

**MINISTERIO DE EDUCACIÓN SUPERIOR
INSTITUTO SUPERIOR MINERO METALÚRGICO
“DR. ANTONIO NÚÑEZ JIMÉNEZ”
FACULTAD METALURGIA – ELECTROMECAÁNICA**

ESTRUCTURA DE UN CORDÓN DE SOLDADURA DISÍMIL: INOXIDABLE MARTENSÍTICO Y UNA SUPER ALEACIÓN CON DIFERENTES ELECTRODOS

Tesis en opción al título de Ingeniero Mecánico

Autor: Alejandro Batista Matos

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

Moa - 2018



Declaración de autoridad

Yo: Alejandro Batista Matos

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

Alejandro Batista Matos

Dr. C. Tomás H. Fernández Columbié

Agradecimientos

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

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

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

-A mis amigos que siempre creyeron en mí.

-A los que de una forma u otra me apoyaron y ayudaron en la realización de este trabajo.

-A la revolución, por darme la oportunidad de convertirme en profesional .

-A todos

Muchas Gracias.

Dedicatoria

Quiero dedicar este trabajo a mis familiares.

-A mi madre: Miladis Matos Guilarte.

-A mi padre: Alcibiades Batista Leyva.

-A mi hermana: Aliuska Batista Matos.

-A mi abuela: Emperatriz Leyva Gainza

-A mis amigos que estuvieron a mi lado durante los cinco años de mi carrera.

-A mis profesores.

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

RESUMEN

En el trabajo se establece la estructura del cordón de soldadura entre el acero inoxidable martensítico 17 - 4 PH y la súper aleación C - 276, con los electrodos E 310-16, E 309 L-16 y el E 316 L-16. Luego del ciclo térmico de soldadura, se obtienen microestructuras austenítica con austenita de morfología tipo dendrítico o listoncillo, así como la presencia de martensita y la ferrita δ , pero del tipo dendrítica, donde al establecer la composición química resultante por el diagrama de Schaeffler, para los electrodos E 310-16, E 309 L-16 y el E 316 L-16, se establece que con los dos primeros la solidificación es del tipo autenita-ferrita (AF), no favorable para el cordón de soldadura, con tendencia al agrietamiento por encima de 1 250 °C y formación de fase inter metálica sigma entre 500 y 900 °C y para el electrodo E 316 L-16, solidificación ferrita-austenita, favorable en la unión soldada. En los perfiles de dureza determinados con los diferentes electrodos y en las diferentes zonas y con una dureza inicial de 270 HV para la aleación 17 - 4 PH, se incrementa hasta 700 HV con el electrodo E 310-16, hasta 625 HV con el E 309 L-16 y hasta 479 HV con el E 316 L-16 y en la aleación C - 276 con dureza de 217 HV, con el primer electrodo es de 600 HV, con el segundo de 551 HV y con el tercero de 479 HV, todos ellas reportadas en la zona fundida del cordón. Se realiza la valoración técnico económico y el impacto medio ambiental.

ABSTRACT

It is paper has as objective to establish the behavior microstructure of the union dissimilar of the alloys ASTM A693 of the type 630 (SAE 17 - 4 PH) and of the alloy C-276 with electrode E 776. In the application of the thermal cycle of welding a thermal contribution of 193 J/m settled down, an incoming specific energy of 66 W is obtained, parameters that during the heating and cooling influenced in the growth of the precipitate the microstructure they are already consistent of a main austenitic with austenite of morphology type dendrites or listoncillo, austenite accompanied by martensite, as well as austenite Widmanstätten and precipitation of secondary austenite to the interior of the martensite, with formation of carbides. In chemical composition of the resulting cord carried out by the diagram of Schaeffler the deposit it is located in the field one that causes warm fisuración above 1 250 °C and formation of phase inter metallic sigma between 500 and 900 °C. The micro hardness profiles characterize the ZAT respectively with 600 and 700 HV. He is carried out the valuation economic technician and the half environmental impact.

TABLA DE CONTENIDOS

RESUMEN	Pág
INTRODUCCIÓN	I
CAPÍTULO 1. MARCO TEÓRICO. ANTECEDENTES INVESTIGATIVOS	
1.1. Introducción	4
1.2. Agrietamiento en las aleaciones base níquel	4
1.2.1. Agrietamiento por deformación del envejecimiento	6
1.3. Generalidades de los aceros inoxidable	7
1.3.1. Aceros inoxidable endurecible por precipitación (PH) trabajados	8
1.3.2. Aleaciones termo resistentes	9
1.4. Soldadura de los aceros inoxidable martensítico	11
1.5. Transformaciones físico-químicas y estructurales en la unión soldada	12
1.5.1. Modificaciones estructurales de la zona fundida (ZF)	13
1.5.2. Modificaciones estructurales y físico - química en el metal base	13
1.6. Tensiones residuales de soldadura	15
1.7. Efecto del ciclo térmico de soldadura	17
1.7.1. Transferencia de calor y flujo de fluido en soldadura por fusión	19
1.8. Conclusiones del capítulo	21
CAPÍTULO 2. MATERIALES Y MÉTODOS	
2.1. Introducción	22
2.2. Composición química de las aleaciones	22
2.2.1. Preparación de la unión	23
2.3. Metodología de cálculo para el proceso de soldadura	23
2.3.1. Cálculo del ciclo térmico	24
2.3.2. Cálculos numéricos para la soldadura por arco eléctrico	26
2.3.3. Cálculo de la energía específica entrante	26
2.4. Materiales y equipos empleados	28
2.4.1. Materiales de aporte empleados	28
2.4.2. Diagrama de Schaeffler	30
2.5. Preparación metalográfica	31
2.6. Cálculo de costo del proceso de soldadura	36
2.7. Conclusiones del capítulo 2	37

CAPÍTULO 3. ANÁLISIS DE LOS RESULTADOS

3.1. Introducción	38
3.2. Análisis de la composición química	38
3.3. Análisis del ciclo térmico de soldadura	39
3.3.1. Cálculo de costos de la soldadura	40
3.4. Análisis por el diagrama de Schaeffler	40
3.5. Análisis microestructural del depósito con el electrodo E 309 L - 16	41
3.5.1. Análisis micro estructural de la interface	42
3.5.2. Zona de influencia térmica	44
3.5.3. Análisis microestructural del depósito con el electrodo E 310 - 16	45
3.5.4. Análisis microestructural de la interface	46
3.5.5. Zona de influencia térmica	47
3.5.6. Análisis microestructural del depósito con el electrodo E 316L - 16	48
3.5.7. Análisis micro estructural de la interface	49
3.5.8. Zona de influencia térmica	50
3.6. Análisis de la dureza	51
3.6.1. Procesamiento estadístico de los datos	52
3.7. Valoración económica	54
3.8. Impacto ambiental	54
3.9. Conclusiones del capítulo 3	56

CONCLUSIONES GENERALES**RECOMENDACIONES****REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS**

INTRODUCCIÓN

El empleo del acero inoxidable en la industria alimenticia y fundamentalmente en la del níquel se ha empleado principalmente en aplicaciones donde los elementos están expuestos a los agentes químicos gracias a su resistencia frente a la corrosión, facilidad de mantenimiento y apariencia agradable. Sin embargo, su aplicación como material estructural se ha visto limitada por sus características mecánicas y su comportamiento tenso deformacional no lineal, que hacen que no sean directamente aplicables muchos de los procedimientos clásicos de resistencia de materiales y de cálculo de estructuras. Actualmente su utilización es creciente, debido a sus ventajas funcionales y al incremento del conocimiento del comportamiento del material estructuralmente.

Uno de los argumentos que está tomando mayor fuerza hoy en día para justificar su uso, es el de la resistencia a la corrosión, que hace de este acero uno de los más durables. Esta es una ventaja económica valorando la vida útil de la estructura, con una reducción de costos de mantenimiento muy importante y una reducción del impacto ambiental. No hay que olvidar también que a parte de las propiedades de buena durabilidad y de su calidad estética, el material goza de buenas propiedades mecánicas, en términos de resistencia, de comportamiento dúctil y de una muy buena resistencia frente al fuego superior a la que tiene el acero al carbono.

Actualmente los procesos de soldadura son imprescindibles para el hombre, estos intervienen en muchas de las construcciones modernas que exigen buena resistencia y economía en su diseño. Normalmente cuando se habla de soldadura se relaciona con el empleo de material de aporte; pero se sabe que hay procesos en los que bajo determinadas circunstancias, no se emplea material de aporte, básicamente debido a que los materiales base presentan espesores delgados.

La soldadura es una técnica de unión que garantiza, en la pieza fabricada o reparada, una continuidad de las propiedades mecánicas y metalúrgicas. De los innumerables procedimientos que existen para unir piezas metálicas, se destacan los procesos de soldadura basadas en fusión; en éstos, los bordes de las piezas se unen por la fusión del metal de las mismas piezas, pudiendo ser opcionalmente adicionado un metal de aporte.

Los aceros inoxidables austeníticos se especifican normalmente por su excelente resistencia a la corrosión. La soldadura puede reducir esa resistencia en ambientes agresivos. En la soldadura, el calor que se genera produce un gradiente de temperatura en el metal de base. La soldadura también

puede inducir tensiones residuales en el área soldada, lo cual en ciertos ambientes puede resultar en roturas por corrosión bajo tensión.

Hasta ahora se han realizado investigaciones sobre la influencia de los parámetros de soldadura sobre la penetración, sin embargo estos parámetros de soldadura tales como el voltaje de arco, la intensidad de corriente y la velocidad de soldadura son variables primarias u operacionales que pueden cambiar la geometría, las propiedades mecánicas, localización de la zona de falla y la microestructura de las soldaduras de los aceros inoxidables austeníticos.

La **situación problemática** de la investigación la constituye: uno de los primeros problemas de corrosión relacionados con la soldadura de los aceros inoxidables austeníticos es el ataque inter granular en la zona soldada afectada por la temperatura. En el rango de temperaturas que va de 425 a 900 °C, el carbono se combina con el cromo para formar carburos de cromo en el borde de los granos. El área adyacente a los carburos tiene menor cantidad de cromo. Cuando la red de carburos es continua, la envoltura empobrecida en cromo alrededor de los granos puede ser atacada selectivamente, resultando en corrosión inter granular. En el peor de los casos, la capa empobrecida en cromo se corroe completamente y los granos se separan del metal de base. Esta discontinuidad afecta el proceso tecnológico, influye en los costos de producción y en el medio ambiente.

Se plantea como **problema** a investigar: los estudios relacionados con el fenómeno de la corrosión inter granular de un acero inoxidables endurecibles por precipitación (PH) y de una súper aleación (C 276), luego de ser sometido a proceso de soldadura por fusión con materiales de aporte E 309 L-16, E 316 L - 16 y E 310-16, aún es insuficiente.

Como **objeto** de la investigación se establece: acero inoxidable endurecible por precipitación y una súper aleación sometida a soldadura.

El **campo de acción** es la microestructura interna, la dureza de la unión soldada entre el acero endurecible por precipitación y la super aleación.

Sobre la base del problema a resolver se establece la siguiente **hipótesis**: a partir del ciclo térmico de soldadura, la composición química de los materiales base a soldar y de los materiales de aporte seleccionados, se podrá establecer la continuidad metalúrgica de la unión soldada por el proceso SMAW y predecir el efecto de la corrosión granular en la estructura del cordón de soldadura.

A partir de la hipótesis planteada, se define como **objetivo del trabajo**: establecer las variaciones metalúrgicas, la dureza y las tensiones que se originan en la unión soldada entre el acero endurecible por precipitación y la súper aleación, mediante el proceso de soldadura con electrodos revestidos, así como la fundamentación de la tendencia a la corrosión inter granular de estos aceros en la estructura del cordón.

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

1. Especificar las condiciones de soldabilidad de los aceros inoxidables entre el acero endurecible por precipitación y la súper aleación, sometidos al proceso de soldadura manual por arco eléctrico y las variaciones que se originan en la estructura del cordón de soldadura por las condiciones del ciclo térmico.
2. Establecer el procedimiento metodológico relacionado con el ciclo térmico de soldadura manual por arco eléctrico y electrodos revestidos entre el acero endurecible por precipitación y la súper aleación, así como la caracterización de las diferentes zonas del cordón de soldadura.
3. Fundamentar a partir de las regularidades obtenidas como la continuidad metalúrgica y la dureza las variaciones que se originan en la estructura del cordón de soldadura, así como la tendencia a la corrosión inter granular luego de la imposición del ciclo térmico de soldadura.

Se plantean las siguientes **tareas** de trabajo:

1. Establecimiento del estado del arte relacionado con el objeto de estudio.
2. Planificación, diseño y realización de experimentos.
3. Análisis de los resultados y obtención de las propiedades físicas metalúrgicos entre el acero endurecibles por precipitación y la súper aleación luego del proceso de soldadura.
4. Fundamentación de los cambios físico metalúrgicos obtenidos del estado tensional originado por el ciclo térmico de soldadura en la unión de estos aceros inoxidables.
5. Planteamiento de los efectos económicos, sociales y ambientales del proceso de soldadura manual por arco eléctrico.

Capítulo 1

Marco teórico. Antecedentes investigativos

CAPÍTULO 1. MARCO TEÓRICO. ANTECEDENTES INVESTIGATIVOS

1.1. Introducción

Un grupo importante de aleaciones para el servicio de corrosión y alta temperatura está basado en el elemento níquel. Uno de los atributos más importantes del níquel, con respecto a la formación de aleaciones resistentes a la corrosión, es su compatibilidad metalúrgica con otros metales tales como cobre, cromo, molibdeno y hierro. Las aleaciones de níquel son, en general, austenítica; sin embargo, pueden estar sujetas a la precipitación intermetálica y a la formación de fases de carburo al someterse al envejecimiento. Las súper aleaciones termo resistentes son materiales aptos para sollicitaciones mecánicas en servicios a altas temperaturas (entre 260 a 1 200 °C) y que además poseen resistencia a la formación de escoria por oxidación a alta temperatura. Se utilizan en plantas químicas y petroquímicas, plantas generadoras de potencia, turbina. A fin de mantener la resistencia mecánica bajo estas condiciones, deben poseer microestructuras que se mantengan estables a las altas temperaturas de operación.

1.2. Agrietamiento en las aleaciones base níquel

Welding (2000) especifica que el níquel y sus aleaciones pueden ser unidos por una gran variedad de procesos, 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.

Por otro lado refiere Irisarri (2000) que 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, presentan el riesgo de sufrir agrietamientos por dos mecanismos diferentes: el denominado en inglés "strain ageing" (deformación del envejecimiento) y el asociado a la licuación de algunas fases, conocido como agrietamiento por licuación

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 embriada 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 1.1 se muestra el efecto del agrietamiento en caliente de una unión soldada.



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

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

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

La susceptibilidad del material a sufrir este agrietamiento se ve favorecida por la presencia de aquellos elementos que promuevan la formación de estas fases, jugando, el hierro un papel muy importante. No obstante, existen otros factores que también influyen sobre este riesgo como son el tamaño de grano o el estado de tratamiento térmico o el aumento de los porcentajes de niobio o titanio o molibdeno de la aleación (Thompson, 1969). El riesgo de que una unión soldada pueda sufrir un agrietamiento por este

mecanismo es menor que el debido al agrietamiento por la deformación del envejecimiento, antes mencionado.

