



**FACULTAD DE METALURGIA Y ELECTROMECAÁNICA
MAESTRÍA DE ELECTROMECAÁNICA**

**INFLUENCIA DE LA TEMPERATURA EN LA SOLDADURA
MULTIPASADAS EN PLANCHAS DE ACERO AISI 1025 CON ELECTRODOS
REVESTIDOS**

Tesis en opción al título de Máster en Electromecánica

Autor: Ing. Redumil Hernández Romero

MOA, 2019



**FACULTAD DE METALURGIA Y ELECTROMECAÁNICA
MAESTRÍA DE ELECTROMECAÁNICA**

**INFLUENCIA DE LA TEMPERATURA EN LA SOLDADURA
MULTIPASADAS EN PLANCHAS DE ACERO AISI 1025 CON ELECTRODOS
REVESTIDOS**

Tesis en opción al título de Máster en Electromecánica

Autor: Ing. Redumil Hernández Romero

Tutores: Prof. Tit. Isnel Rodríguez González, Dr. C.

Prof. Tit. Tomás Hernaldo Fernández Columbié, Dr. C.

MOA, 2019

Declaración de autoridad:

Yo: Redumil Hernández Romero

Autor de esta tesis de maestría, certifico su propiedad intelectual a favor de la Universidad de Moa “Dr. Antonio Núñez Jiménez”, la cual podrá hacer uso de la misma con la finalidad que estime conveniente.

Redumil Hernández Romero

Dr. C. Isnel Rodríguez González

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. Isnel Rodríguez González y 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: Norma Romero Osorio

A mi padastro: Pablo Frómeta Méndez

A mis amigos, especialmente a Orlando Vega Áreas

A mis profesores

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

RESUMEN

En el trabajo se analiza el comportamiento microestructural y la dureza, así como el comportamiento de las tensiones en el acero AISI 1025 soldado con diferentes tipos de electrodos, el E 6010 y el E 7018 de diámetros de 2,4 milímetros por proceso de soldadura SMAW. Se soldaron muestras, caracterizando el comportamiento microestructural en la zona fundida, la zona de influencia térmica y la interfase del cordón para el depósito con ambos electrodos. Al determinar la dureza del depósito con el electrodo E 6010, fue de 35,2 HV y con el electrodo E 7018 de 31,5 HV, asociado a la soldadura multipasadas. Se determinó que las tensiones de soldadura son de 6,36 MPa en el primer cordón y que luego disminuyen hasta 3,53 MPa en el depósito de la tercera pasada, por efecto del recocido. Por último, se analiza la valoración económica y el impacto medioambiental.

ABSTRACT

At work examines him the behavior microstructural and hardness, as well as the behavior of the tensions in steel AISI 1025 welded with different kinds of electrodes, the E 6010 and the E 7018 of diameters of 2.4 millimeters for process of solder SMAW. Signs welded, characterizing the behavior microstructural at the fused zone, the thermic influence zone and the interphase of the cord for the deposit with both electrodes. When determining the hardness of the deposit with the electrode E 6010, you went from 35.2 HV and with the electrode E 7018 of 31.5 HV, associate to the solder multi-last. It was determined that the tensions of solder come from 6.36 MPa in the first cord that next they diminish to 3.53 MPa at the deposit of the third passage for effect, of the overcooked and. Finally, the cost-reducing assessment and the environmental impact are examined.

TABLA DE CONTENIDOS

RESUMEN	Pág
INTRODUCCIÓN.	1
CAPÍTULO 1. MARCO TEÓRICO. ANTECEDENTES INVESTIGATIVOS	
1.1. Introducción	5
1.2. Generalidades sobre la soldadura de los aceros	5
1.3. Defectos en las uniones soldadas	7
1.3.1. Fatiga en uniones soldadas	10
1.3.2. Agrietamiento en uniones soldadas	11
1.3.3. Modelos predictivos de grietas en uniones soldadas	14
1.4. Capacidad de endurecimiento y enfriamiento durante la soldadura	16
1.4.1. Transformaciones en la fase sólida durante el calentamiento	17
1.5. Consideraciones sobre la fuente de calor en la soldadura	23
1.6. Conclusiones del capítulo	26
2. MATERIALES Y MÉTODOS	
2.1. Introducción	28
2.2. Características del tanque de descarga	28
2.3. Composición química del acero AISI 1025	29
2.4. Procedimiento experimental	30
2.4.1. Materiales de aporte para la soldadura	30
2.4.2. Cálculo del carbono equivalente	32
2.5. Regímenes del ciclo térmico de soldadura	34
2.5.1. Determinación de la intensidad de corriente de la soldadura	35
2.5.2. Tensión del arco eléctrico	35
2.5.3. Velocidad de soldadura	35
2.5.4. Energía lineal del proceso de soldadura	36
2.5.5. Cálculos numéricos para la soldadura por arco de tungsteno y gas	36
2.5.6. Velocidad de enfriamiento del cordón	37
2.6. Determinación de la isoterma	37
2.7. Cálculo de costo del proceso de soldadura	39
2.8. Máquina y equipos empleados en la experimentación	40
2.8.1. Preparación metalográfica de la probeta	40
2.8.2. Desbaste y pulido	41
2.8.3. Limpieza y lavado de las superficies de las muestras	41

2.8.4. Ensayo de microscopía óptica	42
2.8.5. Ensayo de dureza	43
2.9. Diseño de experimentos	43
2.9.1. Simulación por el método de los elementos finitos	45
2.9.2. Mallado del modelo	45
2.9.3. Condiciones de frontera	46
2.10. Conclusiones del capítulo 2	47
3. ANÁLISIS DE LOS RESULTADOS	
3.1. Introducción	48
3.2. Composición química del metal base y de la zona fundida	48
3.3. Determinación de la velocidad de alimentación y de soldadura	49
3.4. Susceptibilidad al agrietamiento del acero AISI 1025	52
3.5. Comportamiento de los regímenes del ciclo térmico de soldadura	53
3.5.1. Análisis de los cálculos numéricos de la soldadura	55
3.6. Análisis de la isoterma en la soldadura	57
3.7. Comportamiento de los cálculos de costo de la soldadura	61
3.8. Caracterización microestructural de la zona fundida (ZF)	62
3.8.1. Comportamiento microestructural para la zona afectada por el calor (ZAC)	64
3.8.2. Comportamiento microestructural de la ZF con electrodo E 7018	65
3.8.3. Comportamiento microestructural de la ZAC con electrodo E 7018	66
3.8.4. Análisis microestructural de la interface del cordón	67
3.9. Análisis de la dureza longitudinal	68
3.10. Análisis estadístico	70
3.10.1. Análisis de regresión múltiple	71
3.11. Simulación por el Método de los Elementos Finitos	72
3.12. Valoración económica	75
3.13. Valoración del impacto medio ambiental	76
3.13.1. Humos producto de la soldadura	77
3.14. Conclusiones del capítulo 3	77
CONCLUSIONES GENERALES	
RECOMENDACIONES	
REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS	
ANEXOS	

INTRODUCCIÓN

En los procesos de producción de objetos mediante construcciones soldadas en la industria, la aplicación o ejecución de los procesos de soldadura están sujetos y se desarrollan de acuerdo con códigos, especificaciones y normas que regulan el proyecto y fabricación de las construcciones soldadas. Estos códigos y especificaciones se han elaborado basado en años de experiencia de industrias específicas, o la acumulada durante la fabricación de determinados productos, por ello sufren cambios y se actualizan continuamente a la par de los cambios tecnológicos y las demandas para los productos cubiertos por estos.

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

La soldadura implica la aplicación de calor altamente localizado en metales que responden a la ley física de expansión y contracción, capaces de afectar su estructura en condiciones de movimiento restringido, de esta manera, se puede afirmar que durante el calentamiento que la soldadura impone a una pequeña parte de las piezas, el aumento de volumen resulta impedido por el calentamiento desigual del metal base y por el grado de embridamiento que tenga, por lo que el crecimiento de volumen libre será función directa del gradiente de temperatura y del coeficiente de dilatación del material calentado (Bhatti *et al.*, 2015).

En el proceso de soldadura ocurren diferentes fenómenos físicos como consecuencia del campo de temperatura, campo de esfuerzos y deformaciones y campo de estado microestructural. Los esfuerzos residuales tienen un efecto muy significativo en la integridad de las estructuras, componentes y piezas metálicas, debido a que disminuyen la resistencia a la fatiga y resistencia mecánica de los materiales. En ocasiones los cordones de soldadura son mecanizados por condiciones de diseño induciendo mayores esfuerzos residuales al material (Fernández-Columbié *et al.*, 2017).

La fabricación de piezas nuevas con superficies recubiertas, generalmente conduce a construcción de componentes bimetálicos, implicando diferencia entre las características del metal que se aporta en la superficie y el metal del resto del cuerpo.

En las estructuras de aceros dúctiles con unión por soldadura a tope correcta, tiene resistencia a la fatiga de aproximadamente dos terceras partes de una placa sin soldadura. Los concentradores de tensión sobre la superficie, son el origen más frecuente de las grietas que se desarrollan por fatiga. Así como también la carencia de penetración o las grietas, bien en el metal soldado o en la zona afectada por el calor.

Existen diversos tipos de defectos en las uniones soldadas, producto a factores como la intensidad de corriente, el medio y factores humanos que afectan la calidad del depósito soldado. Los defectos tipo grieta de solidificación en soldadura, pueden influenciar significativamente de manera local el campo de tensiones en la región de la soldadura, cuando el componente soldado es sometido a carga cíclica (Fuentes-Guilarte *et al.*, 2016).

