorio de ensayos metalográficos de la empresa “Comandante Gustavo Machin Hoed de beche”.

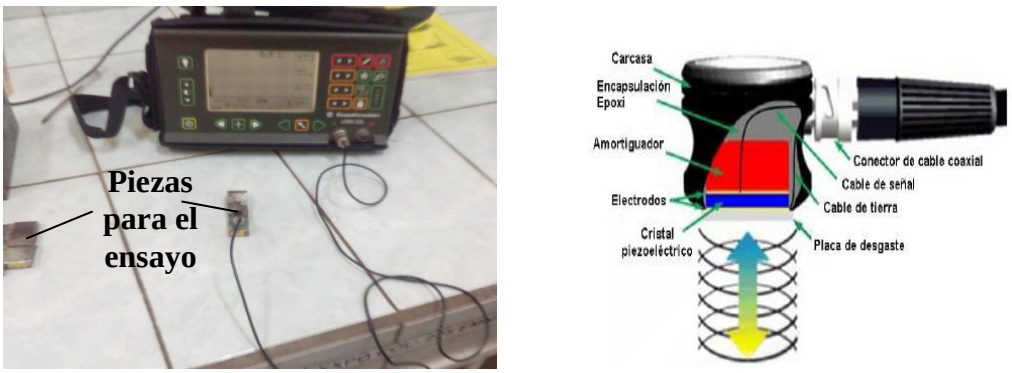


Figura 2.6. Equipo de ultrasonido y esquema del palpador ultrasónico empleados.

Los tipos de defectos usualmente encontrados son poros, escoria atrapada, penetración incompleta, fusión incompleta y fracturas, serios defectos, como las fracturas y fisión incompleta, usualmente se extienden longitudinalmente a lo largo de la soldadura y dan señal de limpieza especial cuando el haz de sonido golpea sus ángulos. Una porosidad esférica produciría una pequeña amplitud de eco, siempre y cuando el haz de sonido golpe en el ángulo de la unión. Inclusiones de escoria pueden producir pasos de indicaciones, que son el ángulo máximo derecho a la orientación de la escoria. Una inclusión grande puede producir señales múltiples. En la tabla 2.6 se muestran las características del equipo de ultrasonido empleado.

Tabla 2.6. Características principales del equipo KrautKramer

Título	Parámetros	Título	Parámetros
Rango de medición (mm)	2,5 > 10 000	Modo de medición	Sencillo y doble
Error de linealidad vertical	≤ 3 %	Rechazar (%)	0 ~ 80
Sensibilidad de salida (dB)	57	Pulso desplazamiento	-20 + 3 400 m/s
Pulso de desplazamiento (dB)	32	Cero (m/s)	0,0 ~ 99,99
Poder de resolución	≥ 40	Tipo de puerto	BNC
Rango de frecuencia (MHz)	5	Temp de funcionamiento	- 20 ~ 50
Ganancia (dB)	0 ~ 110	L x H x A (mm)	240 x 180 x 50
Velocidad del material (m/s)	16 250 - 2 3 100	Peso (kg)	1,8

Para la determinación de la velocidad de onda longitudinal en la unión soldada, con un espesor de 10 milímetros, se empleó un cabezal angular de contacto directo a 45º, que utiliza una interfase en forma de cuña la cual genera un ángulo entre el haz emitido y la normal a la superficie analizada. Esto introduce ondas refractadas de corte en el material al mismo tiempo que dichas ondas son reflejadas en las paredes de la pieza mejorando la detección de imperfecciones en cordones de soldaduras. También son utilizados para generar ondas de superficie para detectar defectos superficiales. La frecuencia empleada fue de 0,5 a 2,25 MHz ya que las frecuencias bajas proveen mayores energías y penetración en el material.

El procedimiento empleado en el ensayo de ultrasonido fue el de pulso-eco, designado también como procedimiento de pulsos reflejados ya que utiliza la porción reflejada del sonido para la evaluación de defectos. El oscilador piezoeléctrico funciona a la vez como emisor y como receptor. Como la energía recibida es mucho más débil que la emitida, aquí no puede operarse sobre la base sonido continuo, empleándose exclusivamente impulsos de sonido. La aceptación o rechazo de las discontinuidades está dada según su clasificación. En la tabla 2.7 se muestra la forma de evaluar las discontinuidades durante el ensayo ultrasónico.

Tabla 2.7. Criterio de aceptación o rechazo de discontinuidades. Fuente: AWS D1.1

Clase A (discontinuidades grandes)	Se rechaza sin importar su longitud
Clase B (discontinuidades medias)	Se rechaza si su longitud es mayor a 20 mm
Clase C (discontinuidades pequeñas)	Se rechaza si su longitud es mayor a 50 mm
Clase D (discontinuidades menores)	Se acepta sin importar su longitu

En el anexo 1 se recogen las recomendaciones en cuanto a la evaluación de las discontinuidades.

2.5.7. Ensayo de líquidos penetrantes

El método de líquidos penetrantes establece requisitos necesarios para la detección de defectos superficiales por este método a uniones soldadas por fusión y piezas fundidas. La ejecución del ensayo se realizó durante un ciclo de etapas para su mayor coordinación.

El limpiador, el penetrante y el revelador, fundamentalmente se especifica que estos tienen que proceder de un mismo fabricante y tienen que cumplir con diversas propiedades físicas y químicas. Los productos utilizados son de la marca Ardrox. En la figura 2.7 se muestra el kit de líquidos penetrantes empleado.

Figura 2.7. Limpiador, penetrante y revelador.

La superficie a ensayar se limpió a 25 mm en la zona adyacente, se eliminó todo tipo de contaminantes como óxidos, aceites, grasas y pinturas, que interfieren negativamente en el ensayo. La limpieza se realizó con el espray limpiador solvente, cepillo de alambre de cerdas inoxidables y unos trapos limpios exentos de pelusillas, se esperó un tiempo no mayor de 10 min. Se aplicó el líquido penetrante sobre la superficie a ensayar, mediante los métodos de rociado. Se tuvo en cuenta que las condiciones de ventilación fueran las apropiadas y la distancia del mismo a la superficie para lograr una aplicación uniforme mediante el método de rociado. Para que el líquido penetrara en los defectos (acción capilar) se verificó el tiempo en correspondencia con el espesor de la pieza a ensayar (10 mm), el tiempo de penetración fue de 7 min.

Con ayuda de paños se removió y secó la superficie de la pieza de manera que en la observación final haya suficiente contraste de las posibles indicaciones sobre el fondo limpio. Se empleó el relevador a una distancia de 30 mm y con un ángulo aproximado de 45^0 después de eliminar el exceso de penetrante y de evaporarse el limpiador. Antes de aplicarse se agitó y se aplicó como un disolvente no acuoso, el cual se evaporó sobre la superficie de la pieza, donde quedó una capa uniforme en una zona no menor de 10 mm adyacentes a la superficie ensayada.