1.2.1. Agrietamiento por deformación del envejecimiento

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

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

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

Exponen Warren *et al.* (2005) que una forma de valorar el riesgo de agrietamiento es mediante las denominadas curvas de susceptibilidad al agrietamiento. En estas curvas, muy similares a las TTT de los aceros, se trazan representando el tiempo en que se inicia el agrietamiento frente a la temperatura. Si el enfriamiento del material se realiza lo suficientemente rápido, sin cortar la curva de inicio del agrietamiento, no deberán de aparecer grietas en la junta. Por el contrario, si las condiciones de enfriamiento suponen el rebasar la curva de inicio del agrietamiento la aparición de éstos en la junta será muy probable. En el caso de prever que se dará una situación de este tipo se deberá optar por una aleación que presenta una curva situada más a la derecha, esto es, que el tiempo necesario para que se produzca el agrietamiento sea más largo.

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

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

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

1.3. Generalidades de los aceros inoxidables

De acuerdo con el criterio de Iamboiev *et al.* (2003), plantea que 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.

Plantea Di Caprio (1999) que 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.

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

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

1.3.1. Aceros inoxidables endurecibles por precipitación (PH) trabajados

Autores como Jerrard *et al.* (2009) y Facchini *et al.* (2010) consideran que son grados de aceros que pueden ser endurecibles mediante un tratamiento de envejecido. Se clasifican en austeníticos, semiausteníticos o martensíticos de acuerdo a la microestructura obtenida luego del recocido de solubilizado. Las aleaciones semiausteníticas son posteriormente tratadas térmicamente así es que la austenita transforma a martensita. Se utilizan en estas aleaciones varios elementos aleantes como Al, Ti Nb o Cu para producir el envejecido. Al igual que los aceros inoxidables martensíticos, las aleaciones PH pueden alcanzar altos valores de resistencia a la tracción. Sin embargo, los grados PH martensíticos y semiausteníticos pierden su resistencia mecánica rápidamente a temperaturas superiores a 425°C.

Los aceros 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 °C (industria aeroespacial, turbinas de gas).

- ✚ Aceros inoxidables martensíticos PH de transformación directa: a la temperatura de solubilización (1 040 – 1 070 °C) son predominantemente austeníticos y mediante el enfriamiento al aire hasta temperatura ambiente, transforman a martensita. Luego durante el tratamiento de envejecido (480 – 590 °C), la martensita reviene a martensita revenida (ferrita y muy finos carburos esferoidizados) y precipitan segundas fases sub microscópicas endurecedoras. Estas segundas fases pueden ser cobre metálico o inter metálicas 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 - 1 050°C y enfriamiento al aire hasta temperatura ambiente). Luego son fácilmente trabajados en caliente ya que la temperatura de inicio de la transformación martensítica (M_s) está a una temperatura sub cero. Por tratamientos subcero o por envejecido primario a 700 °C (precipitación de $M_{23}C_6$ y aumento de M_s por encima de la temperatura ambiente) se efectúa la transformación a martensita (en el envejecido a 700 °C la transformación martensítica ocurre durante el enfriamiento al aire). Luego, se aplican envejecidos secundarios a temperaturas aproximadamente de 480 °C donde precipitan inter metálicos 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 °C. Luego de largas exposiciones a altas temperaturas sufren degradación en las propiedades mecánicas debido a la aglomeración de los precipitados.

1.3.2. Aleaciones termo resistentes

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

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

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

La solubilidad de los elementos del grupo VIA en el níquel disminuye desde el cromo al molibdeno y wolframio (Fontalvo y Mitterer, 2005). El límite de solubilidad del cromo y wolframio en la aleación Ni-Cr-W se determina en suma 39 % de Cr y W (WU, 2000). En el trabajo de Carpenter *et al.* (2007) se investigó el comportamiento durante la termo-fluencia de la aleación de níquel con 20 % de Cr con diferente contenido de wolframio (hasta el 20 %). El ensayo se llevó a cabo en el aire a 900 - 1000 °C bajo tensiones de 14,7 a 49,0 MPa y en vacío a 900 °C y 34,3 y 49,0 MPa. Las aleaciones que contenían menos de 15 % de Cr tenían una significativa diferencia en las velocidades de termo fluencia en diferentes medios.

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

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

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

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

Para la unión por soldadura, en ocasiones se emplea el término de recubrimiento, la aplicación de recubrimientos duros sobre las superficies, consiste en depositar alguna clase de aleación especial sobre una parte metálica mediante alguno de los diversos métodos de aplicación de soldadura, para formar una superficie que resista a la abrasión, al calor, al impacto y a la corrosión o sus combinaciones (AWS, 1996), es un método muy utilizado para funcionalizar superficies sometidas a desgaste severo, corrosión u oxidación, que se ha transformado en un campo de gran aplicación y desarrollo tecnológico, tanto para la fabricación de nuevos componentes como para la reparación y extensión de la vida útil, dentro de las más variadas industrias (Merric *et al.*, 1998).

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

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

1.4. Soldadura de los aceros inoxidables martensíticos

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

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 post soldadura y cuando se aceptan diferencias en la composición y en las propiedades físicas (tales como el coeficiente de expansión), se recomienda utilizar como material de aporte grados austeníticos tipo 309, 310 y 312 o similares.

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

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

Las variaciones en la composición química de la zona fundida pueden tener una influencia favorable o desfavorable sobre las propiedades de la unión. Plantean Mathar (1934); James y Buck (1980); Easterling (1992) que las pérdidas por oxidación de los elementos útiles como el carbono en los aceros, el silicio en las fundiciones, modifican las características mecánicas. Así mismo, la fijación de un tanto por ciento exagerado de carbono, de fósforo o de azufre, así como la absorción de oxígeno y nitrógeno, producen una pérdida en las cualidades de la unión. Por el contrario, el aporte voluntario por micro metalurgia de ciertos elementos especiales conduce a una mejora de las características mecánicas o químicas.

La pérdida de elementos por oxidación según lo expuesto por Stout y Doty (1971), son fenómenos bien conocidos por los metalúrgicos; en soldadura, se complican por la presencia de una atmósfera que rodea al metal fundido y cuya naturaleza depende del tipo de protección del arco y del baño fundido (tipo de gases de protección, fundentes o de la composición del revestimiento del electrodo). En el caso de los aceros, estas pérdidas son, en general consecuencia de la reducción del óxido de hierro por los elementos componentes del acero.

1.5.1. Modificaciones estructurales de la zona fundida (ZF)

Las modificaciones estructurales pueden agruparse en dos grupos (Rodríguez, 1983, Guliar, 1978 y Bailey, 1995) las que afectan el grano del metal, a su arquitectura interna. El estudio de esta estructura determina la forma, el tamaño y la orientación de los granos en la zona fundida y también en el metal de base hasta una cierta distancia.

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

De acuerdo con lo referido por Ramírez (1980), en la soldadura eléctrica por arco, se procede en general con depósitos sucesivos de metal fundido de volumen muy pequeño con solidificación casi instantánea;

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

1.5.2. Modificaciones estructurales y físico - química en el metal base

Fernández *et al.* (2016) expone que el crecimiento de los granos en el metal base, está ligado invariablemente al ciclo térmico de la soldadura, temperatura y velocidad de enfriamiento. En la soldadura por arco, la zona de crecimiento de los granos está más localizada y sus dimensiones pasan por un máximo, en una zona muy próxima a los bordes, disminuyendo bruscamente en las capas próximas al bisel. Este aspecto de la curva se debe al normalizado que provoca en el metal base las sucesivas pasadas del depósito por arco.

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

La microestructura final del metal soldado es el resultado del mecanismo de solidificación combinado con la transformación en estado sólido de ferrita –austenita durante el enfriamiento. Tal como se comentó anteriormente, la solidificación puede presentarse en el modo ferrítico primario o austenítico primario, dependiendo de la composición de la aleación; sin embargo, otro de los factores que pueden ejercer influencia en el modo de solidificación, es la tasa de enfriamiento. Altas tasas de enfriamiento ocasionan un cambio en el modo de solidificación de ferrítico primario a austenítico primario (Lippold y Kotecki, 2005). En la figura 1.2 se muestran las zonas a las cuales surgen las transformaciones de fase en los aceros luego del ciclo térmico de soldadura.

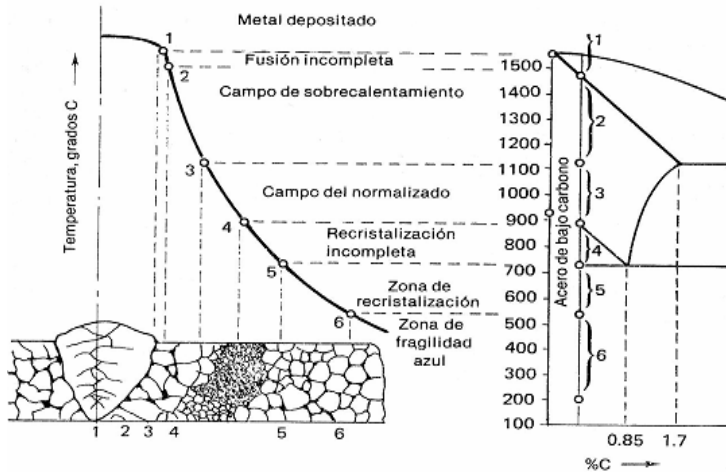


Figura 1.2. Zonas que se presentan en la ZIT de la soldadura. Fuente: Zuñiga (1983).

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

1.6. Tensiones residuales de soldadura

Las tensiones residuales en los metales son causadas por la deformación de partes de la estructura cristalina interna del propio material. Para restaurar esta retícula interna, es necesaria la introducción de energía a la pieza. En la soldadura por arco de metal protegido (Shielded Metal Arc Welding, SMAW) es un proceso de soldadura por arco en el que se produce coalescencia de metales por medio del calor de un arco eléctrico que se mantiene entre la punta de un electrodo cubierto y la superficie del metal base en la unión que se está soldando.

Durante el proceso la situación se complica porque: 1) el calentamiento está muy localizado, 2) la fusión de los metales base ocurre en estas regiones locales y 3) la ubicación del calentamiento y la fusión está en movimiento (al menos en la soldadura con arco eléctrico) (Meriño, 1999). Durante este proceso como se muestra en la figura 1.3, la operación empieza en un extremo y viaja al lado opuesto.

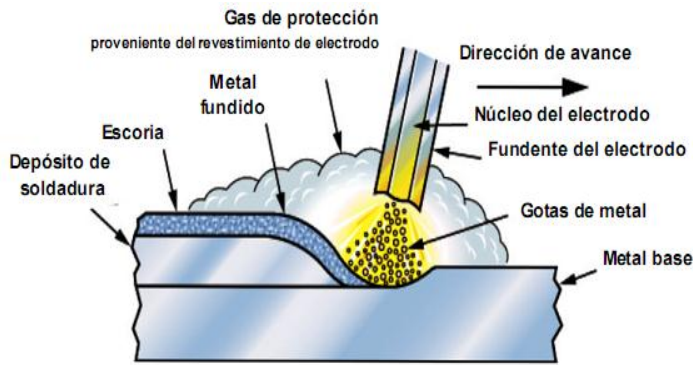


Figura 1.3. Esquema del proceso de soldeo SMAW. Fuente: Meriño (1999).

Plantea Easterling (1992) que, según avanza la fuente de calor, se forma un pozo fundido del metal base (y de metal de aporte), el cual se solidifica con rapidez detrás del arco en movimiento. Las partes del trabajo inmediatamente adyacentes a la gota de soldadura se vuelven extremadamente calientes y se expanden, en tanto que las porciones removidas de la soldadura permanecen relativamente frías.

El calentamiento y enfriamiento rápidos en regiones localizadas del trabajo durante la soldadura por fusión, especialmente la soldadura con arco eléctrico, producen expansiones y contracciones térmicas, que a su vez provocan tensiones residuales en la soldadura y distorsión del ensamble soldado (Mikliaev, 1986). El pozo de soldadura se solidifica rápidamente en la cavidad entre las dos partes y conforme el pozo y el metal circundante se enfrían y contraen, ocurre un encogimiento a través de lo ancho de la soldadura. La unión de la soldadura queda en tensión residual y se acumulan tensiones compresivas de reacción en las regiones de las partes lejanas a la soldadura.

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

De acuerdo con James (1996) y Masubuchi, (1980), se denomina esfuerzos residuales ó internos, al estado de esfuerzos existente en el volumen de un material en ausencia de una carga externa (incluyendo la gravedad) u otra fuente de esfuerzos, tal como un gradiente térmico. En general, se distinguen tres clases de esfuerzos residuales de acuerdo con la distancia o rango sobre el cual pueden ser observados (James

y Buck, 1980 y Alfonso, 2002). La primera clase de esfuerzos residuales, denominados macroscópicos, son de naturaleza de largo alcance y se extienden sobre varios granos del material.

Macherauch y Kloos (1986) plantean que la segunda clase de esfuerzos residuales son denominados micro esfuerzos estructurales, abarcan la distancia de un grano o parte de uno y pueden presentarse entre fases diferentes y tener características físicas distintas. La tercera clase de esfuerzos residuales se presenta sobre varias distancias interatómicas dentro de un grano. Los esfuerzos residuales son siempre consecuencias de deformaciones elásticas y/o plásticas no homogéneas sobre una escala macroscópica o microscópica.

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

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

Esta adversidad afecta la fabricación, el ensamblaje y la vida de servicio de las estructuras (Bonifaz, 2000). Por lo tanto, la predicción y control de las tensiones residuales y la deformación a partir del proceso de soldadura es extremadamente importante. Hoy en día numerosos investigadores dedicados al tema, hacen gran uso de la modelación por Elementos Finitos con el fin de predecir y determinar con gran exactitud los desplazamientos, las deformaciones y los valores de las tensiones residuales (García y Burgos, 2002 y 2003; Goldak y Moashi, 1999).

1.7. Efecto del ciclo térmico de soldadura

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

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

Después de aplicar el cordón de soldadura en la junta, se presentan tres zonas bien definidas (figura 1.4), las cuales son; Zona de Fusión: Es la zona donde el metal de soldadura fue depositado, es la parte del metal que se fundió y después se solidificó durante el proceso de soldadura. Esta zona puede estar compuesta de metal base fundido, metal de aporte o una mezcla de metal de aporte y metal base; la Zona Afectada Térmicamente (ZAT): Es la parte del metal adyacente a la zona de fusión, que ha sido calentada durante el proceso de soldadura, hasta una temperatura que puede producir algunos cambios metalúrgicos significativos.

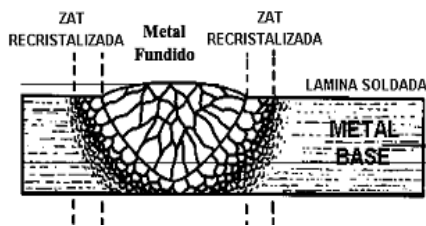


Figura 1.4. Esquema de las zonas involucradas en un cordón de soldadura.

Fuente: Marulanda *et al.* (2007).