Situación problemática de la investigación:

El flash tank (tanque de descarga) es utilizado en la industria metalúrgica fundamentalmente en planta de Lixiviación, con función de recibir la pulpa lixiviada procedente de los enfriadores para eliminarle presión. En esta etapa del proceso, las presiones que influyen afectan la conducción del mineral lixiviado, con contenido entre 40 y 45 % de sólido, esto ha provocado averías causadas por el agrietamiento en las uniones soldadas, afectaciones en producción y al medio ambiente. El mismo está construido con material de acero de bajo contenido de carbono y un espesor de plancha de 19 mm. Este material es certificado por especificaciones de la norma ASME SA 516 Gr 70.

El **problema** de investigación es: los estudios realizados con efecto de la temperatura en soldadura multipasadas, el agrietamiento en la soldadura, variaciones en microestructuras, dureza y las tensiones, luego de ser aplicado el ciclo térmico, con electrodos E 6010 y E 7018 en acero al carbono AISI 1025, aún son insuficientes.

Hipótesis

La influencia de la temperatura de soldeo de multipasadas en el agrietamiento del acero al carbono AISI 1025, puede estar definido por el ciclo térmico de soldadura, donde intervienen aspectos como: intensidad de la corriente, velocidad de soldadura y energía lineal del proceso, caracterizado por su microestructura en la zona fundida (ZF) y zona afectada por el calor (ZAC) con empleo de electrodos básicos y rutílico.

Objeto de la investigación

Acero al carbono AISI 1025 soldado con electrodos revestidos.

Campo de acción: microestructura, dureza y tensiones impuestas por la influencia de la temperatura del ciclo térmico de soldadura multipasadas en el acero al carbono AISI 1025 con electrodos revestidos.

Objetivo

Determinar la influencia de la temperatura del ciclo térmico de soldadura multipasadas en el acero al carbono AISI 1025 soldado con electrodos revestidos, a través del comportamiento microestructural, dureza y tensiones.

Objetivos específicos

1. Definir las causas que provocan el agrietamiento en la soldadura multipasadas de las uniones soldadas en aceros de bajo contenido de carbono expuesto a temperaturas del ciclo térmico a través de su comportamiento microestructural y la dureza en las diferentes zonas del cordón soldado, determinado por el método de los elementos finitos.
2. Establecer los parámetros relacionado con el ciclo térmico de soldadura multipasadas que permitan la unión metalúrgica del acero al carbono AISI 1025 y las condiciones experimentales relacionado con el método de los elementos finitos.
3. Analizar los resultados obtenidos del comportamiento microestructural, dureza y tensiones, que se obtienen en la zona fundida y zona de afectada por el calor, así como las condiciones de agrietamiento que se puedan originar producto del ciclo térmico de soldadura multipasadas.

Tareas del trabajo

1. Establecimiento del estado del arte relacionado con el objeto de investigación.
2. Planificación y realización experimental.
3. Análisis de los resultados y obtención de las microestructuras, microdureza y distribución de temperaturas del proceso de soldadura impuesto por el ciclo térmico.
4. Fundamentación de las inestabilidades metalúrgicas y mecánica que surgen en la unión del acero AISI 1025 con la implementación del ciclo térmico de soldadura, producto al agrietamiento que puede originarse en la zona fundida y la zona afectada por el calor con electrodos revestidos.
5. Planteamiento de los efectos económicos, sociales y ambientales del proceso de soldadura.

Capítulo 1

Marco teórico. Antecedentes investigativos

1. MARCO TEÓRICO. ANTECEDENTES INVESTIGATIVOS

1.1. Introducción

La mayoría de los procesos de soldadura se llevan a cabo mediante la aplicación de calor a las piezas a unir. Este calor es, a menudo, de suficiente intensidad y cantidad como para producir la fusión de los materiales a unir. El calor aplicado a los materiales metálicos produce un cambio en su estructura metalográfica, cuando la temperatura alcanzada supera un determinado valor característico para cada metal o aleación. La modificación de la estructura conlleva a la variación de las propiedades del material.

El objetivo del capítulo es definir el comportamiento de los aceros al carbono sometido al proceso de soldadura con electrodos revestidos y la integralidad de las juntas soldadas mediante el método de los elementos finitos.

1.2. Generalidades sobre la soldadura de los aceros

La soldadura de revestimientos es usada en procesos de fabricación y recuperación de diversos componentes y equipos metálicos, empleados en los diferentes sectores industriales y agrícolas, con el objeto de proporcionar resistencia al desgaste en su superficie. Los serios problemas que presenta la industria con relación al desgaste sobre los equipos y componentes, causan un aumento significativo de los costos de mantenimiento y reposición, siendo en gran parte evitables por los beneficios que producen estos procesos de soldadura y aun al ser empleados, se hacen de una forma inadecuada al proceso o material aplicado (Askeland, 1998).

De acuerdo con González-Cabrera *et al.* (2017), el proceso de soldadura involucra necesariamente aporte de calor para unir dos partes entre sí. El aporte de calor es importante no sólo porque permite que se lleve a cabo la unión, sino porque afecta su microestructura y sus propiedades mecánicas. Además, provoca variaciones dimensionales y puede generar esfuerzos residuales que afecten la integridad estructural de los componentes soldados.

Según el mismo autor (González-Cabrera *et al.*, 2017), el ciclo térmico representa como varía la temperatura a lo largo de todo el tiempo de un punto cualesquiera del metal durante

la soldadura. Es decir, la historia térmica de un punto cualquiera del metal y por ello, tiene una influencia notable en la microestructura final de dicho metal y en sus propiedades mecánicas.

La soldadura se ha constituido en uno de los procesos de fabricación más utilizados para la unión de elementos estructurales. Con el desarrollo de las nuevas técnicas, la soldadura sustituyó al atornillado y al remachado en la construcción de muchas estructuras, como puentes, edificios y barcos. Es una técnica fundamental en las industrias: automotriz, aeroespacial, en la fabricación de maquinaria y en la de cualquier producto hecho con metales; sin embargo, la aplicación de soldadura produce transformaciones estructurales importantes en el metal debido a cambios en la composición y transformaciones de fase durante la solidificación y enfriamiento (I'yashchenko *et al.*, 2015), las mismas que deben ser bien entendidas para estar en posibilidad de diseñar y producir soldaduras confiables.

Durante el proceso (figura 1.1), la operación empieza en un extremo y viaja al lado opuesto.

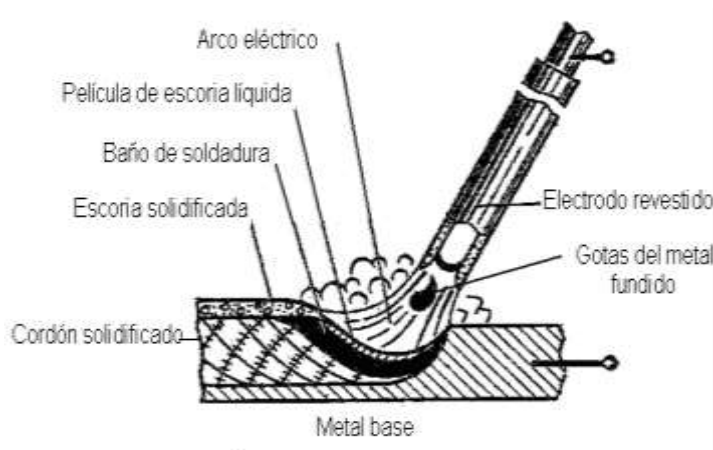


Figura 1.1. Esquema del proceso de soldeo SMAW. Fuente: Rodríguez (1987).

Plantean Easterling (1992); Kenchi y Jayadeva (2015), que según avanza el arco, 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.

Utria-Jiménez *et al.* (2016) considera que 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.

La clasificación AWS se realiza en etapas sucesivas y utiliza en cada una de ellas factores definitorios. Se clasifican los procesos según al tipo de interacción que se produce entre las partes del metal base y el metal de aportación, para dar lugar a la unión soldada. La soldadura por fusión, como proceso tecnológico, tiene semejanza con los procesos de fundición y tratamiento térmico (Fuentes-Guilarte *et al.*, 2016).

La semejanza con el proceso de fundición radica en que, en la soldadura se lleva el metal hasta el estado líquido (en la soldadura por fusión), para que luego se solidifique en un molde, constituido por los bordes de los metales base que se unen, los que además, en este caso, participan también en el proceso de fusión, con el de tratamiento térmico, debido a que las partes adyacentes a la zona fundida están sometidas a un proceso de calentamiento en estado sólido, que es variable de acuerdo con la distancia a que se encuentre el punto considerado al eje de la costura. Por tanto, se considera que la soldadura produce un tratamiento térmico variable en el metal base (González-Palma *et al.*, 2010).

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 (Changheui *et al.*, 2010).

1.3. Defectos en las uniones soldadas

Los defectos en uniones soldadas son del tipo porosidad, falta de penetración, falta de fusión, inclusión de escoria, socavación y desalineamiento (Maddox, 1994). El tamaño e intensidad de las imperfecciones depende del proceso de soldadura, la geometría, la facilidad de acceso y el cuidado ejercido en el proceso de soldar. Varias de estas imperfecciones en las soldaduras son descritas por García-Rodríguez (2005).

Estas imperfecciones, como se muestra en la figura 1.2, tienen diferentes características y en algunas situaciones son difíciles y costosas de detectar sin destruir la junta soldada. Se plantean defectos originados por el proceso que inducen la aparición de grietas de fatiga. Esto se atribuye al hecho de que, para una vida de fatiga dada, las imperfecciones incluidas pueden ser mejor toleradas que las imperfecciones de la superficie (Barsom, 1994).