El revelador se aplicó mediante aerosol, se tuvo en cuenta la ventilación del local y la misma marca del líquido penetrante. Según norma EN 571-1: 1997, el tiempo de revelado para los penetrantes coloreados, bajo luz natural o artificial con una iluminación mínima de 500 l x, será de 10 a 30 minutos para obtener las posibles discontinuidades producidas. Se realizó una limpieza final sobre los residuos de los productos del ensayo, para que no existiera interferencia con los procesos posteriores.

Se realizó además un ensayo de inspección visual, este método se basó principalmente en el dimensionamiento de los cordones de soldadura y la medición de algunas indicaciones como las escorias residuales después de efectuarse la soldadura donde se utilizó la lupa. En el ensayo visual de detecto la presencia de defectos en la soldadura como: salpicaduras y socavaduras en el final del cordón.

2.6. Conclusiones del capítulo 2

- Quedó establecido el procedimiento metodológico relacionado con la unión disímil, caracterizando las zonas formadas durante la unión, producto del ciclo térmico de soldadura, así como las variables a determinar en este proceso.
- De acuerdo a las microestructuras analizadas, se pudo establecer que la unión metalúrgica entre la aleación AISI 630 (17-4 PH) y del Hastelloy C-276, es una soldadura disímil entre un acero endurecible por precipitación y un acero austenítico.
- Se establecieron las técnicas y procedimientos a emplear en los ensayos no destructivos como el de ultrasonido y el de líquido penetrante para determinar la continuidad metalúrgica de la unión soldada disímil en la zona fundida y la zona de influencia térmica entre la aleación del tipo AISI 630 (17-4 PH) y del Hastelloy C-276 unida mediante el proceso de soldadura manual por arco eléctrico.

CAPÍTULO 3. ANÁLISIS DE LOS RESULTADOS

3.1. Introducción

La soldadura es un proceso importante porque proporciona una unión permanente y las partes soldadas se vuelven una sola unidad. Al unir dos metales se crea una junta (unión soldada) donde tendrá ciertas características, así como también si no es aplicada de la forma correcta posiblemente quedarán discontinuidades. Se puede llegar a tener una amplia variedad de discontinuidades. Estas discontinuidades son generalmente producidas en varios procesos de soldadura como por ejemplo, el SMAW ("*Shield Metal Arc Welding*" o por su nombre en español "*Soldadura de Arco Manual con Electrodo Revestido*"), donde su uso y aplicación es muy común en muchos lugares del mundo.

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 con el empleo de ensayos no destructivos como el de ultrasonido y con líquidos penetrantes.

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". En las tablas 3.1 y 3.2 se muestra el promedio de las mediciones de composición química obtenidos entre las probetas.

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

Material	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Nb
Probeta	0,06	0,97	1,1	0,03	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,en%

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 la figura 3.1.

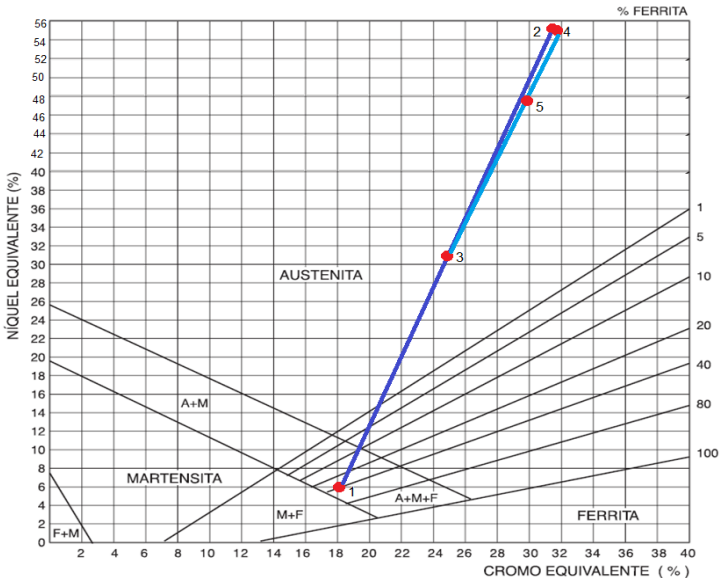


Figura 3.1. Análisis del depósito con el electrodo E 776.

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 electro 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 %. Se puede establecer que según la ubicación del punto 1, es un material martensítico, existe la presencia de ferrita, por lo que durante la soldadura la solidificación es del tipo ferrita - austenita (FA).

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 depósito satisfactorio que no son susceptible 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 están las planchas es d_e= 3,2 mm. La

intensidad de corriente de soldadura necesaria para realizar el proceso tecnológico de soldeo es de 120 A y la tensión de soldadura seleccionada fue de 25V.

Para un coeficiente de aporte de12 g/Ah, una corriente de soldadura de 120 A una densidad del material fundido 7,7 kg/cm^{3}y un área del cordón de soldadura de 1,34 cm^2, la velocidad de soldadura es de 0,038 m/s.

Para un rendimiento en la transferencia de calor de la fuente de energía de 0,7, una velocidad de soldadura de 0,038 m/s, una corriente de soldadura de 120 A y una tensión de soldadura de $25\,V$, la energía, aporte térmico o calor aportado es de 55263,16 J/m y la longitud del cordón de soldadura de 60 mm, se obtiene una energía específica entrante 3 315,79 J.

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 1 527 °C, un tiempo de enfriamiento $\Delta t_{8/5}$, prácticamente constante para toda la ZAC.

En función de los parámetros: energía específica entrante, 3 315,79 J conductividad térmica de 78W/m·K, temperatura de fusión de 1643 K, una temperatura inicial de 307 K, se determinó que la longitud del charco de soldadura es de 6,4 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, q=55263,16 W/m, calor específico, C_e = 608 J/kg·K, temperatura de fusión, T_c=1643 K, temperatura inicial, T_0 = 307 K, y espesor de la placa, d = 10 mm, se determinó que el espesor relativo de la placa es τ = 25,38 mm

A través de la conductividad térmica, λ = 78 W/m·K, la temperatura de fusión, T_c=1643 K, la temperatura inicial, T_0 = 307 K, y el aporte térmico, q=55263,16 W/m, se determinó que la velocidad de enfriamiento para una placa gruesa es R=119,27 K/s

Sobre la base de las variables: corriente de soldadura, I_s=120A, la temperatura de fusión, T_c=1643 K, la velocidad de soldadura, 0,038 m/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 = 43,8 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.