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

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

La distribución de temperatura y la velocidad de enfriamiento en cada zona del cordón y sus adyacencias están influenciadas por el aporte de energía, el diámetro del electrodo, la temperatura inicial o de

precalentamiento (T_0), la geometría de la junta, las características térmicas del material y las condiciones particulares de enfriamiento. En la figura 1.5, se muestra el efecto del calor aportado concentrado en el centro de un cordón de soldadura, representando las distintas isothermas que se generan, a diferentes distancias del arco.

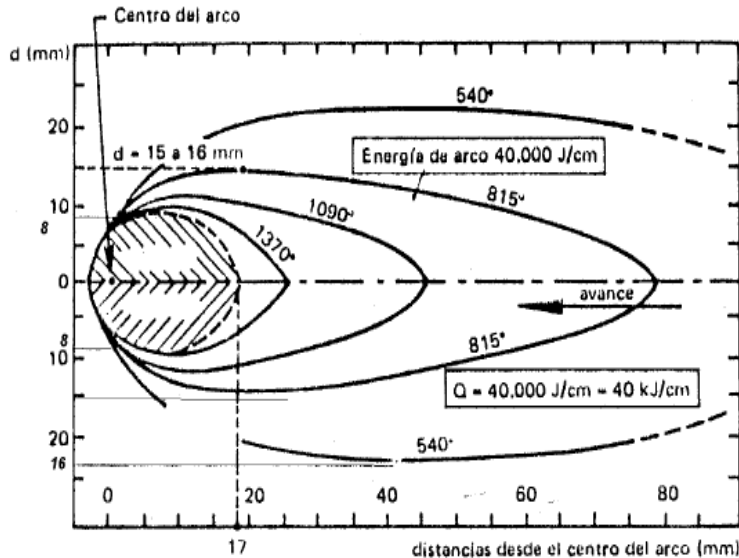


Figura 1.5. Distribución de las isothermas en un proceso de soldadura.

El punto cero representa el centro del cordón hacia la izquierda tenemos isothermas de calentamiento y hacia la derecha de enfriamiento. Considerando que la temperatura de fusión del acero es de 1539°C y la correspondiente a la transformación austenítica es de 815°C , entonces entre estas dos isothermas tenemos la región sobrecalentada y de 815 a 540°C la región transformada. Se puede observar que el ancho de las zonas de sobrecalentamiento y de transformación es inversamente proporcional a la velocidad de avance de la soldadura y esto es más pronunciado si se superan los 30 cm/min , como ocurre en soldadura automática, un efecto similar se lograría si se disminuye el diámetro del electrodo y el amperaje.

1.7.1. Transferencia de calor y flujo de fluido en soldadura por fusión

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

solidificación, la velocidad de enfriamiento y las cinéticas de transformación en estado sólido en el metal de soldadura y en la zona afectada por el calor (HAZ).

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

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

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

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

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

1.8. Conclusiones del capítulo

- ✓ La unión de aleaciones disímiles presenta fenómenos diferentes a la unión de aleaciones símiles, debido las diferencias que existen entre las composiciones químicas y metalográficas, por tal razón se debe realizar una correcta selección de los parámetros operativos del proceso de soldadura y metal de aporte para mantener las propiedades de cada aleación.
- ✓ Los ciclos térmicos del proceso de soldadura tienen una gran influencia sobre las velocidades de enfriamiento y por lo tanto en la microestructura, originados por los calentamientos y enfriamientos rápidos, los cuales promueven transformaciones microestructurales en estado sólido en la zona adjunta a la zona de fusión.
- ✓ El principio básico de la soldadura indica que, al momento de realizarla, se debe buscar la homogeneidad, es decir, que tanto el material base como el material de aporte deben tener la misma composición y propiedades.

Capítulo 2

Materiales y métodos

CAPÍTULO 2. MATERIALES Y MÉTODOS

2.1. Introducción

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

En este capítulo se plantea como objetivo establecer los métodos y procedimientos que serán efectuados en la soldadura de la unión disímil de las aleaciones AISI 630 (17-4 PH) y B 574 (Hastelloy C-276) con electrodos revestidos según AWS A5.4 E 309 L - 16, E 410 y E 310-16, realizado por el proceso de soldadura manual por arco eléctrico.

2.2. Composición química de las aleaciones

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

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

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

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

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

Los aceros inoxidables son aleaciones base hierro con un contenido de hierro que va de 50 a 88 % en peso de composición. Las adiciones de aleantes principales para los aceros inoxidables grados austeníticos, ferríticos y martensíticos son el cromo y el níquel. Esencialmente todos los aceros inoxidables contienen manganeso y silicio como adiciones intencionales. Otras adiciones de aleantes incluyen molibdeno, niobio, titanio, aluminio, cobre, tungsteno, nitrógeno y otros que mejoran la fabricación,

propiedades especiales a desarrollar, elevan la resistencia a la corrosión o influyen en la microestructura. Comúnmente elementos como impurezas encontradas en los aceros inoxidables incluyen nitrógeno, oxígeno, sulfuros y fosfatos. Todos estos aleantes y elementos como impurezas tienen algún efecto en la soldabilidad y funcionamiento.

2.2.1. Preparación de la unión

Para el desarrollo del plan experimental se prepararon nueve probetas de la unión disímil entre el AISI 630 (17-4 PH) y B 574 (Hastelloy C-276). En la figura 2.1 se muestra la forma de preparación de los bordes.

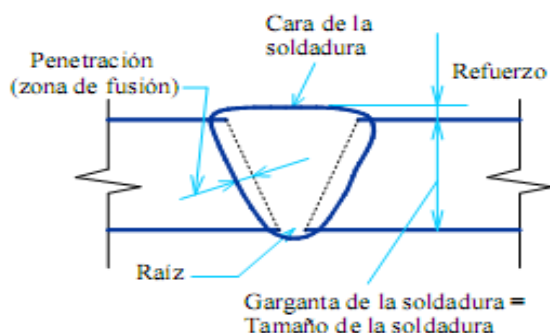


Figura 2.1. Forma de preparación de la unión.

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

2.3. Metodología de cálculo para el proceso de soldadura

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 disímil.

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

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

2.3.1. Cálculo del ciclo térmico

El conocimiento del ciclo térmico nos permite, en función del "heat input" (energía aportada), determinar los cambios microestructurales, así como las tensiones residuales, condiciones necesarias, para poder predecir la variación de la tenacidad, dentro de los parámetros considerados para la unión metalúrgica de las aleaciones de estudio, considerados lo más importantes son: la intensidad de corriente, el voltaje del arco eléctrico, la velocidad de soldadura, la energía lineal del proceso de soldadura, los cálculos numéricos para la soldadura por arco eléctrico y la velocidad de enfriamiento del cordón.

La selección se fundamenta debido a que cuando el calor aportado o la temperatura de precalentamiento disminuye, la distribución de temperaturas máximas se concentra a ambos lados del cordón de soldadura, en dos bandas estrechas y cuando aumentan la distribución de temperaturas máximas se dispersa lo que provoca que las bandas se ensanchen (Muñoz, 2009).

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

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

Donde:

I_s - intensidad de corriente de soldadura; A

d_e - diámetro del electrodo; mm

Las funciones principales de la tensión (voltaje) es estabilizar el arco y proporcionar un cordón liso, sin salpicados; además, la tensión de arco no influye significativamente en el ancho del cordón; influye

notablemente en el refuerzo (forma cóncava o convexa del mismo), teniéndose soldaduras planas (con tensiones altas) y abultadas (con tensiones bajas), pero siempre en el rango de tener un arco estable según Rodríguez (1987). De acuerdo con Indura (1999) los valores de tensión de arco recomendados para uniones disímiles por arco eléctrico con electrodo revestido está comprendido entre 25 y 30 V.

El desplazamiento del electrodo a una velocidad adecuada (velocidad de soldadura) 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 va solidificando y formando la aleación de la junta. La velocidad de desplazamiento durante el soldeo debe ajustarse de tal forma que el arco adelante ligeramente el baño de fusión. Cuanto mayor es la velocidad de desplazamiento menor es la anchura del cordón, menor es el aporte térmico y más rápidamente se enfriará la soldadura. Si la velocidad es excesiva se producen mordeduras, se dificulta la retirada de la escoria, y se favorece el atrapamiento de gases (produciéndose poros), según Rowe y Jeffeus (2008) se determina como:

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

Donde:

V_s - velocidad de soldadura; cm/min

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

F - área de la sección transversal del cordón, cm²

ρ - densidad del material fundido; g/cm³

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

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

Donde:

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

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

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

2.3.2. Cálculos numéricos para la soldadura por arco eléctrico

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

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

Donde:

L_l - longitud del charco de soldadura; m

Q - energía específica entrante; W

λ - conductividad térmica; W/m K

T_c - temperatura de fusión; °C

T_0 - temperatura inicial; °C

2.3.3. Cálculo de la energía específica entrante

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

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

Donde:

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

l - longitud a soldar; m

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

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

Donde:

τ - parámetro adimensional de espesor relativo de la placa

d - espesor de la placa: m

C_e - calor específico; J/kg K

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

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

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

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

El tiempo de enfriamiento del cordón se determina por la ecuación 2.8.

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

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

2.4. Materiales y equipos empleados

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

Tabla 2.4. Características de la máquina Miller

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

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

2.4.1. Materiales de aporte empleados

El electrodo consta de un revestimiento a base de sustancias químicas que cumple varias funciones y posee además un extremo no revestido que permite fijarlo en el porta electrodo. La elección de los electrodos se realizó según las recomendaciones (AWS A/SFA 5.4, ASME SFA 5.28, 2006). En la tabla 2.5 se muestra el análisis estándar del depósito con el electrodo E 309 L - 16. El diámetro fue de 3,2 mm.

Tabla 2.5. Análisis estándar del depósito, en %.

AWS 5.4	C	Si	S	Ni	Cr	Mn	P	Mo	Fe
E 309 L - 16	0,02	0,80	0,009	13,4	22,5	0,69	0,022	0,16	Resto

Entre las características más sobresalientes del electrodo es que su bajo contenido de carbono previene la precipitación de carburos de cromo. Excelente contra la corrosión inter granular y operatividad en toda posición. Adecuado para uniones de aceros inoxidables a aceros bajo carbono y baja aleación. Apto para enmantequillado (buttering) y como depósito base para aplicaciones que requieren un posterior

recubrimiento duro. Su depósito tiene excelente resistencia a la corrosión a temperatura ambiente, fue primordialmente diseñado para resistir la oxidación a altas temperaturas (1 000 °C).

En la tabla 2.6 se muestra el análisis estándar del depósito con el electrodo E 310 - 16.

Tabla 2.6. Análisis estándar del depósito, en %.

AWS 5.4	C	S	Mn	Si	Cr	Ni	Cu	P	Fe
E 310 - 16	0,8-0,20	0,03 máx.	1,0-2,5	0,75	25,0-28,0	20,0-22,5	0,75	0,03	Resto

Aleación especial tipo acero inoxidable 310 mejorado de muy fácil aplicación. Este electrodo por sus cordones de buen aspecto casi no requiere trabajo de acabado, ni limpieza posterior, ya que su escoria se desprende con mucha facilidad después de soldar dejando un depósito de apariencia fina sin salpicaduras, tiene gran resistencia a la corrosión a alta temperatura (hasta 1 200 °C). Presenta un núcleo de acero inoxidable tipo 310 para soldar o revestir piezas que vayan a estar sometidas a desgaste o corrosión producido por altas temperaturas, este producto sirve también para todas aquellas piezas de acero inoxidable cuyo análisis o tipo no puedan ser reconocidos satisfactoriamente.

Se puede aplicar en aceros al carbono, cuando se desee proteger su superficie de los efectos de la corrosión por calor, tubos radiantes de hornos, crisoles de tratamientos térmicos, reactores de plantas químicas y petroquímicas, partes de hornos de precalentamiento de lingotes y específicamente cuando se requiere un depósito altamente austenítico.

En la tabla 2.7 se muestra el análisis estándar del depósito con el electrodo E 316 L - 16.

Tabla 2.7. Análisis estándar del depósito, en %.

AWS 5.4	C	Si	S	Ni	Cr	Mn	P	Fe
E 316 L - 16	0,02	0,77	0,009	11,7	18,5	0,63	0,022	Resto

Electrodo de arco suave y estable de transferencia spray, con depósito de excelente apariencia que se ajusta con facilidad a las exigencias del trabajo. La escoria se desprende fácilmente y como el arco es rápidamente restablecido, se usa en soldadura intermitente. Ha sido diseñado para aceros austenítico con un contenido extra bajo de carbono. El contenido máximo de 0,04 % de carbono, evita la formación y precipitación de carburos. Excelente protección contra la corrosión inter granular. Se recomienda especialmente para aplicaciones resistentes a la corrosión, cuando existen posibilidades de "picadura" (ataque por ácido). No es necesario tratamiento térmico posterior.

2.4.2. 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 inoxidable en correspondencia con el [Ni] y el [Cr].

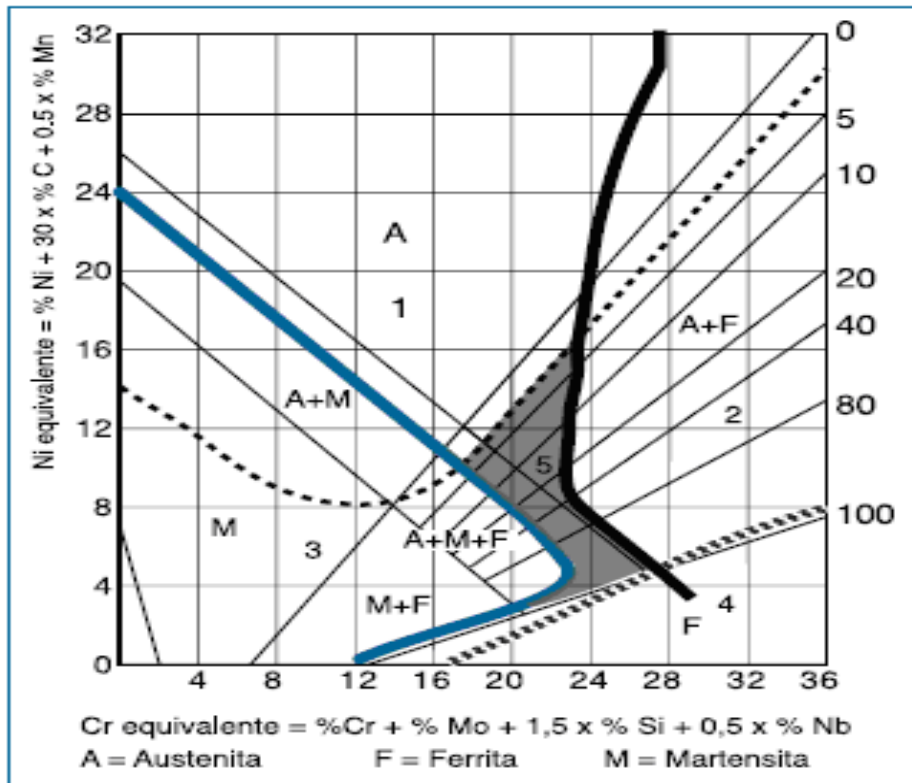


Figura 2.2. Zonas críticas según el diagrama de Schaeffler.

Fuente: Schaeffler (1947).