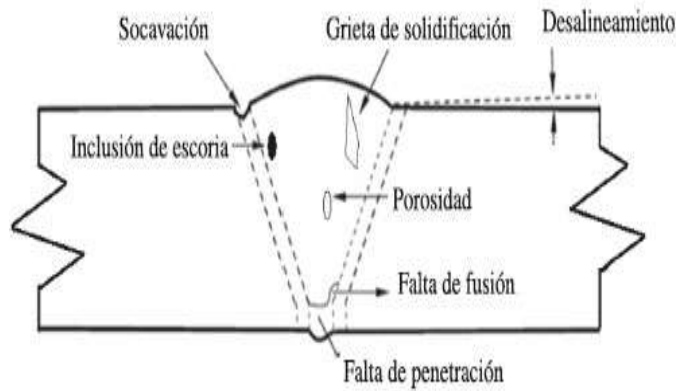


Figura 1.2. Imperfecciones de soldadura en juntas a tope. Fuente: Barsom (1994).

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

En la mayoría de los casos, los defectos en las soldaduras conducen a la aparición de concentradores de esfuerzos altos que aceleran el crecimiento de grietas por fatiga. En la investigación de Sanders y Lawrence (1977) se estudió el efecto de la falta de penetración (*lack of penetration*) (LOP) y falta de fusión (*lack of fusion*) (LOF) en el comportamiento a fatiga en una soldadura doble-V de extremo ranurado, obtenida mediante el proceso de soldadura por gas inerte (MIG). Ellos concluyeron que el defecto por falta de penetración (LOP) puede reducir seriamente la vida a fatiga de la unión soldada, tanto para soldaduras con refuerzo intacto como para aquellas con el refuerzo removido. También, determinaron que el defecto falta de fusión (LOF) es menos crítico que el defecto por falta de penetración (LOP).

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

La investigación de Singh *et al.* (2003), en torno al estudio de la vida a fatiga en uniones soldadas ha establecido que esta comprende dos fases, el inicio de grieta y la propagación de la grieta. En especímenes microestructuralmente uniformes, la fase de iniciación de grieta comprende una parte considerable de la vida total, pero, para estructuras soldadas, la presencia de imperfecciones como las inclusiones de escoria en pie de soldadura, socavaciones, esfuerzos residuales, falta de penetración, desalineamientos, reducen efectivamente la fase de iniciación (Berkovis y Di, 1998).

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

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

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

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

En la actualidad son ampliamente aceptados los criterios de diseño y explotación que contemplan soldaduras con imperfecciones; bajo estos criterios, las soldaduras sólo necesitan ser reparadas si su presencia es peligrosa para la integridad de la estructura

(González-Cabrera *et al.*, 2014). La integridad de las estructuras soldadas se estima con la vida a fatiga de la junta soldada conteniendo imperfecciones y comparándola con la vida requerida. Por lo tanto, muchas investigaciones hacen un esfuerzo por encontrar el efecto dañino de los defectos en la soldadura.

1.3.1. Fatiga en uniones soldadas

El problema de la predicción de vida por fatiga en estructuras soldadas continúa siendo un reto para la ingeniería, las razones son atribuidas a la complejidad del diseño de los miembros soldados y a la variedad de las cargas de servicio a las que estas estructuras se encuentran sometidas.

De acuerdo con Forrest (2000) y Tang *et al.* (2011), existe un número de factores que pueden contribuir a una reducción de la resistencia a la fatiga en una unión soldada, el más importante es la presencia de concentradores de esfuerzo en las discontinuidades geométricas de la superficie de la unión, pero además si el metal soldado se encuentra en estado de colada o parcialmente deformado, entonces puede ser inherentemente más débil que el material sin tratamiento, en particular si contiene defectos internos.

Puchi (1998), desarrolló un trabajo donde se verifica la gran influencia que presenta el radio de curvatura en uniones soldadas del acero inoxidable 316L, constatándose que al disminuir este incrementa el factor de concentrador de esfuerzo, el cual produce una reducción en el número de ciclos a falla. La resistencia estática de una unión soldada es a menudo tan grande como la del metal sin soldadura debido a que el refuerzo de la soldadura aumenta la sección. La resistencia a la fatiga, por otro lado, no puede aumentarse al incrementar el tamaño de la soldadura ni por la adición de bandas reforzantes, porque el fallo ocurrirá luego en la transición entre la unión y el metal base como consecuencia de la concentración de los esfuerzos introducidos.

La resistencia máxima a la fatiga se consigue reduciendo la discontinuidad en la unión. La rigidez mucho mayor de las uniones soldadas da lugar también, a una amortiguación estructural menor y esto puede conducir en algunas condiciones a fallo como consecuencia de las vibraciones resonantes. No obstante, existen ejemplos de que las grietas producidas por la fatiga ordinariamente, se extienden lentamente en las estructuras soldadas (Forrest, 2000). En la figura 1.3 se muestran algunos tipos de fractura en uniones soldadas.

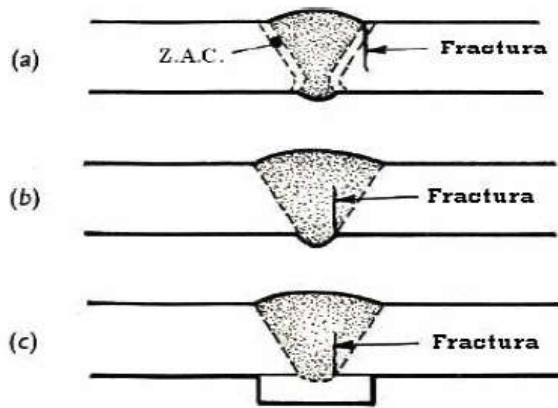


Figura 1.3. Modos típicos de fractura en soldadura a tope.

Fuente: Gurney (1968). ZAC: Zona Afectada por el Calor.

Para las estructuras de aceros dúctiles, una unión por soldadura a tope correcta, tiene una resistencia a la fatiga de aproximadamente las dos terceras partes de la de una placa sin soldadura. Los concentradores de tensión sobre la superficie, son el origen más frecuente de las grietas que se desarrollan por fatiga. Así como también la carencia de penetración o las grietas, bien en el metal soldado o en la zona afectada por el calor (Gurney, 1968).

Maíz y Cobos (2004) desarrollaron una investigación cuantitativa del efecto de los defectos de soldadura sobre la resistencia a la fatiga, llevando a cabo una serie de ensayos por flexión alternativa con diversas soldaduras a tope en un tubo de 150 milímetro de diámetro dentro de las cuales se introdujeron deliberadamente defectos. La carencia de penetración redujo el valor entre ± 1 y $\pm 1,5$ ton/pulg². Las grietas transversales reducían enormemente esta resistencia.

1.3.2. Agrietamiento en uniones soldadas

La tendencia al agrietamiento es un factor que determina grandemente la soldabilidad de los aceros al carbono y de baja aleación. Durante la soldadura se producen fundamentalmente dos tipos de agrietamiento: agrietamiento en frío y agrietamiento en caliente. Las grietas constituyen los defectos más peligrosos en las uniones soldadas y se pueden presentar defectos externos o internos.

Lancaster (1999); Hicks (1999); Almaguer-Zaldivar y Estrada-Cingualbres (2015) consideran que, por su morfología, constituyen por roturas frágiles de poca abertura y poco ramificadas que se producen en la Zona Afectada por el Calor (ZAC) o en el metal de la costura y se orientan transversal o paralelamente al eje de la misma. Las grietas en frío pueden ser externas o internas por su ubicación. La grieta en frío más frecuente se produce

en la zona afectada por el calor, en la zona de sobrecalentamiento o de grano grueso. Este tipo de agrietamiento en general es característico de la soldadura de los aceros de medio y alto carbono y algunos aceros de baja aleación. La fractura inducida por hidrógeno (FIH) es atribuible a tres factores principales: microestructura, hidrógeno y esfuerzo.

La tendencia al agrietamiento es un factor que determina grandemente la soldabilidad de los aceros al carbono y de baja aleación, durante la soldadura se producen fundamentalmente dos tipos de agrietamiento: agrietamiento en frío y agrietamiento en caliente. Las grietas constituyen los defectos más peligrosos en las uniones soldadas y se pueden presentar tanto como defectos externos o internos.

Algunos autores Satoh *et al.* (1975), Masubuchi (1980); Susuki *et al.* (1984); EL - Hebeary *et al.* (2004); plantean que el fenómeno del agrietamiento en frío se conoce como agrietamiento retardado o agrietamiento por hidrógeno. Constituye un agrietamiento que se produce generalmente a temperaturas inferiores a los 930 °C inmediatamente después de culminada la soldadura o luego de varias horas.

Diversos estudios se han realizado para explicar la propagación de grietas en uniones soldadas. Mammoli *et al.* (1995) en su investigación utilizaron el método de los elementos de contorno para investigar el efecto de los defectos en la propagación de una grieta en la interfaz entre dos materiales elásticos e isotrópicos. El estudio reveló que los defectos tienden a desviar las grietas al acercarse a la interface entre los materiales de su trayectoria original, si la distancia entre el defecto y la punta de grieta es pequeña con relación al tamaño del defecto. Se demostró también que los materiales con defectos interfaciales tienen una tendencia significativamente mayor a desviar las grietas, a lo largo de la interfaz, en comparación con los materiales que no presentan este tipo de defectos.

En la investigación de Balasubramanian y Guha (1999) se estudió la influencia del tamaño de la soldadura sobre la fatiga y las características del crecimiento de grietas para soldaduras por arco con núcleo de fundente (FCAW), empleando probetas de geometría cruciforme que poseen como defecto la falta de penetración. Los experimentos de propagación subcrítica de grieta se llevaron a cabo en una dirección vertical, con amplitud de carga constante. Las tasas de crecimiento de grieta se encontraron dependientes, principalmente de los cambios en la microestructura de la soldadura.