3.5. Análisis microestructural de la unión soldada por arco manual

En el proceso de soldadura por arco en el que se produce coalescencia, es decir, la unión de metales por medio de una acción térmica de un arco eléctrico, que se conserva entre la punta del electrodo recubierto y la superficie del metal base mientras se mantiene una distancia ideal y así generar una unión entre granos fundidos y formar un único sistema de cristales, pueden existir discontinuidades, las cuales pueden ser detectadas en el 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 (a) muestra la microestructura resultante de la zona de fusión de la aleación AISI 630 y la figura 3.22 (b) la de la aleación hastelloy C-276

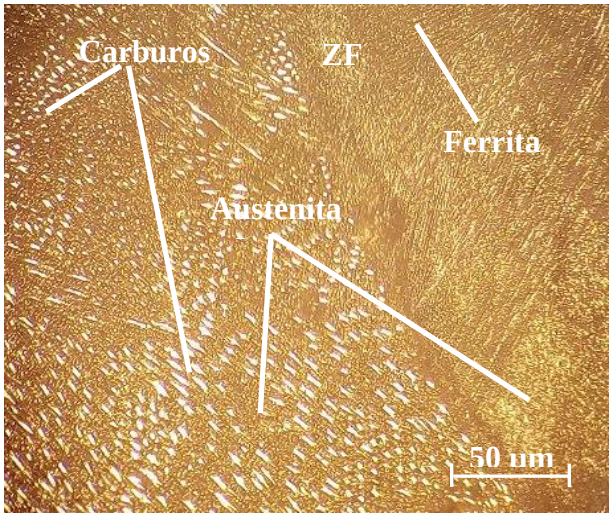


Figura 3.2(a). ZF de la aleación hastelloy C-276.

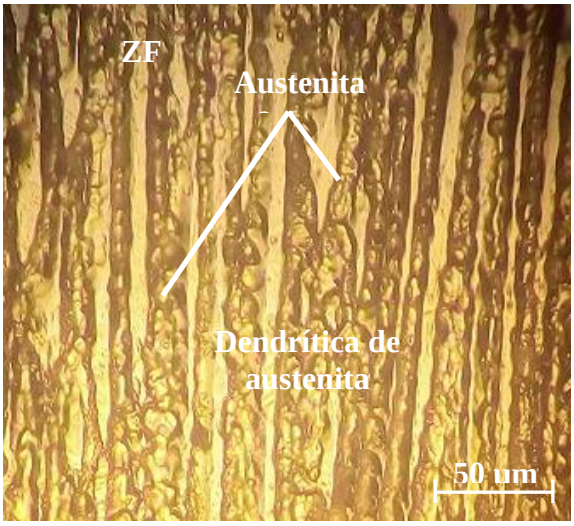


Figura 3.2 (b). ZF de la aleación AISI 630.

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 (figura 3.2 (a)) 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 (a) 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 3.2 (b), la morfología de la austenítica muestra un patrón de solidificación dendrítico, la ferrita esqueleto se observa en el cordón de soldadura, cerca de la interfase se da el crecimiento epitaxial siguiendo la solidificación de patrón dendrítico dirigido hacia la dirección a la fuente de calor del arco eléctrico. Se puede apreciar además lo que pudiera ser la formación de austenita Widmanstatten (fase alargada blanca), lo cual provoca alta dureza y fragilidad en la unión soldada.

3.5.1. 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 3.3 (a) y 3.3 (b) se puede observar el comportamiento microestructural de la unión soldada en la interfase del cordón.

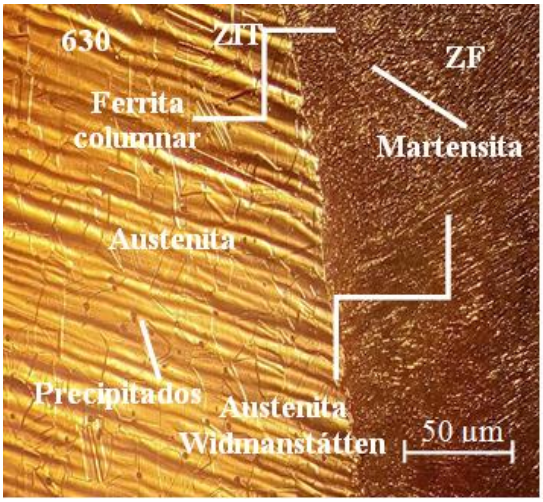


Figura 3.3 (a). Interfase hastelloy C-276.

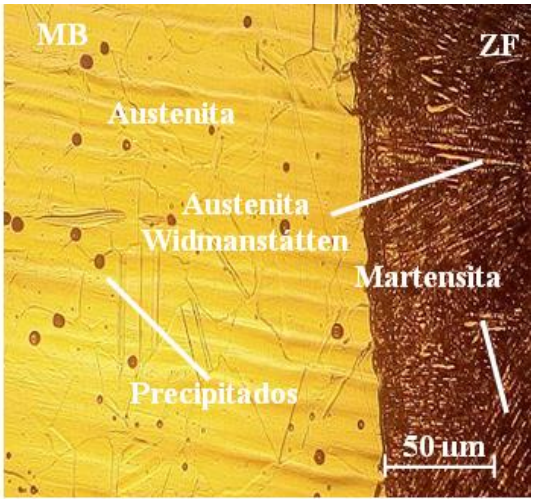


Figura 3.3 (b). Interfase AISI 630.

El análisis microestructural en la interfase de la figura 3.3(a), 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 Widmanstatten y precipitación de austenita secundaria al interior de la martensita. Adicionalmente la cinética de reformación 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 Widmanstatten 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 3.3 (b), está asociada a la cantidad de hierro (7,0 %) que presenta 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.

3.5.2. Zona de influencia térmica

Las figuras 3.4 (a) y 3.4 (b) se corresponden con la ZAC, que 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.

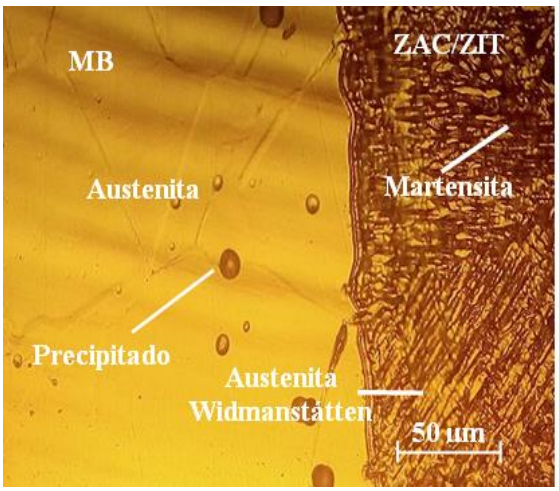


Figura 3.4 (a). ZAT hastelloy C-276.