Leyenda:

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

El diagrama tiene como campo de aplicación relacionar la estructura del acero con la composición química total de este, teniendo en cuenta la influencia del resto de los elementos aleantes y agrupándolos en dos

grupos, los que favorecen la formación de la fase austenítica (gammágenos, Ni, Mn, C) y los que favorecen la formación de la fase ferrítica (alfágenos, Cr, Mo).

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

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

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

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

2.5. Preparación metalográfica

La preparación defectuosa de las probetas puede arrancar las inclusiones importantes, destruir los bordes de grano, revenir un acero templado o en general, originar una estructura superficial distorsionada que no guarda ninguna relación con la superficie representativa y características del metal. Las operaciones se resumen en el siguiente orden, según la norma NC 10 - 56:86 y ASTM E 3 - 95.

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

2.5.1. Corte de las muestras

Las operaciones de corte para la toma de las probetas, se realizaron en una fresadora vertical modelo 6 M 12 L. En la figura 2.3 se muestra el corte de las probetas.



Figura 2.3. Muestras cortadas.

Las probetas mostradas en la figura 2.3 se corresponden a una muestra de la soldadura con cada uno de los electrodos, en total fueron cortadas un total de nueve, tres del depósito con el electrodo E 309 L - 16, tres del depósito con el electrodo E 316 L - 16, tres del depósito con el electrodo E 310 - 16.

El desbaste de las muestras se realizó en una devastadora 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: 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

El pulido de las muestras como se observa en la figura 2.4 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.



Figura 2.4. Muestras pulidas.

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.

El ataque se realizó por electrolisis con un tiempo de duración de siete minutos, la disolución empleada fue ácido sulfúrico en una proporción del 50 %, la tensión de corriente de la máquina fue de 9 V, con una

intensidad de 3 A. Como material auxiliar se utilizó una placa de grafito. En la figura 2.5 se observa la máquina empleada y el modo de ataque de las muestras.



Figura 2.5. Modo de ataque de las muestras.

El electrolizador empleado se encuentra ubicado en el laboratorio de química del departamento de metalurgia del ISMMM, el mismo es fabricación alemana, tiene una capacidad de intensidad de corriente de hasta 10 A y una escala de tensión desde 0 hasta 12 V. En el proceso del ataque, la disolución se calentó, donde sufrió cambio de coloración, primero de color amarillo y luego pasó a coloración verdosa, logrando la oxidación, tanto del hierro como del níquel. Se controló durante el proceso de corrosión, la emisión de gases tóxicos como el SO_2 y el SO_3 , lo cual se logró mediante el encapsulado por una campana de extracción de gases.

Para la observación de las probetas se empleó un microscopio óptico binocular marca NOVEL modelo NIM - 100 como se observa en la figura 2.6, el mismo está ubicado en el laboratorio de Ciencia de los Materiales del ISMM de Moa.



Figura 2.6. Microscopio óptico NOVEL modelo NIM - 100.

El microscopio está dotado de una cámara instalada mediante el hardware IMI.VIDEOCAPTURE.exe que refleja la fotografía en el computador. Para colocar las probetas en el microscopio y evitar una observación distorsionada de las imágenes, se montaron en un dispositivo con plastilina que permitió la nivelación adecuada de estas.

El análisis microestructural consistió en la observación de una muestra patrón de la aleación AISI 630 (17-4 PH) y la aleación B 574 (Hastelloy C-276), se seleccionó la zona del metal base, es decir lo más alejado de donde pudiera tener influencia el ciclo térmico de soldadura, el objetivo de este análisis fue obtener una muestra sin afectación en su estructura cristalina que nos permitiera determinar luego de la soldadura, posibles cambios ocurridos en la zona fundida (ZF), en la zona de influencia térmica (ZIT) y en la interface del cordón. Las figuras 2.7 se corresponde con la aleación B 574 (Hastelloy C-276) y la figura 2.8 con la aleación AISI 630 (17-4 PH).

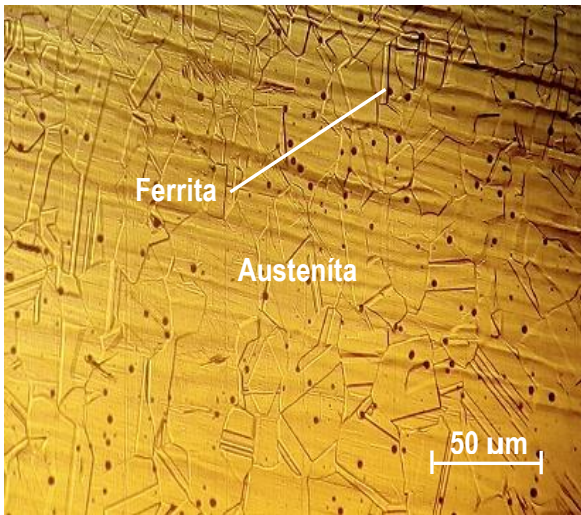


Figura 2.7. Estructura hastelloy C-276.

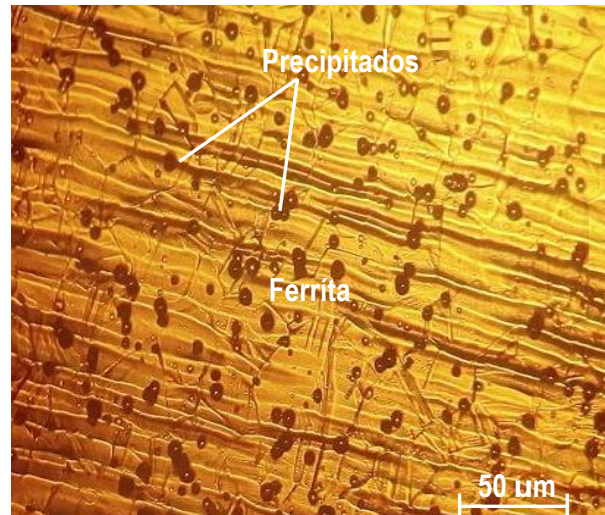


Figura 2.8. Estructura aleación AISI 630.

La microestructura de la figura 2.7, 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 2.8 es la microestructura de la aleación AISI 630 sin aplicación de tratamiento térmico, consiste en martensita lathy inter granular revenida, con algunos precipitados en una matriz ferrítica.

El ensayo de microdureza se aplicó para determinar la dureza de volúmenes microscópicamente pequeños en la aleación. En el ensayo se utilizó un microscopio modelo PMT - 3 No 168, del laboratorio de Ciencias de los materiales del ISMM de Moa. La superficie de las probetas se prepararon de igual forma que para el

análisis microestructural (desbaste y pulido). El número de dureza HV se determinó por el tamaño de las huellas igualmente que la dureza Vickers.

Para determinar la microdureza (HVN) de las probetas de análisis se realizó para una carga de 20 g, donde se midió los diámetros de la huella de la punta de diamante penetrada en un tiempo de 15 segundos, las medidas se tomaron para dos puntos de prueba seleccionados aleatoriamente en la superficie.

En la tabla 2.8 se muestra el procedimiento para el análisis de la dureza en cada uno de los electrodos empleados durante la soldadura. La condición es para un pase de soldadura.

Tabla 2.8. Planificación de experimentos para la dureza

		E 309 L - 16				E 310 - 16				E 316 L - 16			
D		HV1	HV2	HV3	Prom	HV1	HV2	HV3	Prom	HV1	HV2	HV3	Prom
0,0	Aleación C 276	HV1	HV2	HV3	HVP	HV1	HV2	HV3	HVP	HV1	HV2	HV3	HVP
0,25		HV1	HV2	HV3	HVP	HV1	HV2	HV3	HVP	HV1	HV2	HV3	HVP
0,5		HV1	HV2	HV3	HVP	HV1	HV2	HV3	HVP	HV1	HV2	HV3	HVP
0,75		HV1	HV2	HV3	HVP	HV1	HV2	HV3	HVP	HV1	HV2	HV3	HVP
1,0		HV1	HV2	HV3	HVP	HV1	HV2	HV3	HVP	HV1	HV2	HV3	HVP
1,25		HV1	HV2	HV3	HVP	HV1	HV2	HV3	HVP	HV1	HV2	HV3	HVP
0,0	Aleación PH 17	HV1	HV2	HV3	HVP	HV1	HV2	HV3	HVP	HV1	HV2	HV3	HVP
0,25		HV1	HV2	HV3	HVP	HV1	HV2	HV3	HVP	HV1	HV2	HV3	HVP
0,5		HV1	HV2	HV3	HVP	HV1	HV2	HV3	HVP	HV1	HV2	HV3	HVP
0,75		HV1	HV2	HV3	HVP	HV1	HV2	HV3	HVP	HV1	HV2	HV3	HVP
1,0		HV1	HV2	HV3	HVP	HV1	HV2	HV3	HVP	HV1	HV2	HV3	HVP
1,25		HV1	HV2	HV3	HVP	HV1	HV2	HV3	HVP	HV1	HV2	HV3	HVP

En la figura 2.9 se muestra la forma del barrido de dureza en la unión soldada.



Figura 2.9. Barrido de dureza en la unión soldada

Se realizó un barrido de dureza en las muestras soldadas para cada uno de los electrodos empleados, en este barrido se consideró las zonas que se obtienen del proceso de soldadura, la zona fundida (ZF), la interface del cordón de soldadura, la zona de influencia térmica (ZIT) y el material base (MB). Al menos se realizaron tres ensayos de dureza en cada zona, las que fueron promediadas. Se realizó nueve mediciones en el barrido a diferentes distancias.

2.6. Cálculo de costo del proceso de soldadura

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

$$C_{mo} = \frac{T_{ps}}{v_s \cdot F_o} \quad (2.12)$$

Donde:

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

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

F_o - factor operador; (%)

En la soldadura eléctrica manual es de 5 – 30.

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

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

Donde:

t_o - tiempo principal de soldadura; min

S - área de la sección transversal del cordón; cm²

kH - coeficiente de depósito; (10% I_s)

El tiempo de servicio al puesto de trabajo será igual del 3 – 5 % del tiempo operativo, el tiempo de descanso del obrero se tomará entre un 5 – 15 % del tiempo operativo y los gastos de MOI se toma aproximadamente a un 30 % del tiempo operativo, excepto para el tratamiento térmico.

2.7. Conclusiones del capítulo 2

- ✓ Los procedimientos establecidos para la determinación del proceso de soldadura del acero endurecible por precipitación y de la súper aleación, están certificados bajo normas, lo cual permite predecir los cambios que se originan luego de aplicado el ciclo térmico de soldadura.
- ✓ Quedó establecido el ciclo térmico de soldadura a partir de los parámetros, intensidad de soldadura, tensión del arco, velocidad de soldadura, evaluado para diámetro de electrodos de 3,2 milímetros.
- ✓ Se estableció el comportamiento microestructural del metal base del acero endurecibles por precipitación (PH) y de la súper aleación (C 276), con las cuales se establecerá el comportamiento de la microestructura de la unión soldada disímil en la zona fundida y la zona de influencia térmica.

Capítulo 3

Análisis de los resultados

CAPÍTULO 3. ANÁLISIS DE LOS RESULTADOS

3.1. Introducción

La soldadura es un proceso de fabricación que ayuda a ensamblar los materiales, generalmente metales, causando la fusión de los mismos. En esta fusión se derrite y agrega un material de relleno para formar una piscina de material fundido (el charco de la soldadura) que se refresca para convertirse en un empalme fuerte. Al soldar se forma una unión intermolecular entre la soldadura y el metal. Las moléculas de soldadura penetran la estructura del metal base para formar una estructura sólida, totalmente metálica. En los aceros inoxidables, la cantidad de austenita transformada a martensita depende de muchos parámetros, como la composición química del acero, la temperatura, la deformación aplicada y la velocidad con la que se aplica esta deformación. La presencia de fase martensítica permite aumentar enormemente el índice de endurecimiento por deformación, pero al mismo tiempo reduce la ductilidad del material.

El objetivo del capítulo es establecer las variaciones metalúrgicas que se originan en la unión soldada entre el acero endurecibles por precipitación y la súper aleación, luego de aplicado el ciclo térmico de soldadura con diferentes electrodos.

3.2. Análisis de la composición química

El análisis químico de las aleaciones 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.

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

Material	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Nb
630 (17 - 4 PH)	0,069	0,97	1,1	0,038	0,03	16,57	3,45	3,52	0,36

Tabla 3.2. Composición química de la aleación Hastelloy C 276, en %

Material	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Co	W	V	Fe
C 276	0,015	0,07	0,95	0,04	0,03	14,72	54	15,8	2,4	4,3	0,33	4,9

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.

Estos aceros se suministran en la condición de recocido o temple y revenido y se utilizan en esta última condición. Para una adecuada estabilidad térmica durante el servicio a temperatura se los debe revenir entre 110 y 165 °C por encima de la temperatura de servicio. Los aceros inoxidables austeníticos PH poseen un alto contenido de aleantes (15Cr-25Ni-1Mo-2Ti) que les proporciona mayor resistencia a la corrosión que los tipos martensíticos o semi austeníticos. Se utiliza un envejecido a 730 °C que causa la precipitación de intermetálicos de Ni-Ti. Poseen menor tensión de fluencia que los martensíticos o semiausteníticos pero pueden usarse a temperaturas hasta 700 °C.

Las súper aleaciones se desarrollaron a partir de los aceros inoxidables austeníticos, pero con contenidos de Ni mayores. Estas aleaciones se emplean, al igual que los aceros inoxidables endurecibles por precipitación, cuando los requerimientos de resistencia a la termo fluencia y a la oxidación/corrosión son los más exigentes: industria aeroespacial, turbinas de gas, reactores nucleares.

3.3. Análisis del ciclo térmico de soldadura

Con diámetro de los electrodos y por la ecuación 2.1 se determinó la intensidad de corriente de soldadura necesaria para realizar el proceso tecnológico de soldeo, la misma es de 140 A, se seleccionó 25 V como tensión de soldadura. El resultado de la intensidad de soldadura establece que el coeficiente de aporte sea de 14 g/Ah, teniendo en cuenta la densidad de 7,7 g/m³, una intensidad de soldadura de 140 A y un área del cordón de soldadura de 334 mm², la velocidad de soldadura determinada por la ecuación 2.2 es de 12,7 mm/s.

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

En el ciclo térmico al que estas probetas fueron sometidas, a efectos de los productos de transformación que se producen en el enfriamiento dentro de la ZAC con la energía aportada, se obtiene una temperatura pico de fusión establecida por la ecuación 2.3 de 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, $Q = 66 \text{ W}$, conductividad térmica de 16 W/m.K, temperatura de fusión de 1 643 °K, una temperatura inicial de 623 °K, se determinó por

la ecuación 2.4 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.

Por la ecuación 2.6 se determinó que el espesor relativo de la placa es τ de 34,23 mm y por la ecuación 2.8 el enfriamiento del cordón es de 37,5 min. La temperatura alcanzada en el calentamiento es importante, desde un punto de vista de disolución y crecimiento de los precipitados y consecuentemente, sobre el tamaño de grano. Pero también, las temperaturas de recristalización y transformación son las que pueden afectar al cambio de microestructura. Comparado con la soldadura real puede variar considerablemente el grado de calentamiento pues, en una soldadura por arco manual y electrodos recubiertos, con una alta energía aportada, puede tardar varios minutos en alcanzar la temperatura pico, para grandes espesores de chapas, según lo expuesto por Olivares (2016).