Kihl (1995) ha determinado el efecto que producen las cargas aleatorias en probetas con forma cruciforme, simulando estructuras de geometrías complicadas con presencia de

cuatro cordones de soldadura. Debido a la presencia de estos concentradores de esfuerzo y a los esfuerzos residuales en el talón de las soldaduras, las grietas por fatiga comienzan en el talón de la misma hacia el centro del espécimen, propagándose luego hacia los bordes filosos. El metal adyacente a la soldadura puede quedar afectado por el proceso de soldadura presentándose esfuerzos residuales.

En otros estudios, como el de Baohua *et al.* (2000), se analizó la estructura local y la distribución de dureza en la soldadura por puntos, se utilizó un modelo computacional compuesto por un metal base, una zona de afectación térmica y la capa adhesiva. En el estudio se tuvo en cuenta la falta de homogeneidad de las propiedades mecánicas en la soldadura. Como resultado se obtuvo que en el borde de la soldadura ocurriera la mayor concentración de esfuerzos.

Otros investigadores han direccionado sus estudios sobre soldaduras, al establecimiento de los mecanismos de falla y a la predicción del crecimiento de grietas. Lichun (2009) realizó un estudio de predicción de crecimiento de grieta por análisis no lineal de un sólido elastoplástico. En este trabajo se introdujo un radio variable de la zona plástica en el frente de grieta y se propuso el criterio de los esfuerzos principales máximos para la dirección de inicio de propagación de la grieta, debido a que coincide con la dirección perpendicular del esfuerzo máximo. La velocidad de propagación de la grieta por fatiga fue calculada como una función del rango del factor equivalente de intensidad de esfuerzos. El modelo de crecimiento de la grieta propuesto se compara con los resultados experimentales obtenidos, utilizando el criterio de esfuerzo principal máximo.

En la investigación realizada por Changheui *et al.* (2010) establecen la distribución de los esfuerzos residuales y la tasa de crecimiento de la grieta por fatiga de soldaduras en tubos de acero inoxidable, para la zona de fusión de soldadura, el análisis óptico mostró una microestructura celular dendrítica con islas de ferrita en una matriz austenítica. El análisis de esfuerzos residuales mostró un alto esfuerzo de tracción en la región del centro de la soldadura y esfuerzos de compresión en la zona afectada por el calor.

Los autores (Changheui *et al.*, 2010) en este mismo estudio, las propiedades de tensión y la tasa de crecimiento de fisuras por fatiga se midieron a lo largo y a través de la dirección del espesor de la soldadura. Los ensayos de tracción mostraron mayor resistencia en la zona de fusión de la soldadura y en la zona afectada por el calor en comparación con la del metal

base. Además, la tasa de crecimiento de las grietas hallado fue varias veces mayor en la región interna de la soldadura que en la región externa.

1.3.3. Modelos predictivos de grietas en uniones soldadas

De manera general, la mayoría de los eventos de fallas peligrosas en estructuras que soportan cargas están asociados con la fractura. La fractura ocurre cuando una carga externa excede la resistencia del material a la falla. La relación entre la carga y la resistencia de un material está fuertemente influenciada por la presencia de defectos, entre los cuales las imperfecciones del tipo grieta son las más perjudiciales. En lo que concierne a un programa de gestión de vida, se debe tener en cuenta que los factores clave correspondientes a la carga, resistencia del material, el tamaño del defecto y de las posiciones asumidas en las variaciones estadísticas en circunstancias reales, pueden ser cuantificados en un formato probabilístico (Wahab y Alam, 2003).

Según Kirkhope *et al.* (1999); Pakandam y Varvani (2010), la confiabilidad de los componentes de trabajo pesado en el área nuclear, petroquímica, aeronáutica, naval o de la industria, puede ser abordada con base a dos diferentes puntos de vista de ingeniería. En el primero, el punto de vista tradicional, el objetivo es garantizar una vida segura bajo las circunstancias operacionales prescritas. Este enfoque ha sido desarrollado para la predicción de una vida útil segura bajo daño progresivo acumulado inducido por fatiga, corrosión, termofluencia, irradiación, desgaste o envejecimiento natural.

Para este caso se aplican factores para determinar experimentalmente la resistencia a la falla en función de garantizar una vida de operación segura. La aplicación de este enfoque, ampliamente usado en la actualidad en la ingeniería convencional, implica el retiro o el reemplazo de los componentes o las estructuras, cuando el tiempo de vida seguro es alcanzado. El producto construido con fiabilidad está basado solamente en la inspección realizada durante la fabricación, para asegurar que tenga una calidad "libre de defectos" antes de su puesta en operación (Baik *et al.*, 2011 y Pyttel *et al.*, 2012).

Plantean Lawrence *et al.* (1978) y Ouisse y Cogan (2010) que en la práctica ingenieril actual lo anterior es difícil de garantizar, resaltándose el hecho de que muchas fallas catastróficas, especialmente en el campo aeroespacial, han resaltado la inconsistencia del procedimiento de tiempo de vida seguro.

En el estudio de Guirao *et al.* (2010) se presenta una simulación detallada, utilizando el método de los elementos finitos (MEF) para analizar soldaduras longitudinales por haz de

electrones. En la investigación de Hyde *et al.* (2004) se estudió el daño debido a la deformación por fluencia lenta (*creep*), en tuberías soldadas, sometidas a presión interior, utilizando el mismo método. Se incorpora el efecto de la degradación de los materiales con el tiempo debido a reparaciones y los esfuerzos residuales debido al ciclo térmico. El análisis se realizó, sometiendo el modelo a carga axial y variando la profundidad de la reparación. Se concluyó que el daño estructural se origina en los sectores que han sido reparados. Se reporta también que las grietas se presentan por debajo de la superficie de la tubería y evolucionan con el tiempo hasta la superficie.

Slecicka (2004) analizó el esfuerzo de fatiga de bajo ciclaje, para uniones soldadas en perfiles H e I con placa de refuerzo, en los que las soldaduras a tope y filete cooperan en la transmisión de la carga. El enfoque adoptado se basó en el modelamiento del estado de deformación en el pie de la soldadura. El comportamiento local de esfuerzo-deformación elastoplástica en la raíz de la muesca se evaluó empleando la regla de Neuber y se obtuvieron curvas de carga-vida mediante la ecuación basada en la fórmula de Langer.

Concluyeron que la anisotropía del material desarrollada durante el primer ciclo de deformación plástica en el área de la entalla conduce, luego de producirse la descarga, a la aparición de un ciclo de esfuerzos plásticos totalmente reversible. Lo anterior conduce a que el agrietamiento ocurra después de un pequeño número de ciclos de carga.

Tvergaard y Needleman (2004) realizaron un análisis tridimensional por elementos finitos de especímenes soldados sometidos a la prueba de impacto Charpy. Para el modelamiento de los especímenes se varió la orientación de la soldadura. Se concluye que la respuesta del material se rige por una ecuación constitutiva elasto-viscoplástica (plástico sólido poroso). Esta expresión toma en consideración la geometría de la soldadura, las propiedades mecánicas de la zona de afectación térmica y el metal base.

En el estudio de Rui-Jie y De-Guang (2009) se predice la vida a fatiga de bajo ciclo, para juntas soldadas por puntos, basándose en la distribución de microdureza y resistencia mecánica, en las diferentes zonas de la periferia de la soldadura a tope. El análisis se realizó utilizando el *software* ANSYS y se llevó a cabo para un solo punto. La relación entre la microdureza, el esfuerzo y las constantes cíclicas del material, de las diferentes zonas, en la periferia de la soldadura por puntos, se determinan conforme a la distribución de la dureza, así como los parámetros relacionados con la fatiga en el material base.

Con la utilización de los esfuerzos locales y los esfuerzos obtenidos del análisis de elementos finitos (Rui-Jie y De-Guang, 2009), predijeron la vida a la fatiga en la soldadura por puntos con la aplicación de la ecuación de Morrow Manson-Coffin y la de Smith-Watson-Topper. Los resultados de predicción de vida mostraron buena concordancia con los datos experimentales en régimen de fatiga de bajo ciclo.

1.4. Capacidad de endurecimiento y enfriamiento durante la soldadura

El empleo de calor en los aceros para incrementar la dureza y la metalurgia de la soldadura tiene mucho en común de acuerdo con lo planteado por Bedolla-Jacuinde (2003). El uso del calor para incrementar la dureza se logra por medio de un calentamiento, seguido por enfriamiento rápido del material dentro de la soldadura y en lugares adyacentes a ella es en el mismo orden. Si se logra un endurecimiento adecuado por medio del calor serán más precisos los cambios metalúrgicos que se efectúen durante la soldadura. La mayoría de los aceros tienen capacidad de endurecimiento, lo cual se define por la propiedad que determina la profundidad y la distribución de la dureza inducida por el templado. Esta propiedad puede medirse por la prueba Jominy.

Según Xiao *et al.* (2012) la microestructura del acero templado también puede estudiarse o relacionarse con la microestructura de las soldaduras. En general, el tamaño de grano y la microestructura, se relacionan directamente con la dureza y la resistencia. Para incrementar la capacidad de endurecimiento del acero se agregan elementos de aleación. El carbono es el más importante y efectivo, el manganeso sigue en importancia. El cromo y el molibdeno también incrementan la capacidad de endurecimiento.

Un acero se llama hipoeutectoide siempre y cuando su contenido de carbono sea por debajo del 0,77 %. La imagen microscópica de estos aceros muestra perlita y ferrita. Con mayor porcentaje de perlita a medida que aumenta el porcentaje de carbono, es decir, con más contenido de carbono la dureza y la ductilidad aumentan (Hussainova y Schade, 2008). El acero eutectoide, si el contenido de carbono es de 0,77 %. El aspecto microscópico muestra perlita en todo el corte. La ductilidad y la tensión de rotura mantienen una relación excelente. Este acero se puede templar muy bien (Callister, 1987).