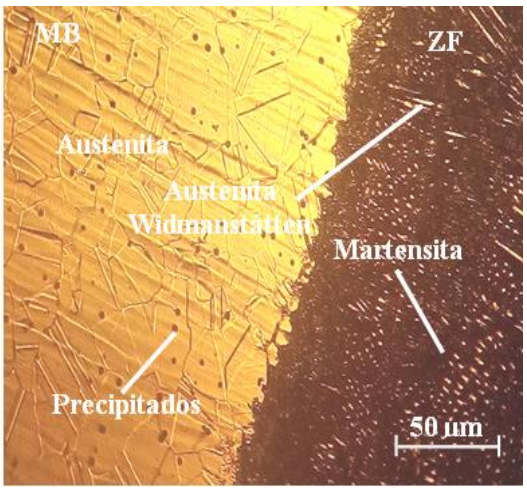


Figura 3.4 (b). ZAT AISI 630.

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.

En las muestras obtenidas en la zona de influencia térmica, 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 3.4 (a) 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 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.

3.6. 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 tabla 3.3 se muestran los resultados obtenidos, en cada punto se realizaron tres mediciones.

Tabla 3.3. Resultados del análisis de dureza

Zona/Muestra	HV1	HV2	HV3	HV_{total}
MB	217/270	217/270	217/270	217/270
Interfase	336/540	334/542	336/540	335/541
ZIT	400/600	399/598	404/602	400/600
ZF	698	702	701	700

La tabla 3.3 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.

Al determinar la microdureza, se observa 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 en la zona fundida un valor de 700 HV. Los resultados de las microdureza se corresponden con las microestructuras obtenidas, donde la austenita Widmanstatten, 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.

3.7. Análisis por el método de ultrasonido y líquidos penetrantes

El propósito fundamental de la detección de los defectos en la soldadura es el de determinar si los ensambles soldados satisfacen criterios de aceptación de un código o norma específicos. Determinar cuáles son los defectos presentes en uniones soldadas, es de gran ayuda ya que se puede determinar en qué condiciones que se presentan en el proceso de soldadura, para que existan los diferentes defectos como: porosidad, escoria, falta de penetración, falta de fusión, socavado, grietas, desalineamiento. La figura 3.5 muestra los resultados obtenidos del ensayo de ultrasonido en correspondencia con el defecto determinado con líquidos penetrantes.

Figura 3.5. Resultados de los ensayos para la muestra 1.

En el C-Scan se observa que a una distancia de profundidad de indicación de 9 mm existe una señal la cual hace referencia a dos picos con tendencia a ir decreciendo que llegan hasta un 30 %, pico relevante donde señala que ese porcentaje de la energía del haz enviado fue reflejado por el defecto y el otro 70 % restante no. El ultrasonido muestra el defecto detectado por el ensayo de líquidos penetrantes (cambio de tonalidad) consistente en falta de penetración (círculo azúl figura de la derecha), encontrándose a 1,25 mm de profundidad desde la superficie donde se ubicó el palpador, lo que indica que está en la superficie.

Los siguientes picos que se encuentran debajo del 20 % son reflexiones que no están perpendicularmente a la superficie, es decir, los haces no llegan directamente a un ángulo de 90° al área que se analiza y por ende los picos generados llegan con poca amplitud. Por la

profundidad del defecto detectado presumiblemente esté asociado al soplo magnético como se observa en la figura 3.6.

Figura 3.6. Efecto del soplo magnético.

El soplo magnético se forma debido a fuerzas electromagnéticas, éstas actúan sobre el arco del electrodo, sobre todo cuando este se encuentra en bordes, extremos o partes de piezas con forma aguda, produciendo un ir y venir en el arco, cambiando de dirección y dando violentos movimientos. Cuando aparece es algo imposible de controlar. La distorsión del campo magnético como se observa en la figura, se debe a que el arco no va por el camino más corto del electrodo a la pieza, sino que se desvía por los campos electromagnéticos que aparecen en la misma, producida por la intensidad de corriente necesaria para soldar.

Se realizó el análisis para la muestra 2. La figura 3.7 muestra los resultados obtenidos del ensayo de ultrasonido y de líquidos penetrantes.

Figura 3.6. Resultados de los ensayos para la muestra 2.

En el C-Scan se observa una grieta longitudinal, localizada en la superficie exterior (círculo azul de la derecha) con una longitud de 9,6 mm y 1,3 mm de profundidad, detectada durante el ensayo de líquidos penetrantes por el color rojo oscuro que presenta. Debido a la aparición de esta discontinuidad, se puede observar que los picos no se forman de forma continua, existe la no existencia de señal entre los mismos, tienden a disminuir y no alcanzan el nivel de reflexión, lo que demuestra que la respuesta del defecto detectado llegó al Scan con poca amplitud.

Dentro de los defectos encontrados en las uniones soldadas, las grietas (figura 3.7) son las más perjudiciales, ya que las mismas pueden ocurrir durante la soldadura (en caliente) o en frío (horas o días de haber realizado la unión).

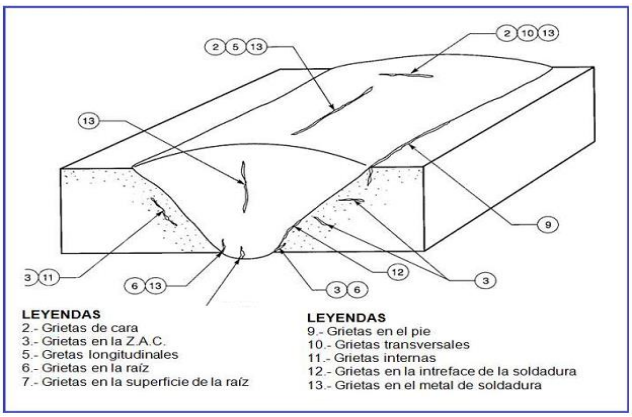


Figura 3.7. Tipos de grietas en las uniones soldadas.

Según se observa en la figura 3.7, el fenómeno del agrietamiento incluye en la unión soldada diferentes zonas como: el material base (MB), la zona afectada por el calor (ZAC/ZIT/ZAT) y la zona fundida (ZF), en cualquier lugar de estas zonas que se origine, puede invalidar el conjunto soldado. Independientemente de haber realizado un C-Scan, en la metalurgia de la soldadura, ninguna grieta es pequeña, según criterio de Asta *et al.* (2007).

Los resultados obtenidos de los ensayos realizados a la muestra 3, se muestran en la figura 3.8.

Figura 3.8. Resultados de los ensayos para la muestra 3.