3.3.1. Cálculo de costos de la soldadura

Mediante la tarifa de pago al soldador de 3,75 \$/h, el factor operador de 24, se determinó que el costo de mano de obra es de 0,012 \$/m. Con un área del cordón de soldadura de 334 mm², la densidad del material fundido y la corriente de soldadura, la longitud del cordón de soldadura y el coeficiente de depósito, se determinó que el tiempo principal de soldadura es de 70 min.

El tiempo de servicio al puesto de trabajo es de 2,8 mm. El tiempo de descanso del obrero es de 7 min y el gasto de la mano de obra indirecta es de 21 min. Se determinó que el costo de energía eléctrica es de 11,92 \$/m con el empleo de 0,03 kg de electrodo. El costo total por kg de material depositado es de 527,81 \$/kg.

3.4. Análisis por el diagrama de Schaeffler

Para su empleo se parte del cromo y el níquel equivalente del material base y del material de aporte. Según las ecuaciones 2.9, 2.10 y 2.11 se determinaron la composición química resultante para los diferentes electrodos.

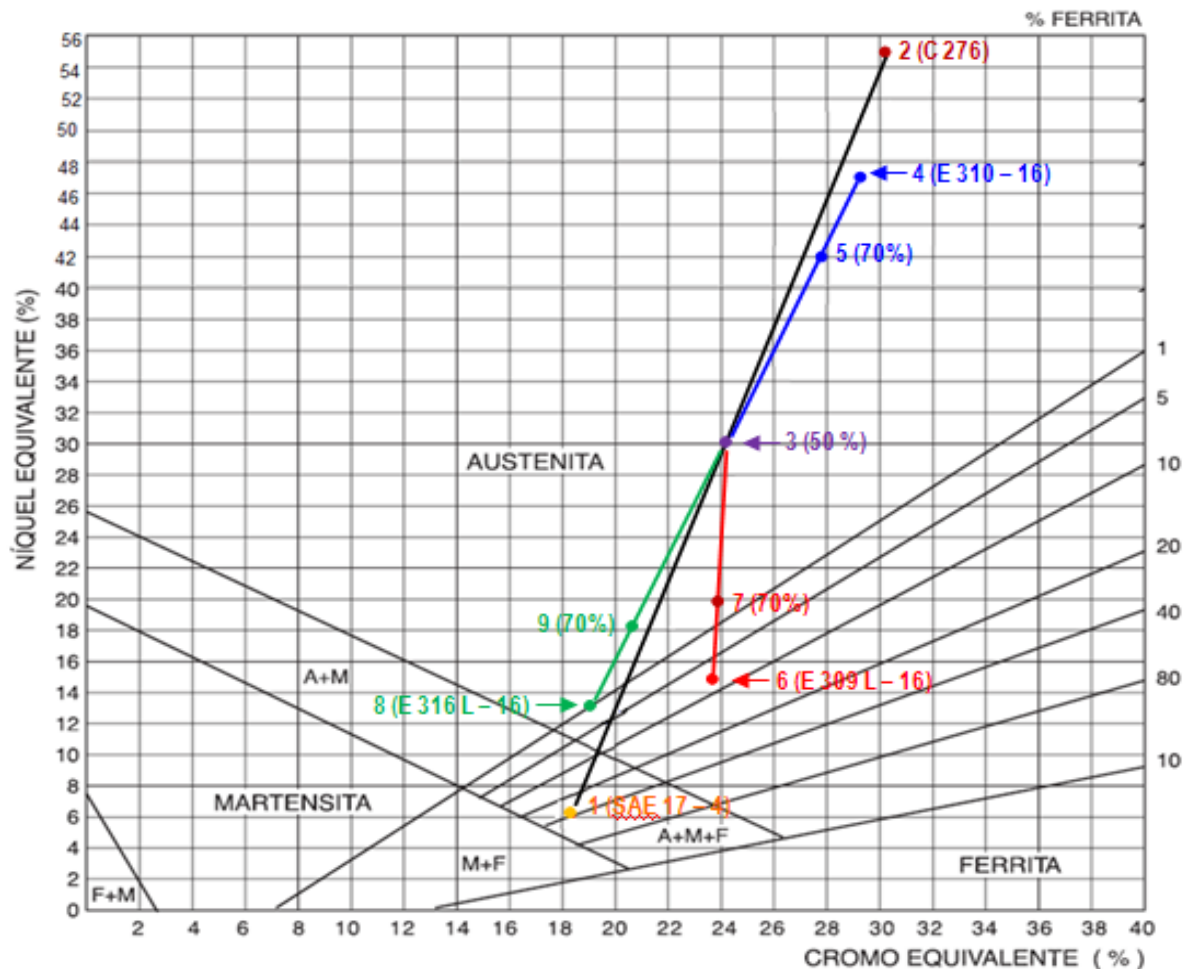


Figura 3.1. Análisis del depósito con los diferentes electrodos.

La figura 3.1 muestra que el punto 1 pertenece a la aleación AISI 630 (17 - 4 PH), el punto 2 a la aleación B 574 (Hastelloy C - 276), el punto 3 a la mitad del segmento 1 - 2, el punto 4 al electrodo E 310 - 16, el punto 5 al depósito resultante del 70 % con el electrodo, el punto 6 la composición química resultante del electrodo E 309 L - 16 y el punto 7 el 70 % del depósito con este electrodo, el punto 8 la composición química del electrodo E 316 L - 16 y el punto 9, el 30 % de dilución. Se observa que para los dos primeros electrodos, la estructura obtenida es de austenita, posible fisuración en caliente por encima de una temperatura de 1 250 °C y formación de fase inter metálica sigma entre 500 y 900 °C.

3.5. Análisis microestructural del depósito con el electrodo E 309 L - 16

La influencia de los elementos de la aleación en la microestructura de solidificación se puede determinar a partir de los tenores de los elementos estabilizadores de la fase δ y de elementos estabilizadores de la fase γ o también, de tenores de Ni y Cr equivalentes, lo que permite definir diferentes modos de solidificación. La

figura 3.2 muestra la microestructura resultante de la zona de fusión de la aleación AISI 630 y la figura 3.3 la de la aleación hastelloy C 276 con el electrodo E 309 L - 16.

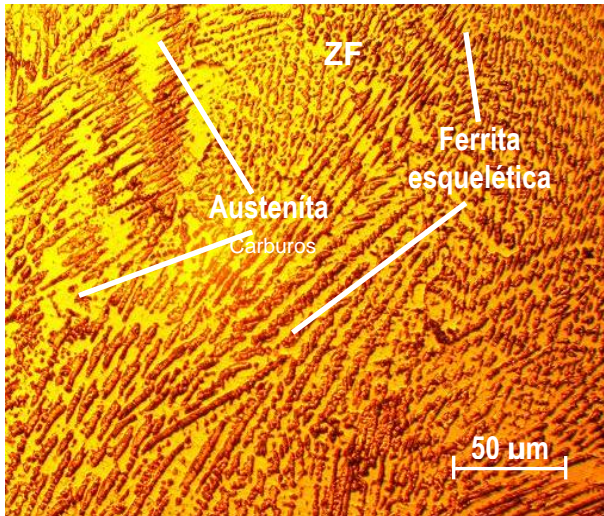


Figura 3.2. ZF de la aleación hastelloy C 276.

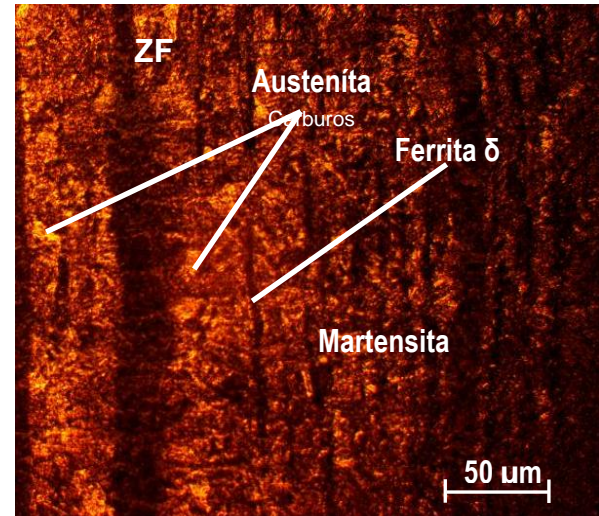


Figura 3.3. ZF de la aleación AISI 630.

La estructura de solidificación de la ZF es determinada principalmente por el proceso de crecimiento competitivo entre los granos columnares e igual tienen una gran importancia en las propiedades finales de esta zona. En la pileta (cordón de soldadura), la unión del hastelloy C 276 presenta una microestructura consistente de una matriz austenítica con una morfología de ferrita dendrítica o listoncillo, alineadas en dirección a la fuente de calor del arco eléctrico. La solidificación es del tipo A, debido a que la velocidad de enfriamiento es moderada.

En la microestructura de la figura 3.2 se presenta una matriz de martensita con austenita retenida y la presencia de la ferrita δ en los límites de granos. Durante el proceso de soldadura la ferrita se transforma en austenita durante el enfriamiento por debajo de la temperatura M_s se convierte en martensita. Algunos remanentes de ferrita durante la no transformación, pueden encontrarse en la microestructura. A baja temperaturas, las áreas que se encontraban bajo tratamiento durante la soldadura, en el rango de la austenita γ , puede encontrarse la ferrita δ . La ferrita se localiza en los límites de grano y durante el subsecuente sucesión de enfriamiento, no se transformará en austenita y en martensita.

3.5.1. Análisis microestructural de la interfase

La interface en la soldadura, es una línea donde el material base es parcialmente fundido, el cual está en contacto directo con la pileta (cordón de soldadura), donde los granos empiezan con el crecimiento epitaxial y de forma perpendicular a esta película, la cual contiene un refinamiento de grano, debido al

choque térmico concedido por la temperatura propia de la soldadura. En las figuras 3.4 y 3.5 se puede observar el comportamiento microestructural de la unión soldada en la interfase del cordón.

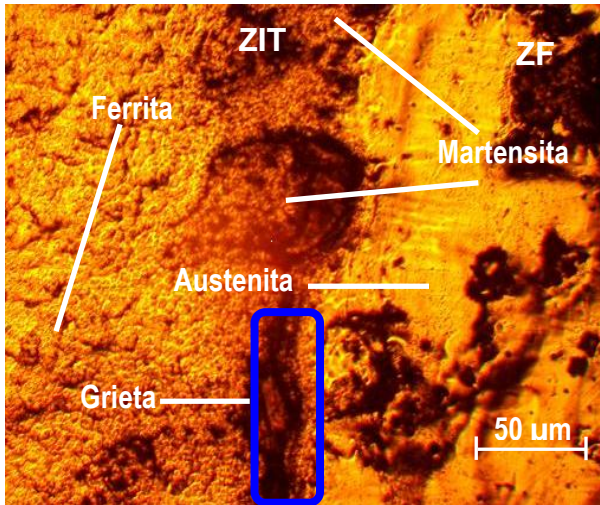


Figura 3.4. Interface hastelloy C 276.

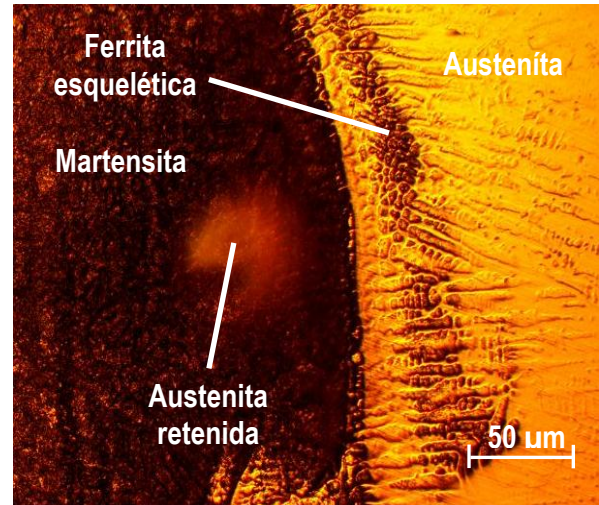


Figura 3.5. Interface AISI 630.

El análisis micro estructural en la interface de la figura 3.4, hastelloy C 276, se puede apreciar la estructura austenítica del material base y la estructura del material de aporte, para el material base se reveló una microestructura con alto contenido de austenita acompañado de ferrita, así como austenita 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 PH 17 - 4, figura 3.5, está asociada a la cantidad de hierro (7,0 %) que presenta en el mismo en su composición química. En los aceros inoxidables durante el proceso de soldeo, este elemento provoca la precipitación de agregados de carbono dando origen a estructuras de este tipo.

Como se observa en ambas figuras, la interfase del cordón presenta una modificación de la microestructura en la línea de fusión con refinamiento de grano, mientras que en la ZAT existe un crecimiento de grano marcado por los límites de grano y en el interior de los granos, existen pequeños sub granos, en cuanto al cordón de soldadura presenta una estructura en forma de granos distribuidos, 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

La zona afectada por el calor (ZAC), es la región que abarca varios milímetros desde la línea de fusión de la soldadura. Los cambios microestructurales que en esta región se producen, son debidos a la energía calorífica aportada por la soldadura y cuyo ciclo térmico genera productos de transformación, que dependen fundamentalmente de la temperatura alcanzada, velocidad de enfriamiento y composición química del metal base. Las figuras 3.6 y 3.7 se corresponden con la ZAC.

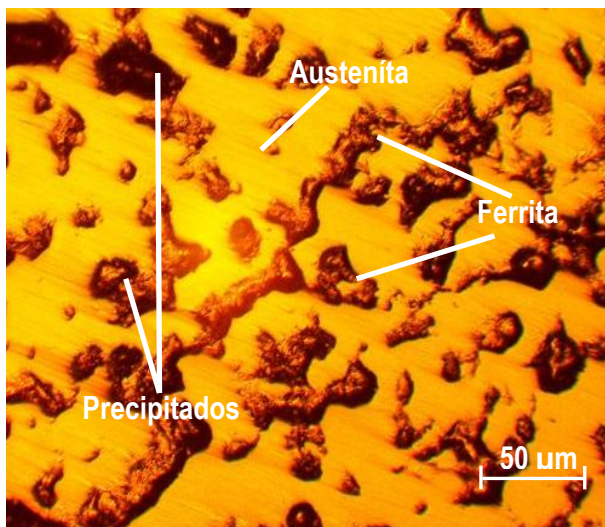


Figura 3.6. ZAT hastelloy C 276.

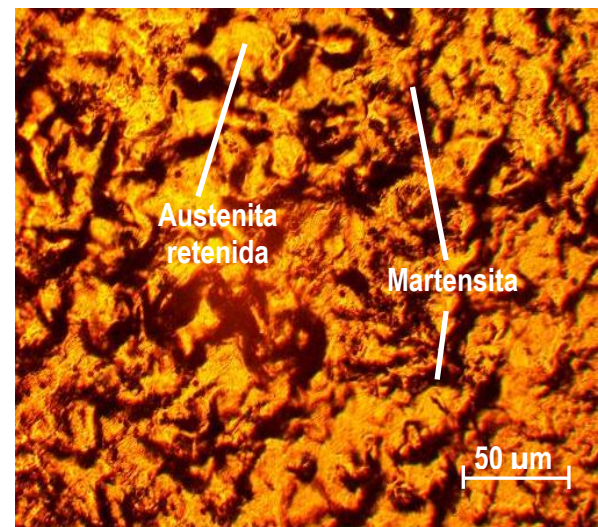


Figura 3.7. ZAT AISI 630.