Un acero se llama hipereutectoide, cuando su contenido de carbono sea mayor a un 0,77 %. La cementita se separa alrededor de los cristales individuales. Esta aleación es posible hasta un contenido máximo del 2,11 %. Aleaciones de hierro carbono solamente se llaman aceros, cuando su contenido de carbono sea no mayor al 2,11 % (Li *et al.*, 2005)

Al someter un acero hipoeutectoide al efecto calorífico, la perlita se transforma con una temperatura de 727 °C. También la ferrita se descompone lentamente, al ser enfriado rápidamente después de una temperatura por encima de 900 °C, en este caso, las fases no disponen del tiempo suficiente como para regresar a su forma original, se forma una estructura llamada martensita si se cumplen determinadas condiciones (Pitrun, 2004 y Seok-Kang (2008). Al calentar un acero de estructura austenítica hasta 1 150 °C aproximadamente, los cristales en tamaño crecen, los granos de la estructura, entonces serán mucho más grandes, que los granos del material anteriormente. Las propiedades así se empeoran. En este caso el acero se llama material recalentado (Ramírez *et al.*, 2006).

Independientemente de la cantidad de ensayos de soldabilidad conocidos, pero que principalmente se refieren a la recepción de los productos de acero, es fácil deducir que son pocos los datos precisos que se obtienen del dominio de la metalurgia de la soldadura. Esto se debe a la complejidad de los fenómenos y por ello, hasta el momento, sólo se tenían en cuenta dos aspectos para verificar la soldabilidad de los aceros estructurales: limitar el carbono equivalente y la dureza bajo el cordón (Pekka, 2003; Lippold y Kotecki, 2005).

1.4.1. Transformaciones en la fase sólida durante el calentamiento

Durante el proceso de soldadura existen transformaciones en fase sólida que sufre el material base y el material fundido por pasadas múltiples, durante el calentamiento debido al ciclo térmico del proceso de soldadura. Aunque muchas veces no se destaca, la fase de calentamiento, es tan importante como la del enfriamiento en la zona fundida, constituida por el cordón de soldadura, la región adyacente y el material base (Cisilino *et al.*, 2002).

El ciclo térmico de la soldadura establece en cada punto del material base un estado térmico estacionario, definido por la máxima temperatura alcanzada y la velocidad de enfriamiento. Al realizar un proceso de soldadura en aleaciones que han sido trabajadas en frío, el calentamiento del ciclo térmico conduce a una recristalización del material base, debido a que sufre un tratamiento térmico localizado. La importancia de estas transformaciones se debe al ciclo térmico y a la naturaleza de la aleación (Muruganath, 2002).

El efecto del calentamiento tiene influencias inmediatas durante el ciclo térmico del proceso de soldadura, generalmente aumenta el tamaño de grano de la zona afectada por el calor (ZAC) y también en la zona fundida.

Ha sido referido por Cisilino *et al.* (2002), que en la soldadura de aceros al carbono deformados por trabajo mecánico, la disminución de su dureza por efecto de la

recristalización, se observará principalmente en la región calentada, entre la temperatura de recristalización de la ferrita α y el punto de transformación alotrópica A_3 , la transformación $\alpha \rightarrow \gamma$ produce el efecto de un tratamiento térmico de normalizado, la disminución del tamaño de grano y un ligero endurecimiento.

En un proceso de soldadura, se producen transformaciones en estado sólido en la zona fundida y en la zona afectada por el calor. Frecuentemente estas transformaciones en un acero al carbono, tienen lugar durante el enfriamiento continuo que se producen en un intervalo de temperaturas y genera en cada enfriamiento estructuras en condiciones próximas al equilibrio. Sin embargo, las condiciones de los enfriamientos normales en un proceso de soldadura suelen estar alejadas de las de equilibrio (enfriamiento infinitamente lento), lo que afecta en las proporciones de los constituyentes del acero (ferrita y perlita) y a la naturaleza de fases metaestables (Mathew, 2001 y Seok-Kang (2008).

Si las condiciones de crecimiento no están dentro de la estabilidad planar, la morfología de la intercara cambia de planar a celular y dendrítica (Gaul *et al.*, 2011). En la figura 1.4 se muestra las condiciones que deben cumplirse para que tengan lugar los mencionados modos de solidificación. Se puede observar el modo de crecimiento celular, este caso conforma el tipo de frente inestable con menor grado de sobreenfriamiento constitucional y la estructura de solidificación está constituida por células. Estas células crecerán dentro del grano orientadas según la dirección de crecimiento fácil del cristal. Este modo de solidificación ocurre, cuando la extensión de la zona sobreenfriada, es considerablemente menor que el diámetro de grano.

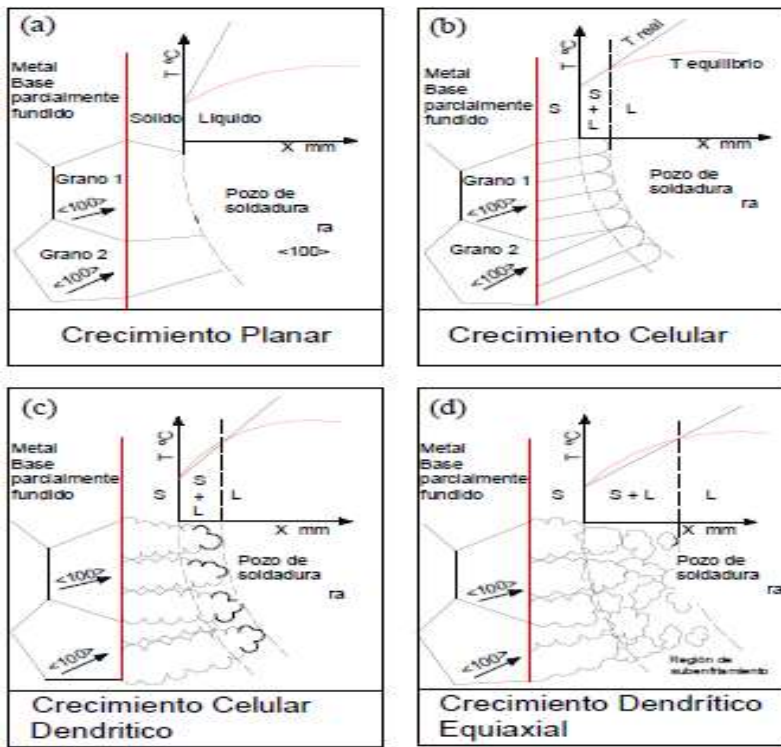


Figura 1.4. Modelo de solidificación vs cantidad de súper enfriamiento constitucional.

Fuente: David y Vitek (1989).

Como se puede observar ver en la figura 1.4 (a) para que una interface crezca con un modo de solidificación del tipo planar no debe existir sobreenfriamiento constitucional, por lo que cualquier inestabilidad que quiera crecer desde la interface al encontrarse que delante de la misma la temperatura del líquido es mayor que la de equilibrio se fundirá y retrocederá, de forma que el frente permanecerá plano. En estas condiciones el gradiente térmico en el líquido es mayor que el gradiente crítico G_c . Este tipo de gradientes de gran magnitud sólo se observan para una corta distancia desde la línea de fusión, donde se encuentra el máximo gradiente térmico y las menores velocidades de crecimiento, a su vez, también se pueden ver en materiales de extremadamente alta pureza (Peng-Hsiang y Tso-Liang, 2008).

En la figura 1.4 (b) se puede observar un esquema del modo de crecimiento celular. Este caso conforma el tipo de frente inestable con menor grado de sobreenfriamiento constitucional y la estructura de solidificación está constituida por células. Estas células crecerán dentro del grano orientadas según la dirección de crecimiento fácil del cristal. Este modo de solidificación se da cuando la extensión de la zona sobreenfriada x , es considerablemente menor que el diámetro de grano (Peng-Hsiang y Tso-Liang, 2008).

En la figura 1.4 (c) se puede observar un esquema del modo de crecimiento celular dendrítico. Este modo resulta, cuando la extensión de la zona sobreenfriada es lo

suficientemente grande como para soportar el crecimiento ramificado según otras direcciones de crecimiento fácil. El metal de soldadura tiene en general granos columnares cuyas subestructuras de solidificación son del tipo celular o celular-dendrítico o una mezcla de ambas.

En la figura 1.4 (d) se observa un grano con crecimiento equiaxial dendrítico. Para que tenga lugar este modo de solidificación se requieren sobreenfriamientos tan grandes que solo se pueden encontrar en los cráteres terminales o en soldaduras por fusión realizadas en aleaciones con altos niveles de solutos que disminuyen la temperatura de líquidus por lo que la nucleación espontánea es posible (Babu *et al.*, 2002).

Debido a la influencia de la velocidad de enfriamiento desde el estado austenítico del acero de composición conocida, se utilizan curvas de transformación en enfriamiento continuo (TEC), que expresen los productos de transformación obtenidos en enfriamientos realizados a diferentes velocidades, junto con los tiempos de inicio y fin de aquellas transformaciones (Menthe y Rie, 1999). Estos diagramas, son de gran utilidad a la hora de realizar tratamientos térmicos de aceros, pero tienen una aplicación restringida en los procesos de soldadura, debido a las altas temperaturas de austenización producidas y los tiempos cortos de permanencia a esas temperaturas (Ferraresi *et al.*, 2000).