En la figura 3.8 se muestran los resultados obtenidos de los ensayos de ultrasonido y líquidos penetrantes realizados a la muestra 3, en la obtención de la imagen por medio del C-Scan, en la medida que el transductor se desplazó por la superficie de la pieza bajo estudio se van obteniendo un conjunto de señales. Debido a la propia difracción del haz, los ecos producidos por un defecto aparecen en distintas partes de la superficie de la pieza función de la separación lateral del transductor con respecto al cordón, mediante líquidos penetrantes, se observa una agrupación de escorias (círculos azules) encontradas durante la inspección, estas

discontinuidades apenas hacen imperceptible la señal en la imagen ultrasónica, determinada a través de los picos, lo que demuestra que las mismas no afectan el cordón soldado, estas se consideran rechazables.

Este defecto determinado a través de impulso-eco, fue una señal que no superaba el 20 % de amplitud en pantalla y aparecía puntualmente como consecuencia de la orientación del defecto.

En los análisis de las señales ultrasónicas, en cada una de ellas, se pudo determinar que en los ensayos realizados, la pantalla muestra una velocidad de sonido del material de 3 464 m/s, donde esta velocidad en los aceros objeto de estudio es de 5 760 m/s para el hastelloy C-276 y de 5 900 m/s para el ASTM A 693 tipo 630 (SAE 17 – 4 PH), lo que presumiblemente esté asociado a que durante el proceso metalúrgico de estas aleaciones, en la zona afectada por el calor y en la zona fundida, existen transformaciones de fases, disminución del tamaño de grano, variación en la dureza que provocan a su vez cambio en las propiedades mecánico – metalúrgica de la unión.

Las fotografías macroscópicas y microscópicas de las muestras soldadas, obtenidas por microscopías ópticas, ensayos de ultrasonido y de líquidos penetrantes, permiten plantear que durante la soldadura de las aleaciones ASTM A 693 tipo 630 (SAE 17 – 4 PH) y la aleación hastelloy C-276, objetos de estudio con el electrodo E 776, se logra obtener unión metalúrgica con resistencia mecánica, los defectos encontrados por ultrasonido (círculos azules) y por líquidos penetrantes (amarillos), estos últimos como poros, socavaduras, encontrados en las cabezas de los cordones, son típicos de la soldadura SMAW y se caracterizan por ser defectos tecnológicos.

3.8. Análisis de la valoración económica

En el momento de la adquisición de un bien material o servicios la empresa incurre en el costo para obtener beneficios presentes o futuros, al obtener 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 3.4 se recogen los costos incurridos en el proceso.

Tabla 3.4. Costo de fabricación de la soldadura, en CUP

No	Operación	Equipo	Tiempo en h	Tarifa horaria	Importe
1	Corte	Fresadora	1,5	2,70	4,05
2	Soldadura	Miller	0,25	2,70	0,675
3	Pulido	Lijas	1	1,67	1,67
4	Observación	Microscopio	1	1,67	1,67
				Sub total	9,41

Los costos operacionales u operativos serán la repercusión que tenga la inversión sobre los costos totales de la empresa, es decir, incremento de materias primas, de gastos de mano de obra o de gastos generales. Estos costos figuran en la cuenta de resultados del período y tienen un tratamiento financiero diferente al costo de adquisición de la inversión. En la tabla 3.5 se muestran los costos de mano de obra directa.

Tabla 3.5. Costos totales de la mano de obra directa

Mano de obra directa	CUP
Salario mano obra	9,41
Vacaciones (9,09 %)	0,85
Salario complementario	10,26
Aporte a la seguridad social 12 %	1,23
Impuesto sobre la fuerza 5 %	0,51
Sub total	**12,00**

Los costos estimados en la tabla 3.5 se relacionan con los costos directos, que incluyen la cantidad pagada por diseños, materiales, equipos, salarios directos, es preciso identificar todas las alternativas técnicas posibles, en función de las circunstancias materiales y de las tecnologías disponibles.

Para obtener un costo total de una soldadura en particular se deben incluir otros renglones. Estos materiales van a incrementar los costos de soldadura y serán considerados dentro del costo total de soldadura y se consideran como costos adicionales. La tabla 3.6 muestra el costo por concepto de materiales directos.

Tabla 3.6. Costos de los materiales directos, en CUP

No	Materiales	Cantidad	Precio material	Importe material
1	Plancha B 574	0,97	0,54	0,52
2	Plancha hastelloy C – 276	0,97	0,35	0,33
	Electrodo E 776	0,03	1,25	0,03
3	Lija de 180	0,50	0,44	0,22
4	Lija de 400	0,50	0,457	0,23
5	Lija de 600	0,50	0,27	0,13
			Sub total	**2,19**

Para determinar el costo de la energía eléctrica se tuvo en cuenta la tarifa de pago del MINEM a la UNE. La tarifa del MINEM es tarifa A1, que es el pago en CUC, con una demanda contratada de 1 500 kW para obtener este servicio de pago de $ 3,00. Para los diferentes horarios (pico, normal y madrugada) se establece una tarifa de pago, siendo el precio de $ 0,04 la tarifa eléctrica establecida en horario normal. En la tabla 3.7 se muestran los costos por consumo de energía eléctrica.

Tabla 3.7. Costos del consumo de la energía eléctrica

No	Equipo	Horas por consumo eléctrico	Precio kW.h (CUP)	Importe kW.h (CUP)
1	Fresadora	0,30	1,32	0,39
2	Máquina de soldar	0,50	1,50	0,75
3	Microscopio	1	0,65	0,65
			Sub total	**1,79**

El costo total de la fabricación de la soldadura se muestra en la tabla 3.8, ello incluye todos los costos que intervienen en el proceso de soldadura.

Tabla 3.8. Costos totales

Costos totales	CUP
Mano de obra directa	12,00
Materiales directos	2,19
Energía eléctrica	1,79
Total	18,98

El costo total del proceso es de 18,98 CUP.

En relación con las técnicas de inspección a utilizar, los métodos no convencionales de evaluación de defectos por ultrasonido son estudiados día a día, proponiéndose mejoras en su aplicación así como la reducción de costos. Aunque la prevención de las roturas puede depender de la selección de los materiales, no deben perderse de vista los factores del tipo económico. En la selección de los materiales más adecuados, deberá tomarse en consideración el material que represente mayor economía y que satisfaga los requisitos de las condiciones de servicio y las especificaciones de los códigos y reglamentos. Los costos asociados a los ensayos no destructivos se muestran en la tabla 3.9.