En esta zona se presentan fundamentalmente cambios del tipo de formación martensita, para la aleación PH 17 - 4 y de ferrita para la aleación C 276, formación de la martensita, la cual es de mayor tamaño cerca de la interface 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) y una morfología cuasi esferoidizada de la ferrita, 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 la zona de influencia térmica, se observa en ambas morfologías la formación de una microestructura de granos de estructura de austenita, con granos de martensita y la presencia de precipitados. La figura 3.7 está precedida por granos parcialmente fundidos, producto de la solidificación del charco de soldadura.

La microestructura de solidificación de un acero inoxidable austenítico es gobernada esencialmente por la composición, principalmente por las cantidades de cromo y níquel. Mientras que algunos elementos, como el cromo, intensifican la estabilización de la fase CCC (ferrita - δ), otros elementos, principalmente el níquel, estabilizan la fase CFC (austenita - γ). Además de la composición, la microestructura de solidificación también depende de la naturaleza de los parámetros térmicos, incluyendo la velocidad de enfriamiento, la velocidad de solidificación y los gradientes térmicos durante el proceso.

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

3.5.3. Análisis microestructural del depósito con el electrodo E 310 - 16

En las figuras 3.8 y 3.9 se muestra el comportamiento microestructural en la zona fundida con el depósito del electrodo E 310 - 16, la 3.8 es los resultados de la aleación C 276 y la 3.9 se corresponde con la de la aleación PH 17 - 4.

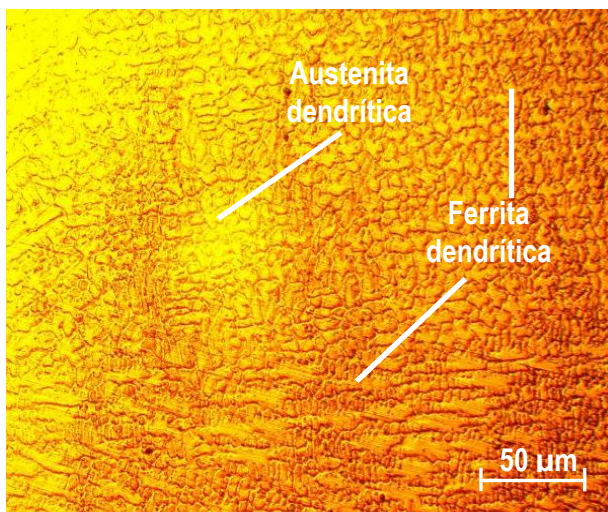


Figura 3.8. ZF hastelloy C 276.

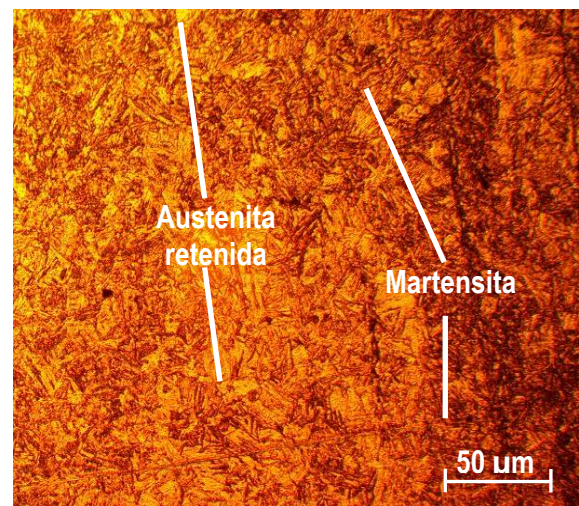


Figura 3.9. ZF AISI 630.

En la aleación C 276 se observa una estructura de matriz austenítica con ferrita en bordes de granos, la ferrita de borde de grano, 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 a partir de inclusiones no metálicas.

En el depósito de la figura 3.9, la morfología muestra un patrón de solidificación del tipo martensítico, con la austenita retenida y la presencia de la ferrita δ en bordes de granos, la ferrita δ se hace presente en el cordón de soldadura, cerca de la interface de la aleación PH 17 - 4. Las morfologías de ferrita encontrada en la microestructura hablan de diferentes modos de solidificación que se generan simultáneamente en los cordones soldados. Se observa además la martensita con una red inter granular de ferrita. En la región calentada en el rango de temperatura de Ac1-Ac3 consiste en austenita que coexiste con la martensita y después del enfriamiento se transforma en martensita y martensita templada.

3.5.4. Análisis micro estructural de la inter fase

Las figuras 3.10 y 3.11 se corresponden con el análisis micro estructural de la interface del cordón. La 3.10 es la microestructura de la aleación C 276 y la 3.11 de la aleación PH 17 - 4.

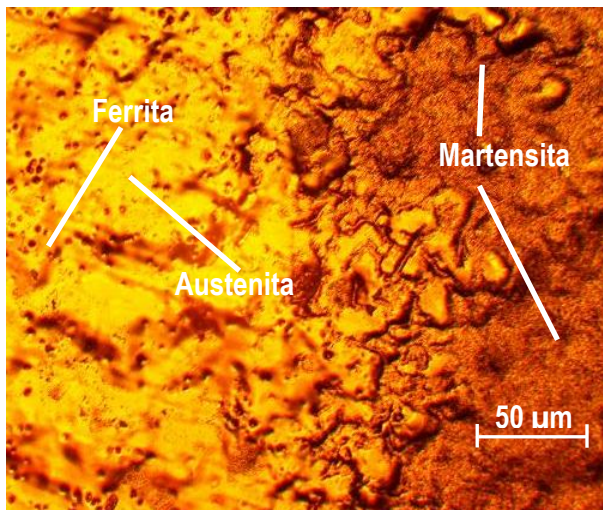


Figura 3.10. Interface hastelloy C 276.

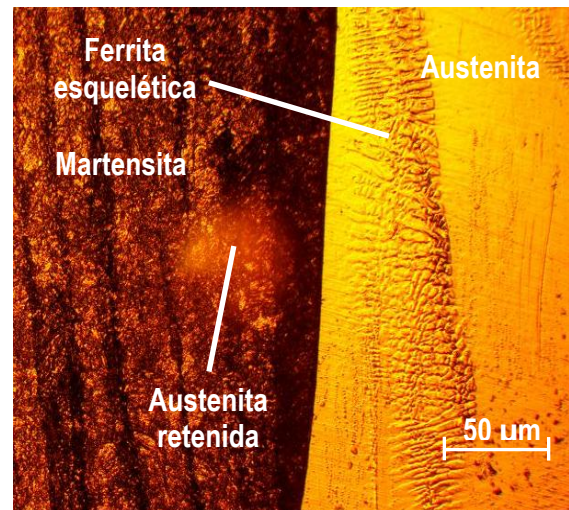


Figura 3.11. Interface AISI 630.

En la interface, luego del ciclo térmico de soldadura, en la aleación C 276, figura 3.10, se observa una matriz austenítica, con la presencia de ferrita, la austenita proviene del metal base y de la composición química del metal de aporte, durante el calentamiento, por encima de la temperatura de transformación, el contenido de carbono presente en la aleación (0,07) y en el material de aporte (0,8 - 0,20) con los otros elementos alógenos, generan estructuras del tipo ferrítica.

En la aleación PH 17 - 4, se observa la matriz martensítica con la austenita retenida o sin transformar. El incremento de la solubilidad del cobre en la austenita provoca la disolución de precipitado de FCC-Cu y estabilización en la austenita. Se observa que en ambas aleaciones, durante la soldadura y superadas localmente las temperatura del solidus, pero el tiempo de exposición a las altas temperaturas son muy cortos, produciendo una pendiente de temperatura así en la soldadura y en las áreas adyacente al cordón (interface). Como resultado las microestructura variaron de la zona de fusión al material base.

3.5.5. Zona de influencia térmica

Se realizó el análisis microestructural en la zona de influencia térmica de ambas aleaciones. Las figuras 3.12 y 3.13, muestran este comportamiento.

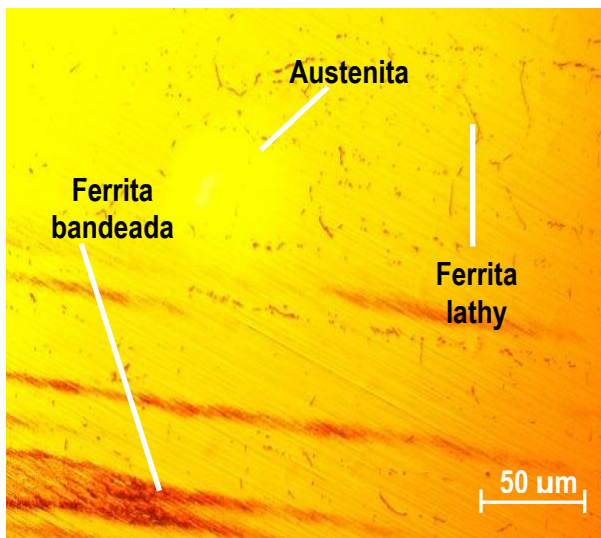


Figura 3.12. ZIT hastelloy C 276.

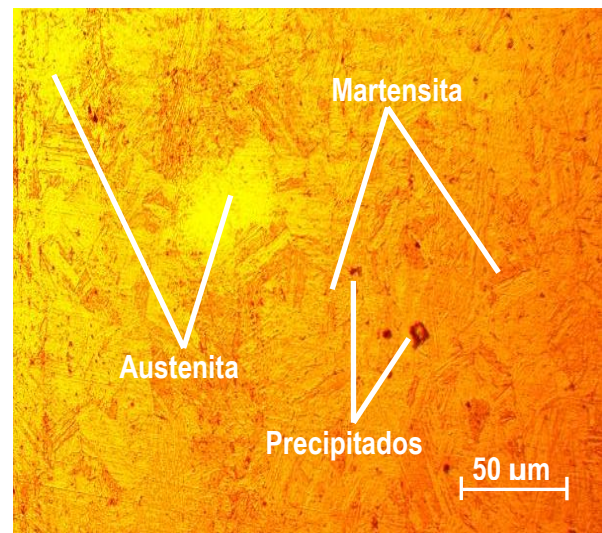


Figura 3.13. ZIT AISI 630.

En la zona de influencia térmica de las aleaciones y obtenidas a varios milímetros de la línea de fusión de la soldadura, se han obtenidos los cambios microestructurales que se producen en esta región, por efecto de la energía calorífica aportada y la velocidad de enfriamiento, en la ZIT de la aleación C 276 existe una matriz austenítica, con ferrita bandeada y ferrita lathy. Esta última morfología ocurre durante la transformación, dado que la cinética de transformación llega a ser muy lenta, existe una orientación favorable entre los granos del metal base y los de la zona de fusión, la ferrita observada es del tipo lathy y elongada acicular.

Para la aleación PH 17 - 4, se ha obtenido una matriz de martensita, pero con gran cantidad de austenita retenida, esta característica en la microestructura está asociada a una solidificación de rápido enfriamiento, la martensita obtenida es en forma de placas, se observan regiones de martensita y austenita en toda la estructura. Cuando las placas de α' -martensita crecen pueden ser semi coherentes o incoherentes. Con

suficiente energía, los núcleos de α' -martensita crecen rápidamente a placas. El crecimiento de la martensita disminuye cuando el tamaño del ángulo de los granos es muy grande o cuando encuentra una otra placa de martensita. Si hay pequeños granos de austenita, esto induce pequeñas placas de martensita.

3.5.6. Análisis microestructural del depósito con el electrodo E 316L - 16

Se analizó la variación estructural en el depósito con el electrodo E 316L - 16, las estructuras resultantes obtenidas en la zona fundida se muestran en las figuras 3.14 y 3.15. La figura 3.14 se corresponde con la de la aleación C 276 y la 3.15 con la de la aleación PH 17 - 4.

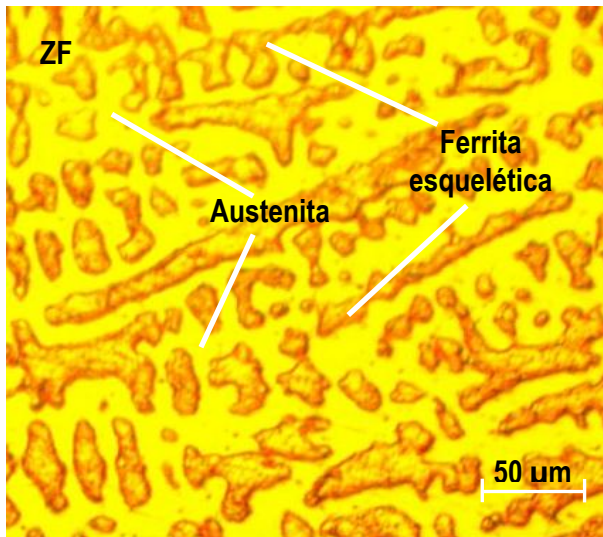


Figura 3.14. ZF de la aleación hastelloy C 276.

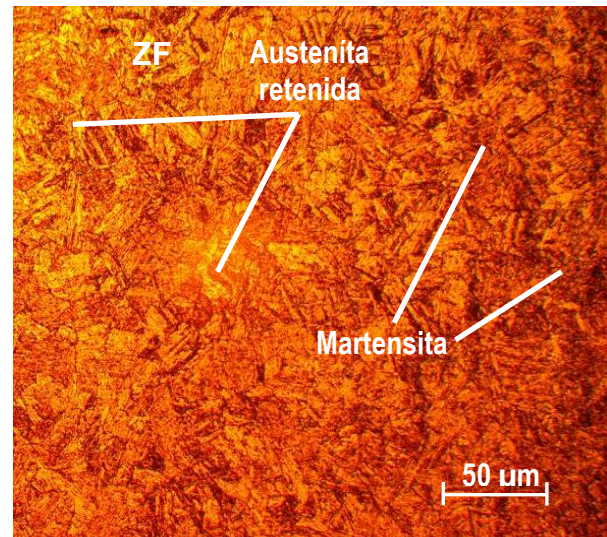


Figura 3.15. ZF de la aleación AISI 630.

La zona fundida de la aleación C 276, presentó una microestructura compuesta por granos de austenita con la formación perceptible de ferrita δ en los límites de grano austenítico y con un pequeño aumento de tamaño de grano austenítico en la zona cercana a la raíz de las soldaduras, condición que se extendió alrededor de los granos austeníticos desde la línea de fusión hacia el material base, la formación de ferrita δ en los límites de grano restringe el crecimiento de grano austenítico y disminuye la susceptibilidad al agrietamiento en caliente.

En la zona fundida de la aleación PH 17 - 4, existe durante la soldadura con este electrodo, disminución del tamaño de grano y los granos pequeños parecen más redondos. Los granos más pequeños distorsionan favorablemente las estructuras de cristal. La posible explicación para esta heterogeneidad en esta zona es la recrystalización que ocurre en esta zona por la nucleación y crecimiento de los nuevos granos. La energía guardada es por la recrystalización, es la fuerza para endurecer el material por trabajo. Durante el rápido calentamiento de la soldadura, las temperaturas de recrystalización pueden aumentar porque

requiere tiempo para la difusión. Durante la soldadura, la martensita en la región de grano tosco, se transformará dentro de la austenita y como consecuencia la austenita se transforma atrás durante el enfriamiento en martensita, con alguna austenita retenida.