El estudio de la zona de influencia térmica tiene un carácter esencial sobre todo en la soldadura de aceros sensibles al temple, donde producto de los ciclos térmicos impuestos a las uniones soldadas, se desarrollan estructuras de alta dureza y fragilidad, que ocasionan muchas veces agrietamiento en las mismas. Las modificaciones estructurales de la zona de influencia térmica en los aceros se deben a: modificaciones que afectan la estructura del grano y modificaciones en el estado físico químico del metal.

Los granos mejor orientados en relación a la dirección de extracción de calor tienden a crecer al frente de los demás granos, bloqueándolos e impidiendo su crecimiento. La naturaleza y la estabilidad de la interface sólido-líquido son principalmente determinadas por las condiciones térmicas y constitucionales (superenfriamiento constitucional) que existe en la vecindad inmediata de la interface (Savage, 1980). El otro factor determinante en el crecimiento de los granos de los aceros, es el tiempo de permanencia a una temperatura determinada, como se muestra en la figura 1.5.

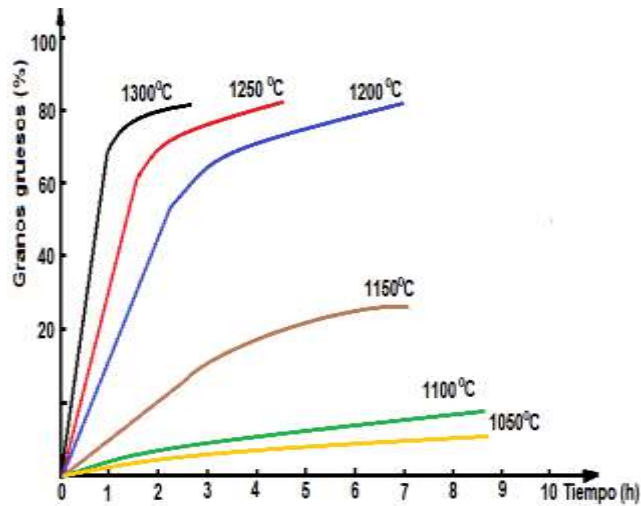


Figura 1.5. Influencia de la temperatura y el tiempo de permanencia en el crecimiento de los granos. Fuente: Calderón (2006).

Según la figura, se puede plantear que: a la temperatura de 1 200 °C, el crecimiento total de los granos se alcanza en 8 h, a medida que aumenta el tiempo de permanencia a una temperatura determinada, la cantidad y el tamaño del grano aumentan; para un mismo tiempo de permanencia, la cantidad y el tamaño del grano aumentan a medida que aumenta la temperatura a que está sometido el acero; a temperaturas inferiores de 1 200 °C no se alcanza que el 100 % de los granos aumenten de tamaño, independientemente del tiempo de permanencia.

En la zona de sobrecalentamiento (1 100 °C) se presenta debido a las altas temperaturas y a las altas velocidades de enfriamiento, una estructura de grano grueso con tendencia al temple. En la zona de recocido (900 °C) el metal tiene tendencia a una estructura normalizada con granos finos, pero sólo parcialmente, debido a que las velocidades de calentamiento son aún altas.

En la zona de primera transformación puede existir formación de cementita secundaria, precipitación de nitruros de hierro (Fe_4N). En la soldadura con arco eléctrico todas las zonas están agrupadas en una zona muy estrecha del material (4 o 5 cm). Las estructuras obtenidas son muy complejas, debido a la superposición de los tratamientos térmicos que provocan la deposición de varios cordones de soldadura.

En la región sobrecalentada de grano grueso, la ferrita proeutectoide se nuclea en las juntas del grano austenítico y forma también agujas dirigidas hacia el interior de los granos grandes existentes (estructura de Widmanstätten) (Mendez y Eagar, 2000). Estructuras

similares aparecerán también en el enfriamiento del material fundido si, su composición química coincide con la del acero base.

Las propiedades mecánicas de la ZAC según Plati (2003) y Mohamed (2003), varían con respecto al acero base y se notará un ligero aumento en la dureza, límite elástico y resistencia a la tracción, mientras que la estructura basta de la zona recalentada (estructura Widmanstätten) supone una disminución de la resiliencia y como consecuencia un aumento en la fragilización, que en algunos casos se recomienda un posterior tratamiento térmico (Bhadeshia, 2003) con la finalidad de regenerar el grano.

En los aceros con $\% C < 0,4$, la transformación de la martensita está gobernada por su templabilidad y en la soldadura: si la velocidad del proceso de soldadura es 457,2 mm/min (Iqbal, 2002) influirá directamente sobre la velocidad de enfriamiento con la formación de la martensita, tan dura que podría generar fragilidad (Clapp *et al.*, 1993). La influencia de los elementos de aleación se puede saber a través del carbono equivalente.

La martensita formada con contenidos altos en carbono, tiene mayor dureza y mayor tendencia a fisurarse en frío y es también un constituyente metaestable que se transforma en ferrita y cementita globular o bien en austenita si se alcanzan temperaturas más altas (Suzuki, 2007). La temperatura de formación de la martensita, también llamada punto de la martensita, desciende al aumentar los contenidos de los elementos carbono, manganeso, cromo, níquel, molibdeno y vanadio. De manera parecida actúa una temperatura de temple demasiado alta (Real *et al.*, 2002).

Este efecto solo puede disminuirse por la acción de los elementos cobalto y aluminio. Sin embargo, los datos obtenidos con estos gráficos, no son aplicables, cuando se realizan procesos de enfriamiento continuo, como es el caso del temple, recocido, normalizado, soldadura (Haidar, 1998 y Villafiorita, 2002).

La solidificación del pozo de fusión es caracterizada por un crecimiento competitivo entre los granos de forma similar a lo que ocurre en la región columnar de piezas fundidas. La estructura de solidificación de la ZF es determinada principalmente por el proceso de crecimiento competitivo entre los granos columnares e igual tienen una gran importancia en las propiedades finales de esta zona (David y Vitek, 1989). El crecimiento competitivo ocurre por la tendencia de los cristales a crecer preferencialmente, siguiendo ciertas direcciones cristalinas durante la solidificación.

1.5. Consideraciones sobre la fuente de calor en la soldadura

Para la simulación de los efectos del calor de la soldadura de estructuras reales, se utiliza un modelo simplificado de conductividad del calor para obtener resultados estructurales, respetando los requerimientos industriales. El input térmico por unidad de longitud de la soldadura sirve como dato de entrada para la simulación estructural y debe corregirse una cierta dispersión. Es uno de los parámetros más importantes en la modelización, por lo que hay que asegurar que los valores se correspondan con las condiciones reales.

En las construcciones metálicas obtenidas mediante la aplicación de soldadura, está presente la posibilidad en mayor o menor grado de la pérdida de la forma geométrica de la estructura, la no coincidencia de bordes, desplazamientos apreciables, debido al calentamiento no uniforme que se manifiesta durante la realización de la junta en el cordón y zonas próximas al mismo (Maxunawa, 1992). Al emplear una fuente de calor móvil fuertemente concentrada, como puede ser un arco eléctrico, ocurren procesos físico-químicos, estructurales y deformaciones térmicas de diversa índole, que producen tensiones residuales, particularmente en el cordón y en la Zona Afectada Térmicamente (ZAT) (Christensen, 1965). En la figura 1.6 se muestra las variaciones del baño fundido con el incremento de la intensidad a velocidad constante.

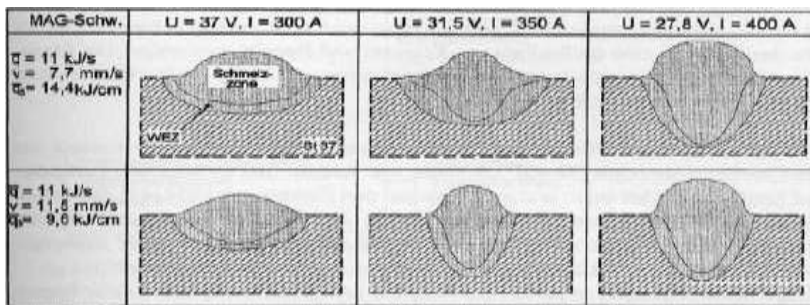


Figura 1.6. Variación de baño fundido, incrementando intensidad a velocidad constante.

Fuente: Carslaw (1967).

El método clásico de resolver un problema de transmisión de calor (Carslaw, 1967) es aplicar las ecuaciones diferenciales generales a una porción infinitesimal del cuerpo con sus correspondientes condiciones de contorno y proceder a su integración, que dará como resultado la obtención de la función de distribución de temperaturas. Este proceso de resolución de la ecuación diferencial, puede hacerse de forma analítica o numérica. En ambos casos se parte de la concepción clásica de resolución del problema, que es el planteamiento de las ecuaciones básicas a una porción elemental del sólido y su posterior integración.

Según Arora *et al.* (2011), la penetración es el parámetro geométrico más importante en la modelización para la distorsión angular, especialmente, cuando la pieza está pobremente embreadada. La transferencia de calor del equipo de soldadura a la estructura se realiza mediante un modelo cuyos componentes son:

- ✚ El rendimiento de la transferencia de calor según el proceso,
- ✚ Un modelo matemático para esa transferencia de calor,
- ✚ La conductividad en la zona fundida.

En la figura 1.7 se muestra el esquema del modelo típico del proceso de soldadura.

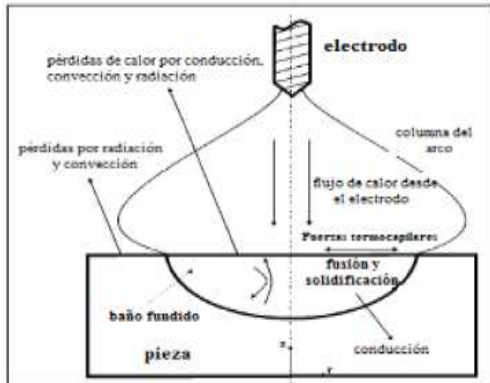


Figura 1.7. Modelo de un proceso de soldadura. Fuente: Gómez (2003).