Tabla 3.9. Cálculo de los costos por ensayos no destructivos, en CUP

Descripción	Cantidad	Precio	Costo total
Equipo KrautKramer	1	50,00	50,00
Cámara fotográfica	1	10,00	10,00
Lentes	2	6,00	12,00
Iluminadores backlight	2	15,00	30,00
PC + monitor	1	25,00	25,00
Cableado	2	1,20	2,40
Fotocélula	1	3,50	3,50
Alcohol	1	0,10	0,10
Instalación y montaje		50,00	50,00
Sub total (1)			**183,00**
Limpiador	0,30 g	6,50	1,95
Penetrante	0,30 g	6,50	1,95
Revelador	0,75 g	9,00	6,75
Sub total (2)			**10,65**

Costo total (1+2)	**193,65**
Costo sobre el impuesto (12 %)	**6,1**
Costo total	**199,75**

Para un costo de 18,98 CUP empleado en el proceso de soldadura manual por arco eléctrico y con 199,75 CUP en los ensayos no destructivos, se incurre en un costo total de 218,73 CUP para establecer el comportamiento metalúrgico de la unión soldada disímil.

3.9. Impacto ambiental

Durante la solidificación y subsecuente enfriamiento en las uniones soldadas, tiende a contraerse. Esta contracción es volumétrica o tridimensional y los esfuerzos que origina no pueden ser considerados como pequeños. La experiencia indica que aun cuando estos esfuerzos no causen roturas pueden causar un fallo, que ocurrirá con una pequeña deformación al aplicar 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.

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.

3.9.1. Impacto ambiental que genera el ultrasonido

Existen criterios de salud que establecen las dosis máximas acumuladas, las cuales se incrementan con la edad. En general, antes de los 18 años, la exposición a la radiación debe ser nula. Después de esa edad, es posible acumular 5 rem por año (0,05 Sv, por año), pero sin exceder la dosis de 12 rem en un año. El principal objetivo de la protección radiológica es mantener al mínimo las dosis de radiación que reciben los operadores, lo cual se logra limitando la intensidad de la radiación y los tiempos de exposición. Como la intensidad de la radiación decrece inversamente proporcional a la distancia de la fuente, es importante definir un área de exclusión o de acceso restringido donde se encuentran las fuentes de radiación.

El monitoreo de la radiación en las instalaciones y del personal que ahí labore es un requisito fundamental en los programas de seguridad radiológica. El riesgo de fugas radiactivas en una instalación requiere evaluaciones periódicas para monitorear cada fuente radiactiva en condiciones de máxima intensidad. Adicionalmente, todo el personal asignado a las áreas restringidas está obligado a portar placas de medición, o dosímetros para registrar las dosis recibidas diariamente. De igual manera, deben existir registros históricos de las dosis acumuladas de todos y cada uno de este personal.

3.9.2. Impacto ambiental que generan líquidos penetrantes

Cuando se utilizan técnicas por líquidos penetrantes, existen varios aspectos de seguridad que hay que tomar en cuenta para garantizar la integridad de los inspectores. En primer lugar, es importante que el área de trabajo tenga una ventilación adecuada para evitar riesgo de intoxicación o incendio, especialmente cuando se emplean solventes. Por lo general, los líquidos y sustancias que se aplican son irritantes a la piel, por lo que se deben utilizar guantes y gafas.

Cuando se aplican polvos reveladores, el uso de máscaras es indispensable para evitar sean inhalados por el inspector y se exponga a daños en las vías respiratorias. En los métodos tipo I, el manejo de la luz ultravioleta debe hacerse con cuidado a fin de evitar sobrexposición de la piel, o de los ojos. Finalmente, otro aspecto fundamental es cuidar la compatibilidad química de las sustancias con el material que se va a inspeccionar y las sustancias que éste puede contener.

3.10. Conclusiones del capítulo 3

- En consideración con los regímenes de soldadura, quedó establecido el ciclo térmico que permite predecir la cantidad de energía calorífica que se requiere para lograr la unión disímil entre el acero austenítico y el acero refractario.
- A través del diagrama de Schaeffler, donde se consideró el níquel y el cromo equivalente y el análisis microestructural en cada una de las zonas que componen la soldadura disímil de las aleaciones ASTM A 693 tipo 630 (SAE 17 - 4 PH) Hastelloy C - 276 con electrodo E 776, se pudo establecer que el tipo de solidificación es ferrítico - austenítico (FA).
- Se pudo determinar a través de los ensayos no destructivos (END) como el ultrasónico y el de líquidos penetrantes que la unión disímil presenta buena continuidad metalúrgica en las zonas del cordón de soldadura y que los defectos encontradas en las mismas son del tipo tecnológico.

CONCLUSIONES GENERALES

- Con una energía entrante de 3315,79 J obtenida durante el ciclo térmico de soldadura, con una solidificación ferrita - austenita (FA) y con defectos tecnológicos (poros y efecto del soplo magnético) y no metalúrgico, se puede plantear que la unión soldada disímil AISI 630 (17 - 4 PH) y B 574 (Hastelloy C - 276) con el electrodo E 776, presenta buena continuidad metalúrgica luego del proceso de soldadura.
- Para una velocidad de sonido en los materiales base de de 5 390 m/s y una longitud de onda de 0,44 mm, se determinó que durante el ensayo por ultrasonido, esta velocidad fue de 3 464 m/s, que demuestra que durante la soldadura no existe homogeneidad en el cordón debido a las transformaciones físico - química que se producen en esta zona.
- Las estructuras consistentes en austenita Widmanstátten y la martensita en las microestructuras de la unión disímil, provocan que se obtengan perfiles de dureza desde 217/270 HV en el metal base hasta 700 HV en la zona fundida, lo cual es producto de las transformaciones de fase que se generan por el calentamiento y el enfriamiento.
- Los procesos realizados para determinar la continuidad metalúrgica de la unión soldada disímil entre un acero austenítico y otro endurecible por precipitación donde se consideró: proceso de soldadura, ensayos de ultrasonido y líquidos penetrantes, por concepto de mano de obra, materiales, máquinas y equipos se incurre en un gasto de 218,73 CUP.

RECOMENDACIONES

- Considerar en próxima investigaciones la posibilidad de realizar otros tipos de ensayos como el de difracción de rayos X, para evaluar la influencia de los elementos químicos durante la solidificación y formación del cordón de soldadura (zona fundida).
- Establecer a partir del procedimiento metodológico empleado en el ensayo de ultrasonido, el análisis estadístico derivado de estos tipos de ensayos.
- A través de un software como el COSMOS DESING, EL ANSYS o el SOLIDWORD, determinar las tensiones de Von Misses que se originan durante la unión soldada disímil AISI 630 (17 - 4 PH) y B 574 (Hastelloy C - 276) con el electrodo E 776.

REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. Ángeles, H. Propagación de grietas por fatiga en soldaduras SAW de tubo de acero API 5L en probetas SEN curvas no estándar en la dirección corta radial", Tesis de Maestría. SEPI-ESIQIE Zacatenco, IPN, México, 2008.
2. Asta, E.; Salazar, F. Cambiaos. 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. Arivazhagan, N.; Singh, S.; Prakash, S.; Reddy, G. An assessment of hardness, impact strength, and hot corrosion behaviour of friction-welded dissimilar weldments between AISI 4140 and AIS 304, International Journal of advance manufacturing technology. 39 (10): 679 - 689, 2008.
4. 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.
5. 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.
6. Barsom, J. Fracture mechanics analysis of fatigue crack initiation and growth. The International Conference on Fatigue, pp. 88-98. Toronto, Ontario, Canada. 1994.
7. Berkovis, D.; Di, K. Consideration of the Effect of Residual Stresses on Fatigue Welded Aluminum Alloys Structures. Journal of Fatigue & Fracture of Engineering Material and Structure. 21 (7): 159-170. 1998.
8. Bulavinov, A., Kröning, M., Walte, F., Liu, J., Reddy, K., & Ribeiro, J. G. H. (2007). Ultrasonic Inspection of Austenitic and Dissimilar Welds. In IV Conferencia Panamericana de END Buenos Aires. Retrieved from http://ndt.net/article/panndt2007/papers/71.pdf
9. 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.
10. Carpentier, C.; Rudlin, J. Manual ultrasonic inspection of thin metal welds," TWI (The welding Institute). 1 (2): 1 - 16, 2012.
11. Celik, A.; Alsaran, A. Mechanical and structural properties of similar and dissimilar steel joints, Materials Characterization. 43 (4): 311-318, 1999.
12. 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.

13. Changheui, J.; Pyung-Yeon, C.; Minu, K.; Seung-Jin, O.; Jun-Seog, Y. Effects of microstructure and residual stress on fatigue crack growth of stainless steel narrow gap welds'. Materials and Design. 31 (11): 1862 - 1870, 2010.
14. Di Caprio. G, Los aceros inoxidables, editorial Grupinox-milano, 1999.
15. Ditchburn, R.; Burke, S.; Scala, C.NDT of welds: state of the art," NDT & E International. 29 (2): 111 - 117, 1996.
16. Delaide, M., Maes, G., & Verspeelt, D. (2000). Design and application of low-frequency twin side-by-side Phased Array transducers for improved UT capability on cast stainless steel components. *NDT. Net*, *5* (10). Retrieved from http://www.vincotte-ndt.com/data/engels/2000_design-and-application-of-low-frequency-twin-side-by-side-phased-array-transducers-for-improved-ut capability-on-cast-stainless-steel-components.pdf
17. Doddy, T. Intermediate mixed zones in dissimilar metal welds for sour service, Welding Journal. 71 (3): 47 - 54, 1992.
18. Eyheralde, M. Inspección Especializada de Mecánica General junto al Coordinador Técnico de soldadura UTU CETP. Inspección de soldadura. (2012).
19. 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.
20. 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.
21. 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.
22. Garcia, A.; Cuevas, E.; Fernandez, F.; Vazquez, R.; Martinez-Ona, R. Inspection of Austenitic Welds with Ultrasonic Phased Array Technology. 2009.
23. Goglio, L.; Rossetto, M. Ultrasonic testing of adhesive bonds of thin metal sheets, NDT & E International. 32 (6): 323 - 331, 1999.
24. Howard, B., Manual de Soldadura Moderna Tomo 3, Prentice Hall. Segunda edición. 1992.
25. Hsiao, C.; Chiou, C.; Yang, J. Mat. Chem. Phy. 74 (2002) 134.142.
26. 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.

27. Izcara, M. Development of methods for the determination of phase mixture at different steel grades by ultrasonic and eddy current techniques. Salzgitter Mannesmann Forschung. 11 (3): 1 - 49, 2010.
28. Irisarri, A. Níquel y aleaciones de níquel. Curso de Ingeniero Europeo de Soldadura. Tema 2.22. 2005.
29. INDURA S.A. Sistemas y Materiales de Soldadura, 132 páginas, Chile, 1999.
30. 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.
31. Karadeniz, E.; Ozsarac, U.; Yildiz, C. The effect of process parameters on penetration in gas metal arc welding processes," Materials and Design. 28 (6): 649 - 656, 2007.
32. Joseph, A.; Sanjai, K.; Jayakumar, T.; Murugan, N. International journal of pressure vessel and piping. 82 (15): 700 – 705, 2005.
33. Klar, E.; Samal, P. Powder metallurgy stainless steels. ASM International. Materials Park, Ohio, 2007; p.119 – 121.
34. Klueh, R.; King, J.; Griffith, J. A simple test for dissimilar-metal welds, Welding Journal. 62 (6): 154s - 159s, 1983.
35. Lippold, J.; Kotecki, D. Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels. Ed. WILEY. April de 2005.
36. Lopez, B. Weld inspection with EMAT using guided waves," The e-Journal of Nondestructive Testing, vol. None, p. None, Mayo 2008.
37. Lu. Y. Real time defect detection in welds by ultrasonic means. PhD thesis, Department of Materials Technology, Brunel University, 1992.
38. Lundin, D. Dissimilar metal welds transition joints literature review, Welding Journal. 61 (2): 58s - 63s, 1982.
39. Madhusudan, G.; Srinivasa, R. Microstructure and mechanical properties of similar and dissimilar stainless steel electron beam and friction welds, International Journal of advance manufacturing technology, V.45, p. 875-888, 2009.
40. Maddox, S. Applying Fitness-for Purpose Concepts to the Fatigue Assessment of Welded Joints'. The International Conference on Fatigue. Vol. 1, pp. 72-81. Toronto, Ontario, Canada. 1994.
41. Martín, C.; González, R.; Giacchetta, R.; Moreno, E. ULTRASCOPE TOFD: un sistema compacto para la captura y procesamiento de imágenes TOFD. IV Conferencia Panamericana de END Buenos Aires – Octubre 2007