3.5.7. Análisis micro estructural de la inter fase

Las figuras 3.16 y 3.17 se corresponden con el análisis realizado en la inter fase del cordón. La figura 3.16 se corresponde con la aleación C 276 y la 3.17 con la aleación PH 17 - 4.

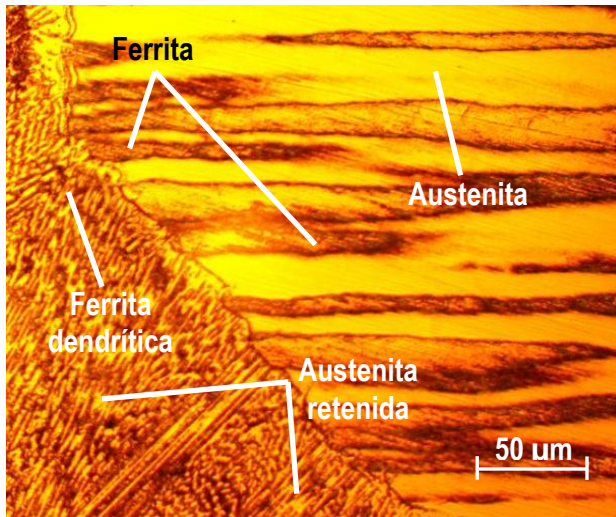


Figura 3.16. Interface hastelloy C 276.

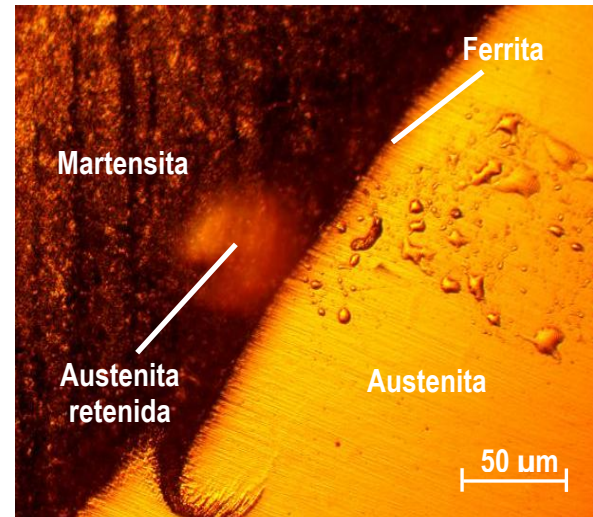


Figura 3.17. Interface AISI 630.

En la interface de la soldadura realizada en la aleación C 276, se observa una matriz austenítica con dendritas esqueléticas de ferrita δ y de ferrita bandeada. Se obtiene un crecimiento dendrítico en la ferrita δ y en la bandeada con este electrodo, con morfología predominante de bandas. Estas diferencias se producen por los distintos ciclos térmicos que experimenta la soldadura en cada punto, además de las diferencias en propiedades térmicas que presentan los metales base en las soldaduras disímiles realizadas, una menor conductividad térmica del metal base frente al metal base fundido. En la interface se percibe una línea a todo lo largo del cordón, la misma es la presencia de la ferrita en bordes de ambas aleaciones, fase que inhibe el efecto del agrietamiento en la soldadura.

En la aleación PH 17 - 4, el efecto del ciclo térmico provocó un temple con la formación de la estructura típica de esta aleación, martensita con la presencia de austenita retenida, esta característica es producto del rápido enfriamiento, en la línea de fusión se obtiene la ferrita δ en límite del cordón. La estructura bifásica obtenida es debido a la ferrita δ incompleta en la austenita en la transformación de la solidificación de la soldadura, aquí los depósitos del cobre son convenientes para la germinación y crecimiento de retorno de la austenita.

3.5.8. Zona de influencia térmica

Las figuras 3.18 y 3.19 muestran el comportamiento micro estructural en la interface del cordón de soldadura. La figura 3.18 es la estructura de la aleación C 276 y la 3.19, la estructura de la aleación PH 17 - 4.

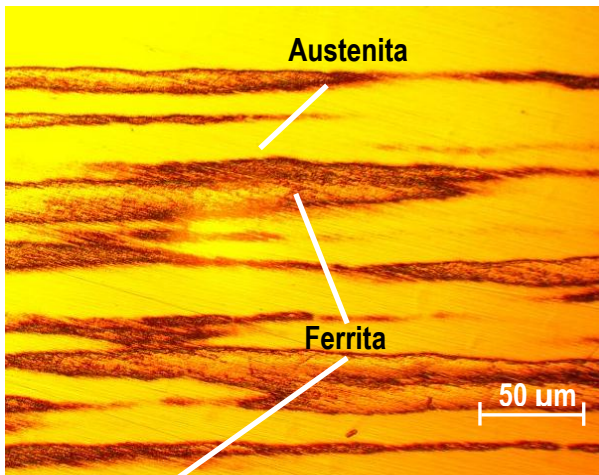


Figura 3.18. ZIT hastelloy C 276.

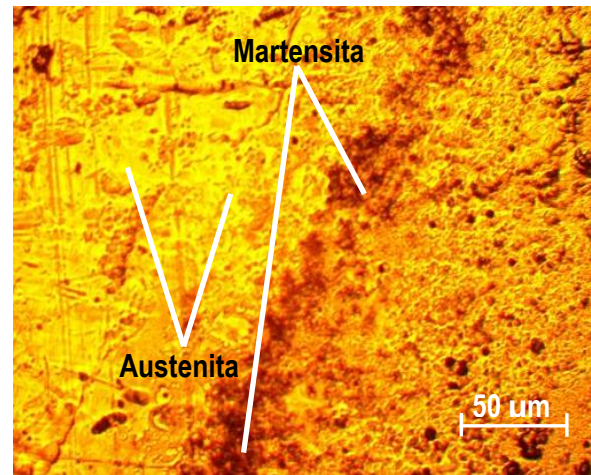


Figura 3.19. ZIT AISI 630.

La microestructura obtenida en la ZIT de la aleación C 276, está compuesta por una matriz austenítica con ferrita δ , estas estructuras son características del modo de solidificación FA, es decir, ferrita-austenita. En el rango FA la solidificación inicia con la precipitación de ferrita primaria seguida de la formación de austenita en la celda ferrítica, al avanzar el enfriamiento, la ferrita se hace más inestable y la austenita consume a la ferrita por medio de una reacción de difusión controlada. La morfología bandeada se presenta debido a velocidades de enfriamiento son altas y la difusión durante la transformación ferrita-austenita es restringida, donde se promueve la transformación en forma de bandas poco espaciados que genera un patrón de ferrita residual a través de la dendrita original.

En la figura 3.19, zona de influencia térmica de la aleación PH 17 - 4, por el efecto del calentamiento y el enfriamiento, se observa una estructura de matriz austenítica con granos de martensita, la martensita se ha ubicado en una estrecha franja a lo largo del cordón. La estructura obtenida con este electrodo ha provocado un tratamiento, donde existe una mayor presencia de austenita. Luego del ciclo térmico, la formación de las fases en los límites de granos proporciona energía para la nucleación y reduce el trabajo de nucleación, además la formación de los granos recristalizados es más fácil en el límite de grano, que dentro de los granos.

Al evaluar las microestructuras obtenidas del depósito con los electrodos E 309 L - 16, el E 310 - 16 y el E 316 L - 16, se pudo establecer que por las morfologías de las fases presentes en las zonas analizadas, la

zona fundida, la inter fase del cordón y la zona de influencia térmica, entre la súper aleación hastelloy C 276 y el acero endurecibles PH 17 - 4, los mejores resultados se obtienen con el electrodo E 316 L - 16.

3.6. Análisis de la dureza

La evaluación de la microdureza se realizó de forma transversal en el cordón. El barrido de dureza realizado en las diferentes zonas y a diferentes distancias, los resultados se muestran en la tabla 3.3. Todas las durezas son para un cordón de soldadura.

Tabla 3.3. Resultados de las durezas en los cordones de soldadura.

D		E 310 - 16				E 309 L - 16				E 316 L - 16			
		HV1	HV2	HV3	Prom	HV1	HV2	HV3	Prom	HV1	HV2	HV3	Prom
0,0	Aleación C 276	600	601	600	600	550	552	551	551	480	480	479	479
0,25		598	597	597	597	530	530	531	530	420	420	421	420
0,5		590	589	591	590	487	487	486	487	365	365	366	365
0,75		385	385	385	385	350	350	351	350	290	290	289	290
1,0		300	301	300	300	260	258	259	259	240	239	240	240
1,25		217	217	217	217	217	217	217	217	217	217	217	217
0,0	SAE PH 17 - 4	700	700	700	700	625	625	625	625	530	530	530	530
0,25		680	679	680	680	570	571	570	570	475	473	474	474
0,5		630	630	629	630	485	484	483	484	390	389	389	389
0,75		500	501	501	501	420	418	420	419	320	318	319	319
1,0		380	380	380	380	300	299	299	299	290	290	291	290
1,25		270	270	270	270	270	270	270	270	270	270	270	270

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

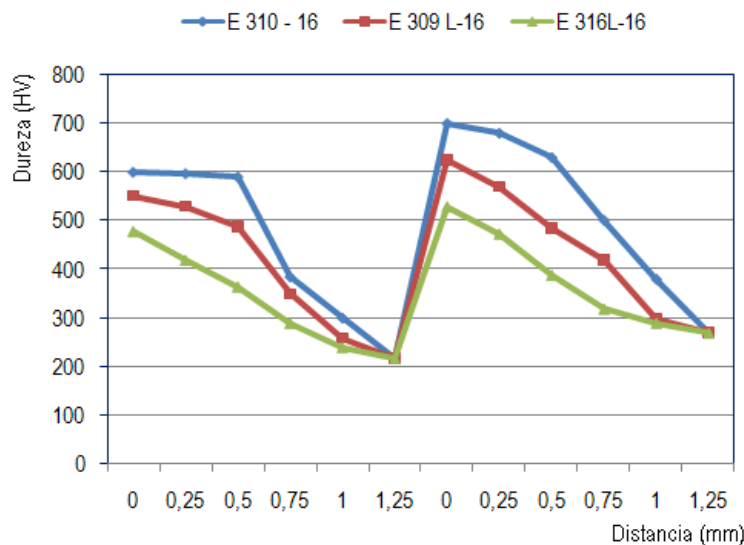


Figura 3.20. Comportamiento de la dureza.

Al determinar la dureza, se observa que existe un incremento de la misma desde el material base (MB) hasta la zona fundida en ambas aleaciones, donde desde una dureza inicial de las aleaciones, el hastelloy C 276 con 217 HV y el AISI 630 con una dureza inicial de 270 HV, se obtiene en la zona fundida 700 HV con el electrodo E 310 - 16, al realizar el depósito con el E 309 L - 16, en la zona fundida desciende hasta 625 HV y con el electrodo E 316 L - 16, el comportamiento de esta propiedad es de 480 HV. Los resultados de las microdureza se corresponden con las microestructuras obtenidas, donde la martensita y la ferrita dendrítica, 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 martensita. 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 700 HV en la aleación AISI 630, mientras que el mínimo valor fue de 240 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 interface y debido a la presencia de la austenita la dureza no es alta. Una vez atravesada esta interface, 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 inter granular.

3.6.1. Procesamiento estadístico de los datos

Se modeló estadísticamente a través del análisis de regresión, la influencia del ciclo térmico en el depósito con los electrodos en la introducción de las temperaturas y el comportamiento de la dureza que se obtiene en la unión disímil entre la súper aleación C 276 y el acero endurecibles PH 17 - 4. Se realizó el análisis de varianza, según el método de Fisher, para evaluar el nivel de significación de las variaciones provocadas por los diferentes experimentos.

En cada una de las probetas sometidas a proceso de soldadura, de acuerdo con el diseño del experimento anteriormente descrito, se consideran tres mediciones de dureza a diferentes distancias en el cordón de soldadura para cada uno de los electrodos. En la tabla 3.4 se muestran los resultados del análisis de regresión realizado.

Tabla 3.4. Resultados del análisis de regresión

Análisis de regresión múltiple					
Variable dependiente: Distancia					
Error estadístico					
Parámetro	Estimación	estándar	T	P-Valor	
CONSTANTE	1,99633	0,14272	13,9877	0,0000	
E 309 L - 16	-0,00372334	0,00224963	-1,65509	0,1365	
E 310 - 16	0,000953744	0,00117803	0,809606	0,4416	
E 316 L - 16	-0,000745166	0,00169821	-0,438795	0,6724	
Análisis de varianza					
Fuente	Suma de cuadrados	GL	Cuadrado medio	Cociente-F	P-Valor
Modelo	2,07452	3	0,691507	48,96	0,0000
Residuo	0,11298	8	0,0141225		
Total (Corr.)	2,1875	11			
R-cuadrado = 94,8352 porcentaje					
R-cuadrado (ajustado para g.l.) = 92,8984 porcentaje					
Error estándar de est. = 0,118838					
Error absoluto medio = 0,0762636					
Estadístico de Durbin-Watson = 1,25 (P=0,0323)					
Auto correlación residual en Lag 1 = 0,0798378					

La salida muestra los resultados del ajuste a un modelo de regresión lineal múltiple para describir la relación entre Distancia y 3 variables independientes. La ecuación del modelo ajustado es:

$$Dis\ tan\ cia = 1,99633 - 0,00372 \cdot E\ 309L - 16 + 0,00095 \cdot E\ 310 - 16 - 0,000745 \cdot E\ 316L - 16$$

Dado que el p-valor en la tabla ANOVA es inferior a 0,01; existe relación estadísticamente significativa entre las variables para un nivel de confianza del 99 %.

El estadístico R-cuadrado indica que el modelo explica un 94,8352 % de la variabilidad en Distancia. El estadístico R-cuadrado ajustado, que es más conveniente para comparar modelos con diferentes números de variables independientes, es 92,8984 %. El error estándar de la estimación muestra la desviación típica de los residuos que es 0,118838. Este valor puede usarse para construir los límites de predicción para las nuevas observaciones de dureza con los diferentes electrodos. El error absoluto medio (MAE) de 0,0762636 es el valor medio de los residuos. El estadístico Durbin-Watson (DW) examina los residuos para determinar si hay alguna correlación significativa basada en el orden en el que se han introducido los datos en el fichero. Dado que el p-valor es inferior a 0,05; hay indicio de una posible correlación serial.

Para decidir la simplificación del modelo, tenga en cuenta que el p-valor más alto en las variables independientes es 0,6724; perteneciendo al electrodo E 316 L - 16. Puesto que el p-valor es superior o igual a 0,10; se demuestra que los dos anteriores electrodos no reúnen los requisitos para realizar la soldadura entre la aleación hastelloy C 276 y el acero endurecibles PH 17 - 4.

3.7. Valoración económica

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 3.5 se muestran los costos por soldadura de la unión disímil.