Los parámetros del modelo tienen que calibrarse de manera que, el input térmico por unidad de longitud de la soldadura y la penetración, concuerde con las condiciones reales dentro de una desviación. Es necesario un tratamiento específico para determinar el número de parámetros que deben ser introducidos en el modelo de elementos finitos, para una modelización del movimiento de la fuente de calor. Esta operación se denomina ajuste de la fuente. Los autores García y Burgos (2005), plantean que se dispone de modelos de fuentes, donde, para la simulación de procesos de soldadura, con aporte de material, se aconseja un volumen de fuente de temperatura definido por el doble elipsoide de Goldak.

Este modelo de fuente de calor (figura 1.8) constituye uno de los más universalmente empleados en la simulación de soldadura. Combina dos fuentes, de manera que la mitad delantera está constituida por el cuadrante de una fuente elipsoidal y la mitad trasera por el cuadrante de otra. Dicho modelo matemático permite realizar el cálculo de la densidad de calor, o densidad de potencia térmica, que actúa en cada punto de interés que se encuentre dentro de la fuente, en un sistema de coordenadas cartesiano.

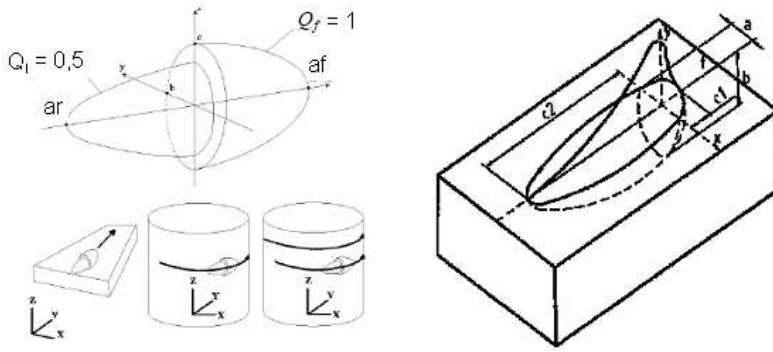


Figura 1.8. Modelo de fuente de calor doble elipsoide. Fuente: Gómez (2003).

Para la determinación del modelo propuesto, el mismo se rige por las ecuaciones siguientes:

$$Q(x, y, z) = Q_f \exp\left(-\left(\frac{x^2}{a_f^2} + \frac{y^2}{b^2} + \frac{z^2}{c^2}\right)\right) \quad (1.1)$$

$$Q(x, y, z) = Q_r \exp\left(-\left(\frac{x^2}{a_r^2} + \frac{y^2}{b^2} + \frac{z^2}{c^2}\right)\right) \quad (1.2)$$

La distribución de calor en este modelo se describe mediante cinco parámetros. Uno es la eficiencia del arco; η y cuatro que son parámetros dimensionales, a , b , c_1 y c_2 . Debido a la equivalencia entre las dimensiones de este modelo de fuente y la del baño de soldadura, los valores apropiados para a , b , c_1 y c_2 , se obtienen en función de la geometría de la zona fundida de la soldadura, medidos directamente en la pieza o a través de la macrografía, donde, a es el semiancho de la zona fundida, b la penetración y c_1 , c_2 son el largo delantero y trasero del baño.

En estudio realizado por Heinze *et al.* (2011) consideran que es recomendable calibrar el modelo de doble elipsoide, que finalmente se empleará en las simulaciones, variando los parámetros η , a , b , c_1 y c_2 hasta ajustar las dimensiones de la zona fundida y las curvas de ciclo térmico, calculadas por el modelo, respecto a las determinadas experimentalmente.

La concentración del calor también está definida por los parámetros de la fuente de calor:

- ✚ Una concentración mayor de energía implica una reducción de los parámetros a , b , c_1 y c_2 , y un incremento de Q_r y Q_f , manteniendo constante la proporción de transferencia de calor total.
- ✚ Cuanto mayor sea la concentración de calor, mayor es el pico y el gradiente de temperatura en la zona fundida.
- ✚ La evolución de la temperatura en la ZAC depende fuertemente de los gradientes térmicos en la zona fundida.

- ✚ La evolución del campo de temperatura tiene una influencia decisiva en las tensiones residuales y deformaciones.

En las literaturas consultadas se aborda el agrietamiento como un defecto, debido a que reducen la resistencia mecánica, así como la vida de servicio, actúa como elevadores de esfuerzos, disminuyendo la resistencia mecánica del ensamble soldado y causando falla prematura por fatiga. No se pudo contactar trabajos precedentes relacionados con el fenómeno el agrietamiento en el acero AISI 1025 sometido a proceso de soldadura con electrodos E 6010 y E 7018 en recipiente cilíndrico, se encontró referencia de este procedimiento en estudio realizado por Reyes-Carcasés *et al.* (2018).

1.6. Conclusiones del capítulo

- ✚ La soldadura por fusión y electrodos revestidos es un proceso donde se logra la coalescencia en el metal base debido al aporte de calor que se introduce a través de la fuente, siendo la misma empleada en diferentes sectores industriales.
- ✚ Los defectos en las soldaduras conducen a la aparición de concentradores de altos esfuerzos que aceleran el crecimiento de grietas por fatiga, siendo este el más perjudicial, el cual provoca la salida del elemento soldado o la estructura.
- ✚ Los efectos del calor de la soldadura introducidos por el ciclo térmico, que provoca transformaciones microestructurales en las zonas de la unión soldada, por los calentamientos y enfriamientos no uniformes, pueden ser obtenidos o modelados a través del método de los elementos finitos.

Capítulo 2: Materiales y métodos

2. MATERIALES Y MÉTODOS

2.1. Introducción

La obtención o fabricación de materiales para soldadura es un proceso fisicoquímico complejo. En la formación de las propiedades del material influyen diversos factores y parámetros tales como: composición química, concentraciones, temperatura, velocidad de enfriamiento. El estudio de la metalurgia del metal de soldadura generalmente se restringe a la zona totalmente fundida, sin distinguir entre las regiones mezcladas y no mezcladas y excluyendo a la zona parcialmente fundida.

En el capítulo se plantea como objetivo establecer el procedimiento de soldadura para la realización de la unión soldada del acero AISI 1025 con electrodos E 6010 y E 7018.

2.2. Características del tanque de descarga

El equipo tiene la función de disminuir la presión existente en la pulpa de sulfuros procedente de la autoclave (AC) y con ello garantizar que se desprenda el H₂S (Sulfuro de Hidrógeno Gaseoso), así como el vapor de agua disueltos en el licor, facilitando de esta manera la correcta sedimentación del sulfuro en los tanques.

La línea de salida del AC por donde circula el sulfuro es de 204 mm de diámetro interior. Después de la válvula automática de control de nivel de la autoclave, se reduce a 50 mm hasta la entrada al despresurizador, donde al aumentar la velocidad y disminuir la presión se logra que se desprenda el H₂S gaseoso que se encuentra disuelto en el licor. La composición del H₂S una vez despresurizado es de 95 % y un 5 % de inerte. Este tanque posee recubrimiento de goma de 4,7 mm y ladrillos antiácidos. La tabla 2.1 muestra las características más notables.

Tabla 2.1. Características del tanque de descarga

Tipo	Tanque vertical
Ø interior	2 134 mm
Altura	2 740 mm
Temperatura	98 – 99 °C
Presión de trabajo	0, 002 MPa (250 mm de H ₂ O)
Estrangulador de titanio	Ø 50 mm y largo de 610 mm
Volumen	12 577,79 litros
Material	AISI 1025

La rápida despresurización del tanque hace que se desprenda gran cantidad de H₂S de la pulpa diluida de sulfuros. Esta pulpa sale por el fondo de este equipo y es trasladada por gravedad hasta el tanque de sello (TK-4).

El flujo de la corriente de gas, conjuntamente con gran parte de vapor de agua a una temperatura de 99 °C, entra por el fondo del deshumidificador (TO-1) o enfriador de gases por contacto directo, donde es obligado a pasar a contracorriente a través de una cama de empaquetaduras con anillos de cerámica y sometido a una lluvia intensa de agua de proceso desde la parte superior y central de este equipo proporcionada mediante un distribuidor. El H₂S en este equipo alcanza una temperatura desde 43 hasta 46 °C y el agua desde 85 hasta 96 °C a la salida. El agua fluye al tanque de residuos, donde se une también con el licor de desechos que sale del proceso productivo.

Asociado a los gases, vapores, sólidos presentes en el tanque durante el proceso productivo ocurre el fenómeno de agrietamiento en la zona afectada por el calor. El agrietamiento inducido por H₂S juega un papel importante en la empresa “Comandante Pedro Sotto Alba”, proveniente de la reacción de corrosión interna en un tubo que conduce pulpa de sulfuros. Puede ocurrir en tubos de acero de cualquier nivel de resistencia bajo la presencia de H₂S y es comúnmente asociado con inclusiones no metálicas. Tiene su origen en la reacción de corrosión entre el acero del tubo y el fluido. Una grieta que desarrolla en el metal base puede propagar a través de la ZAC y en el metal depositado, sin atravesar ésta última región completamente, que deflexiona su trayectoria hacia la superficie al momento de presentarse la fractura.

2.3. Composición química del acero AISI 1025

La composición química del acero AISI 1025 se muestra en la tabla 2.2, según la Sociedad Americana de Metal (*American Society for Metals*), muestra la designación adoptada por la AISI y SAE, las cuales, a su vez, coinciden con el Sistema de Numeración Unificada (*Unified Numbering System – UNS*), de la Sociedad Americana de Pruebas de Metales (*American Society for Testing Materials – ASTM* y la SAE).