42. Metzger, G.; Lison, R. Electron beam welding of dissimilar metals, Welding Journal. 55 (8): 230s-240s, 1976.
43. Mohammad, A. Structural integrity and fatigue crack propagation Life assessment of welded and weld-repaired structures. Thesis South Dakota school of mines and technology. USA. 2005.
44. Moro, L. The electronic structure and bonding of hydrogen near a FCC Fe stacking fault, J. Physics D (Appl. Phys.), 33, 292-298 2000.
45. 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.
46. Murthy, R.; Gandhi, P.; Madhava-Rao, A. A Model for Fatigue Prediction of Offshore Welded Stiffened Steel Tubular Joints Using FM Approach'. International Journal of Offshore and Polar Engineering. 4 (3): 241 - 247, 1994.
47. Nelson, D.; Baeslack, W.; Lippold, J. Characterization of the weld structure in a duplex stainless steel using color metallographic. Metallographic. 18 (3): 215 - 225, 1985.
48. Nordmark, G.; Herbein, W.; Dickerson, P. Effect of Weld Discontinuities on Fatigue of Aluminum Butt Joints. Journal of Welding. 66 (6): 162 – 173, 1987.
49. Ogilvy, J. Ultrasonic reflection properties of planar defects within austenitic welds". Ultrasonic. 26 (9): 318 - 327, 1998.
50. Ospina, R.; Hernando, C.; Parra, H. Aplicación y selección de ensayos no destructivos para la evaluación de uniones soldadas. Scientia et Technica Año XVI, No 48, Agosto de 2011. Universidad Tecnológica de Pereira. ISSN 0122-1701 196
51. Pudovikov, S., Bulavinov, A., & Kröning, M. Ultrasonic inspectability of austenitic stainless steel and dissimilar metal weld joints. (2008).
52. 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.
53. 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.
54. Reddy, G.; Rao, K.; Sekhar, T. Microstructure and pitting corrosion of similar and dissimilar stainless steel welds, Science and technology of welding and joining, 13 (4): 363 - 377, 2008.
55. Rodríguez, H. Metalurgia de la Soldadura. Edit. Pueblo y Educ 1987. 613 p.

56. Romeu, R.; Calóba, L.; Marcio-Siqueira, H.; Rebello, M.Pattern recognition of weld defects detected by radiographic test". NDT&E International. 37 (13): 461 - 470, 2004.
57. Rowe, R.; Jeffeus, L. Manual de Soldadura GMAW (MIG – MAG). Paraninfo Ediciones. España. 2008.
58. 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.
59. Sanders, W.; Lawrence, F. Fatigue behavior of Aluminum alloy weldments. Fatigue Test Weld. ASTM STP 648. 1977.
60. Sathiya, P.; Aravindan, S.; Ajith, P.; Arivazhagan, B.; Haq, A. Microstructural characteristics on bead on plate welding of AISI 904 L super austenitic stainless steel using gas metal arc welding process," International Journal of Engineering, Science and Technology. 2 (6): 189 - 199, 2010.
61. Savage, W.; Szekeres, E. A mechanism for crack formation in HY-80 steel weldments, Welding Journal. 46 (2): 94s - 96s, 1967.
62. Sieurin, H.; Sandström, R. Austenite reformation in heat affected zone of duplex stainless steel 2205. Materials Science & Engineering. A 418, Suecia. 2006, pp 250-256.
63. Singh, P.; Guha, B.; Achar, D. Fatigue tests and estimation of crack initiation and propagation lives in AISI 304L butt-welds with reinforcement intact. Engineering Failure Analysis. 10 (2): 383-393. 2003.
64. 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.
65. 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].
66. Tabatabaeipour, S.; Honarvar, F. A comparative evaluation of ultrasonic testing of AISI 316l welds made by shielded metal arc welding and gas tungsten arc welding processes," Journal of Materials Processing Technology. 210 (8): 1043 - 1050, 2010.
67. Thompson, E. Hot cracking studies of alloy 718 weld heats affected zone. Weld. J. 48 (2): 70s - 79s, 1969.
68. Varia, V.; Ganatra, Y. Ultrasonic testing of welded joints prepared at different voltage and current, International Journal of Research in Engineering and Technology (IJRET). 2 (1): 738 - 742, 2013.

69. Wahab, M.; Alam, M. The significance of weld imperfections and surface peening on fatigue crack propagation life of butt-welded joints. Journal of Materials Processing Technology. 153 (154): 931 - 937, 2004.

70. Wang, J.; Zou, H.; Li, C.; Peng, Y.; 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.

71. Wu, T.; Ume, I. Prediction and experimental validation of penetration depth of butt welds in thin plates using superimposed laser sources," NDT & E International. 50 (0): 10 - 19, 2012.

72. 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.

ANEXO 1

Criterios de aceptación o rechazos en los ensayos de ultrasonido

Estructuras sometidas a cargas dinámicas (capítulo 9 AWS D1.1)

Espesor de soldadura en mm y ángulo del palpador

Clase de severidad del defecto	**8 a 9**	**> 19 a 38**	**> 38 hasta 63**			**> 63 hasta 102**			**> 102 hasta 203**		
	70°	70°	70°	60°	45°	70°	60°	45°	70°	60°	45°
Clase A	≤ + 10	≤ + 8	≤-4	≤+7	≤+9	≤-1	≤+7	≤+9	≤-2	≤-1	≤+3
Clase B	+ 11	+ 9	+5 +6	+8 +9	+10 +11	+2 +3	+5 +6	+7 +8	-1 0	+2 +3	+4 +5
Clase C	+ - 12	+ 10	+7 +8	+10 +11	12 +13	+4a +5	+10 +8	12 +10	+1a +2	+4a 5	6 +7
Clase D	≥ + 13	≥ + 11	≥+9	≥12	≥+14	≥+6	≥+9	≥+11	≥+3	≥+6	≥+8

Nota:

1. Las discontinuidades clase B y C deben estar separadas por al menos 2L, siendo L la longitud de la discontinuidad más larga, excepto que cuando dos o más de tales discontinuidades no están separadas por al menos 2 L, pero la longitud combinada de la discontinuidades y su distancia de separación es igual o menor que la máxima permitida, bajo las condiciones de la clase B o C, entonces la discontinuidad debe ser considerada como una sola discontinuidad aceptable.

2. Las discontinuidades clase B y C no deben iniciar a una distancia menor de 2 L de la orilla de soldaduras que soporten esfuerzos de tensión primaria, siendo L la longitud de la discontinuidad.

3. Las discontinuidades detectadas a nivel de barrido en el área de raíz de la soldadura con junta de doble ranura con penetración completa, deben ser evaluadas usando una “relación de indicación” de 4 dB más sensible que como se describe en 6.26.6.5, cuando tales soldaduras son designadas como “soldaduras de tensión” (restar 4 dB de la relación de indicación “d”). Esto no debe aplicarse si la raíz de la junta soldada ha sido esmerilada para remover la cara de la raíz y se ha usado partículas magnéticas para verificar que la raíz ha sido removida.

4. Soldaduras aplicadas por electro - escoria o electro gas: las discontinuidades detectadas que excedan de 50 mm de longitud debe sospecharse que son el inicio de porosidad tipo túnel y deben ser evaluadas con radiografía.