Tabla 3.5. Cálculo del costo por soldadura

Unión disímil C 276-SAE PH	Materiales	Precio (USD/kg)	Freq/anual	Costo/general
	Plancha C 276	54,00		54,00
	Plancha PH 17 - 4	75,00		75,00
	Electrodo E 316 L - 16	115,62	0,03	0,025
	Electrodo E 309 L - 16	118,35	0,03	0,025
	Electrodo E 310 - 16	93,91	0,03	0,03
	Lijas	1,10	1	5,50
Mano de Obra	Hora/hombre	Freq/anual	Costo/unitario	Costo/general
Soldador "A"	1,7	2	6,38	12,76
Fresador "A"	1,15	2	4,03	8,06
Técnico Lab	1,16	1	1,16	1,16
Costo/total: 156,56				

El costo total del proceso de soldadura de la unión disímil es de USD 156,56. En el caso de los electrodos se consideró el precio que emite la marca CONARCO, quien suministra los materiales de aporte en cajas de 20 kg. El horario considerado para la valoración económica fue el de la jornada normal.

3.8. Impacto ambiental

Los vapores que se desprenden durante el proceso de soldadura, 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 soldadura cuando se está depositando, está en estado de expansión por su alta temperatura. Durante la solidificación y subsecuente enfriamiento tiende a contraerse. Esta contracción es volumétrica o tridimensional y los esfuerzos que origina no pueden ser considerados como pequeños. La experiencia

indica que aún cuando estos esfuerzos no causen roturas pueden causar un fallo, que ocurrirá con una pequeña deformación cuando sea aplicada la carga. Para evitar esta condición desfavorable, se aplica un tratamiento térmico para relevado de esfuerzos, específica para cada condición. Una rotura catastrófica del cordón de soldadura, implica retirar de servicio el elemento soldado y aumentar el patio de desecho.

El fabricante de electrodos debe suministrar la llamada Hoja de Datos de Seguridad del Material (MSDS) en cada paquete de metal de aporte, en la cual se muestra la composición del recubrimiento del electrodo, los fundentes o el fundente del alambre tubular y puede también incluir la composición de las partículas producidas por la fusión del electrodo en el arco. La Sociedad Americana de Soldadura (AWS) ha desarrollado un método estandarizado para la medición y determinación de las partículas producidas por los diferentes procesos de soldadura. Este método se encuentra explicado en el documento de la AWS llamado “Método de muestreo de partículas generadas por la soldadura y procesos relacionados a ella.” Mediante el uso de esta técnica pueden hacerse mediciones para determinar la contaminación.

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

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

3.9. Conclusiones del capítulo 3

- Se determinó a través del diagrama de Schaeffler la composición química resultante de los diferentes cordones de soldadura, donde se tuvo en cuenta el $[Cr]$ y $[Ni]$ de la aleación C 276, de la aleación PH 17 - 4 y de los diferentes electrodos empleados.
- Quedó establecido el comportamiento microestructural de las diferentes zonas obtenidas con los diferentes electrodos en la unión disímil de la aleación C 276 y de la aleación PH 17 - 4, luego de aplicado el ciclo térmico de soldadura.
- Las microestructuras obtenidas en la zona fundida (ZF), la zona afectada por el calor y en la interface de la unión soldada caracterizan las mismas por el incremento de dureza luego de realizados la medición de los perfiles en cada una de ellas.

CONCLUSIONES GENERALES

- ❖ Durante la soldadura del acero inoxidable martensítico 17 - 4 PH y la súper aleación C - 276, con los electrodos E 310-16, E 309 L-16 y el E 316 L-16, luego del ciclo térmico de soldadura, se obtienen micro estructuras austenítica con austenita de morfología tipo dendrítico o listoncillo, así como la presencia de martensita y la ferrita δ , pero del tipo dendrítica.
- ❖ Al establecer la composición química resultante por el diagrama de Schaeffler, para los electrodos E 310-16, E 309 L-16 y el E 316 L-16, se establece que con los dos primeros la solidificación es del tipo austenita-ferrita (AF), no favorable para el cordón de soldadura, con tendencia al agrietamiento por encima de 1 250 °C y formación de fase inter metálica sigma entre 500 y 900 °C y para el electrodo E 316 L-16, solidificación ferrita-austenita, favorable en la unión soldada.
- ❖ En los perfiles de dureza determinados con los diferentes electrodos y en las diferentes zonas y con una dureza inicial de 270 HV para la aleación 17 - 4 PH, se incrementa hasta 700 HV con el electrodo E 310-16, hasta 625 HV con el E 309 L-16 y hasta 479 HV con el E 316 L-16 y en la aleación C - 276 con dureza de 217 HV, con el primer electrodo es de 600 HV, con el segundo de 551 HV y con el tercero de 479 HV, todas ellas reportadas en la zona fundida del cordón.
- ❖ En la valoración económica donde por concepto de mano de obra, materiales directos e indirectos, máquinas y equipos se incurre en un gasto de 156,56 CUP.

RECOMENDACIONES

- ❖ Emplear el software imágenes, el cual permita realizar la distribución del porcentaje de micro constituyentes presentes en cada una de las zonas soldada con los diferentes electrodos empleados.
- ❖ Aplicar, luego del proceso de soldadura con los electrodos, el E 310-16 y el E 309 L-16, un tratamiento térmico post soldadura para atenuar la formación de fases sigma y precipitación de carburos.

Referencias bibliográficas

REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

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

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

29. Fernández, I.; Belzunce, F. Wear and oxidation behavior of high-chromium white cast irons. *Materials Characterization* 59 (6): 669-674, 2008.
30. Feschenkov, V, Majmutov, R. El torneado. Editorial Mir. Moscú. Pág 152-163. 1989.
31. Fontalvo, G.; Mitterer, C. The effect of oxide forming alloying elements on the high temperature wear of hot work steel, *Wear* 258, p.1491-1499, 2005.
32. Fosca, C., Introducción a la metalurgia de la soldadura, Lima PUCP, cuarta edición, 2003.
33. García, Y.; Burgos, J.; Obtención de campos de temperaturas en juntas soldadas mediante el empleo de MEF. *Revista de la Facultad de Ingeniería. Universidad Central de Venezuela. Editorial Papiro, Venezuela, 18 (2), 2003. Disponible en: <http://www.revelo.com.ve/programa/indice/>> acceso: julio2005.*
34. García Y.; Burgos, J. Obtención de los campos de temperaturas en juntas soldadas mediante el empleo de MEF. JIFI 2002, Simposio de la red Iberoamericana de Aceros Tradicionales y Aceros Estructurales, Avanzados. 1er, Caracas, Venezuela. 2002.
35. Goldak, J.; Moashi, G. Numerical Aspect of modelling weld. Moashigu, Carleton University. ASM Handbook, Vol. 6 Welding, Brazing and Soldering.1999.
36. Gómez, O. Soldadura de Metales. Universidad Industrial de Santander, 1993.
37. Guliar, A. Metalografía, Tomo 1 y 2. Editorial. Mir Moscú. 1978.
38. Hernández, A.; Shmatko, O. Influencia de las proporciones relativas de molibdeno y wolframio en la cinética de la oxidación de las aleaciones del tipo Ni-15Cr-5Fe-Mo-W. *Anuario Científico de la Universidad de Cienfuegos, 2002. Sección Ciencias Técnicas.*
39. Hernández, A.; Castellanos, L. Diseño de una aleación termoresistente. *Suplemento de la Revista Latinoamericana de Metalurgia y Materiales, S1 (2): 685-693, 2009.*
40. Henderson, M.; Arrell, D.; Heobel, M.; Larsson, R.; Marchant, G. Nickel-based superalloys welding practices for industrial gas turbines applications. *Science and technology of welding and joining. 9 (1): 13-21, 2004.*
41. Hsiao, C.; Chiou, C.; Yang, J. *Mat. Chem. Phy. 74 (2002) 134.142.*

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

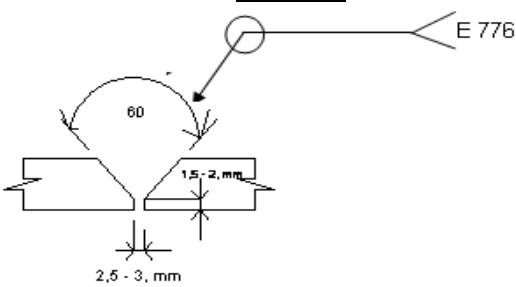
56. Masubuchi, K. Análisis de estructuras soldadas. Pergamon Press, Elmsford, N. Y. 1980.
57. Meriño, G. Conformación, soldadura y endurecimiento de metales con explosivos. Reporte de aplicación. Cenic. La Habana. 1977.
58. Merric, S.; Kotecki, D.; Wu, J. Surfacing. In: American Welding Society. Welding Handbook – 1998.
59. Meyer, H. Grietas Laminares en Construcciones Soldadas. II Conf. On Significance of Defected in Welds, Welding Inst. London. 1968.
60. Mikliaev, P. Anisotropía en las propiedades mecánicas de los metales. Ediciones Metalurgia. Moscú. 1986.
61. Moro, L. The electronic structure and bonding of hydrogen near a FCC Fe stacking fault”, J. Physics D (Appl. Phys.), 33, 292-298 2000.
62. Muñoz, A. Tensiones residuales generadas en la zac y su influencia en la tenacidad a la fractura en los aceros HSLA, bajo un proceso de soldeo por arco sumergido. Tesis doctoral. Colombia. Cádiz. 2009.
63. Niebles, E. Desarrollo de un modelo y de una base de conocimientos para el diseño de producto soldados, Tesis de maestría, Universidad del Norte Barranquilla, Colombia, 2007.
64. Park, Y.; Maroef; I.; Landau, A. y Olson, D. Retained Austenite as a Hydrogen Trap in Steel Welds, Welding Journal, February, 27s - 35s. 2002.
65. Prager, M.; Shira, C. Welding of precipitation hardening nickel base alloys. Weld. Res. Counc. Bull. N° 128. 1968.
66. Quintana, P. Influencia del nitrógeno, presente en el gas de protección, sobre la soldabilidad de un acero inoxidable austenítico mediante el proceso GTAW, Lima, Tesis de Licenciatura en Ingeniería Mecánica, Pontificia Universidad Católica del Perú, 2004.
67. Quintero, M.; Cerpa, S.; Mejias, G.; León, J.; Quintero, A., Soldadura de un acero inoxidable dúplex 2205 por el proceso de soldadura GTAW. Revista Latinoamericana de Metalurgia y Materiales. 56 (4): 1-3, 2006.
68. Ramírez, G. introducción a la técnica de ensayo no destructivos, Ed. Instituto Nacional de técnicas aeroespaciales, Madrid, 1980.

69. Rodríguez, H. Metalurgia de la Soldadura. Edi. Pueblo y Educ 1983. 613 p.
70. Rowe, M. Ranking the resistance of wrought superalloys to strain age cracking. Weld. J. 86 (2): 27s-34s, 2006.
71. Rowe, R.; Jeffeus, L. Manual de Soldadura GMAW (MIG – MAG). Paraninfo Ediciones. España. 2008.
72. Samal, P.; Nandivada, N, Hauer I. Properties of 17-4 PH stainless steel produced via press and sinter route. Proceedings of PM 2008 World Congress, Washington DC, June 9, 2008.
73. Sieurin, H.; Sandström, R. Austenite reformation in heat affected zone of dúplex stainless steel 2205. Materials Science & Engineering. A 418, Suecia. 2006, pp 250-256.
74. Shing-Hoa, W.; Po-Kay, C.; Jer-Ren, Y.; Jason, F. Gamma phase transformation in pulsed GTAW weld metal of duplex stainless steel, Materials Science and Engineering A4 (20): 26-33, 2006.
75. Starr, T.; Garnet, T.; Usher, J.; Scherzer, C. DMSL mechanical properties: tensile and fatigue properties of GPI. Proceedings of EDS North America. [Accessed on May 17, 2010]. [Available from T. L. Starr, University of Louisville and Louisville, KY, USA].
76. Stout, R.; Doty, W. Weldability of Steels. Welding Research Council, 1971.
77. Thompson, E. Hot cracking studies of alloy 718 weld heat affected zone. Weld. J. 48 (2): 70s-79s, 1969.
78. Vázquez, J. Elementos de control de desgaste. Universidad Central de Venezuela. 1994.
79. Wang, J.; Zou, H.; Li C, Peng YH, Qiu S, Shen B. The microstructure evolution of type 17-4 PH stainless steel during long-term aging at 350 °C. Nuclear Engineering Design 236 (253): 1-6, 2006.
80. Warren, A.; Guo, Y.; Weaver, M. The influence of machine induced residual stress and phase transformation on the measurement of subsurface mechanical behavior using nanoindentation; Surface and Coating Technology, 2005, A. in press Welding and brazing of nickel alloys. Nickel, cobalt and their alloys. ASM International. Materials Park Ohio 243-272, 2000.

81. Wu, J.; Redman, J. Hardfacing with Cobalt and Nickel Alloys, *Welding Journal*, September 1994, pp. 63-68.
82. Wu, W. The relationship between alloying elements and retained austenite in martensitic stainless steel welds, *Scripta Materialia*, 42, p.1071-1076, 2000.
83. Xu Xiaolei, Wang Liang, Yu Zhiwei, Hei Zukun: A comparative study on microstructure of the plasma-nitrided layers on austenitic stainless steel and pure Fe; *Surface and Coatings Technology*; 192 (43): 220-224, 2005.
84. 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.
85. Zuñiga, R. *Tecnología de la soldadura eléctrica por fusión*. Edit Pueblo y Educación. 350 pp. 1987.



ANEXO 1

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



Características eléctricas:									
Corriente: <u>Alterna</u> Polaridad: <u>CCPN</u> Voltaje (Rango) <u>48</u> (Volts)									
Amperaje: <u>170</u> (Amp:) _____ (Amp:) _____									
Técnica:					Valoración económica:				
Dimensiones de la boquilla: _____					Valor inicial: \$ <u>90 000,00</u>				
Método de ranurado posterior de la raíz: <u>X</u>					Precio de recup.: \$ _____				
Mov. del electrodo: Recto <u> </u> Oscilatorio <u>X</u>					Gasto de material: kg. <u>5,90</u>				
Distancia boquilla superficie de trabajo: _____					Gasto de mano de obra: hrs. <u>21,98</u>				
Pases sencillos o múltiples (por lados): _____					Otros gastos: <u>1,13</u>				
Electrodos: Sencillos <u>X</u> Múltiples <u> </u>					Peso de pieza: kg. _____				
Velocidad de ejecución (Rango): h /m.					Costo de recuperación: \$ <u>3 567,48</u>				
Martillado: <u>No</u>					Ahorro: \$ <u>86 432,52</u>				
Otros: _____									

No. Cordón	Proc	Metal de aporte		Corriente		Voltaje		Vel de ejec (mm/s)	Otros
		Clase	Diám	AC/CD	AMP	Mín	Max		
1	SMAW	E 776	3,2 mm	AC	170	22	25	12,7	

Técnica de reparación o mantenimiento preventivo

1. Tipo de limpieza inicial y entre pases:

Cepillo _____ solventes _____ abrasivos _____ Calor _____ otros _____

2. Preparación:

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

3. Factores del paro de trabajo

- Desgaste por:

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

- Rotura por:

_____ Accidente _____ Fatiga X Choque _____ Sobrecarga _____ Temperatura

4. Otros

_____ Defectos de fundición _____ Defectos por maquinado



5. Técnicas de Aplicación

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