Tabla 2.2. Composición química del acero AISI 1025, % en masa

C	Mn	P	S	Si	Fe
0,22-0,28	0,30-0,60	0,040	0,050	0,30 máx	Resto

Al someter un acero hipoeutectoide al efecto del calor, la perlita se transforma con una temperatura de 727 °C. También la ferrita se descompone lentamente. Al enfriarse rápidamente el acero, después de una temperatura por encima de los 900 °C, las fases no disponen del tiempo suficiente como para regresar a su forma original. Se forma una estructura llamada martensita si se cumplen determinadas condiciones.

El análisis químico del material base y de la zona fundida, se realizó con el empleo de un espectrómetro de masa cuántico, ESPECTROLAB 230, con electrodo de carbón bajo arco sumergido en atmósfera de argón, ubicado en el laboratorio del taller de fundición de la empresa Mecánica del Níquel “Comandante Gustavo Machín Hoed de Beche”, Moa

2.4. Procedimiento experimental

Para la soldadura de las muestras se desarrolló un procedimiento experimental como se muestra en la figura 2.1 (ANSI/AWS B4.0-98, 1993) los cuales permitirán dar cumplimiento al desarrollo del trabajo. Se seleccionó el material base del cuerpo del tanque, se prepararon muestras para la soldadura con dimensiones 150 x 100 x 10 mm.

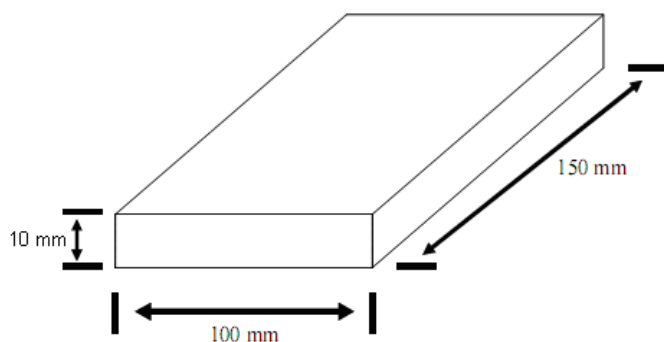


Figura 2.1. Dimensiones de las planchas para material base. Fuente: ANSI/AWS B4.0-98

Se acondicionó una mesa de trabajo para la soldadura de forma que funcionara como soporte de la pieza de trabajo, con el objetivo de obtener parámetros similares de deposición en cada una de las probetas.

2.4.1. Materiales de aporte para la soldadura

Los materiales de aporte empleados para la soldadura y su empleo aparecen en la tabla 2.2. Se clasifican según la norma AWS/ASME: A5.1 – 91.

Tabla 2.2. Materiales de aporte empleados para los depósitos

Junta	1	2
Pase de raíz (PR)	E - 6010	E - 7018
Pase en caliente (PC)	E - 7018	E - 7018
Pase de relleno (PRE)	E - 7018	E - 7018
Pase de acabado (PA)	E - 7018	E - 7018

Se realizó el depósito de los cordones de soldadura con los materiales de aporte los electrodos E 6010 y E 7018 de 2,4 milímetros de diámetro. Se ejecutó la primera pasada con el E 6010, que sirviera de depósito de colchón, luego con el electrodo E 7018 como revestimiento.

En la tabla 2.3 se muestran los parámetros de soldadura tenidos en cuenta para establecer el comportamiento de las velocidades de alimentación (V_a) de ambos electrodos.

Tabla 2.3. Parámetros para determinar las velocidades de alimentación

Electrodos	d (mm)	No cordones	Tensión (V)	Intensidad (Amp)	t_s (s)	l_i (mm)	l_{fe} (mm)
E 6010	2,4	1	20	65	9	305	50
E 6010	2,4	2	21	65	10	305	60
E 7018	2,4	3	22	65	10	305	60

Leyenda: d – diámetro del electrodo, t_s – tiempo de fusión del cordón de soldadura, l_i – longitud inicial del electrodo, l_{fe} – longitud total fundida del electrodo.

En la tabla 2.4 se muestra el procedimiento establecido para la determinación de las velocidades de soldadura en los depósitos de cordones en las planchas.

Tabla 2.4. Parámetros para determinar las velocidades de soldadura con ambos electrodos

Electrodos	d (mm)	No cordones	Tensión (V)	Intensidad (Amp)	t_s (s)	l_c (mm)
E 6010	2,4	1	20	65	9	50
E 6010	2,4	2	21	65	10	50
E 7018	2,4	3	22	65	10	50

Leyenda: l_c – longitud del cordón de soldadura.

Durante el proceso de soldadura manual por arco eléctrico, los parámetros seleccionados definen la calidad de la unión soldada. La corriente de soldadura es proporcional a la velocidad de alimentación del alambre, para un diámetro, una composición y una longitud libre del electrodo.

La selección de los materiales de aporte se realizó según la norma AWS A 5.1. El electrodo E 6010 presenta un revestimiento celulósico de alta penetración para la soldadura de aceros suaves y baja aleación, especialmente recomendado para soldar en todas posiciones, incluye la vertical descendente en pasos múltiples o sencillos como en línea de tubería de baja y alta presión, calderas y pailería en general.

Es recomendable para soldaduras temporales en montaje por su rápida solidificación y altas propiedades mecánicas. Utiliza corriente directa con polaridad invertida. Alta eficiencia de aporte por su contenido de polvo de hierro. Dentro de sus aplicaciones, es un electrodo para propósitos generales. Fabricación de tanques y calderas. Tendido de líneas de tuberías. Construcción y reparación naval y fabricación de recipientes a presión (AWS A 5.1).

El electrodo E 7018 se recomienda para la soldadura de los aceros de bajo y medio

carbono hasta 0,45 %, aceros al carbono - manganeso, aceros de baja aleación con resistencia a la tracción hasta 70 000 Psi (490 MPa), aceros con alto contenido de azufre y fósforo considerados difíciles de soldar. Soldadura de aceros fundidos, aceros de grano fino. Las aplicaciones incluyen plantas de potencia, plantas petroquímicas, montajes de estructuras de acero, equipos de minería, soldadura en ambientes de baja temperatura donde las propiedades de impacto sean importantes, construcción de vagones de trenes, rieles, equipos pesados, construcciones navales, erección de plataformas costa afuera, construcción de calderas, tanques, gasoductos y oleoductos. En el anexo 1 se muestra el procedimiento del proceso de soldadura (AWS A 5.1).

2.4.2. Cálculo del carbono equivalente

El espesor combinado se define como la suma de los espesores que concurren en la junta soldada. El carbono equivalente es la forma de normalizar la composición química de un acero en un solo número, para indicar cómo influye en su templabilidad, según López-Martínez *et al.* (2013) se determina como:

$$C_{eq} = C\% + \frac{Mn\%}{6} + \frac{(Cr\% + Mo\% + V\%)}{5} + \frac{Ni\% + Cu\%}{15} \quad (2.1)$$

Donde:

C_{eq} -	carbono equivalente; %
C -	carbono
Mn -	manganeso
Cr -	cromo
Mo -	molibdeno
V -	vanadio
Ni -	níquel
Cu -	cobre

La composición química del acero determina su templabilidad, donde el contenido de carbono es el que más afecta esta propiedad, otros elementos químicos ejercen también influencia, como el manganeso, el cromo, el vanadio, aunque en menor escala. La influencia de los elementos químicos que componen el acero sobre la templabilidad se acostumbra cuantificar a partir de un parámetro conocido como carbono equivalente, que reduce teóricamente el efecto que, sobre esta propiedad tienen los elementos químicos del acero, a un efecto equivalente, pero donde el único elemento de aleación además del hierro

fuera el carbono.

Otro método para determinar el efecto del agrietamiento es el diagrama de Graville (figura 2.2), el cual resulta una herramienta útil para evaluar la necesidad de precalentamiento o tratamiento térmico post soldadura, basada en conceptos de composición química (no considera espesor), en el mismo se grafica la relación entre Carbono y el C_{eq} del metal base y considera tres zonas.

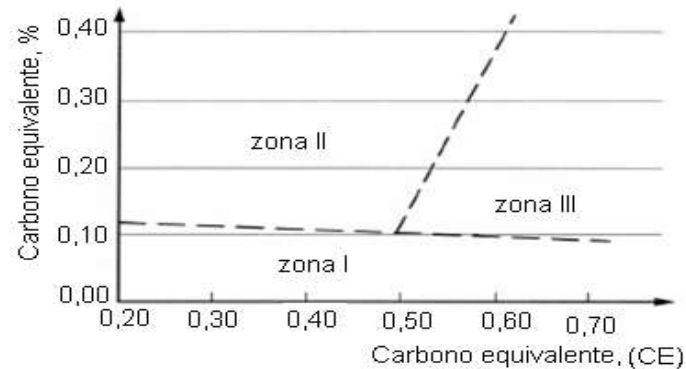


Figura 2.2. Diagrama de Graville.

Zona I. La fisuración es improbable, pero puede ocurrir con alto hidrógeno o alto nivel de restricción. Usar el método de control del hidrógeno para determinar el precalentamiento de los aceros de esa zona.

Zona II. El método de control de dureza y la dureza seleccionada deberán ser utilizadas para determinar el mínimo calor aportado para soldaduras de filete de pasada única sin precalentamiento. Si el nivel de calor aportado no resulta práctico, usar el método de control de hidrógeno para determinar el precalentamiento. En aceros con alto carbono, puede requerirse un mínimo calor aportado para el control de dureza y un precalentamiento para el control del hidrógeno en soldaduras de filete como de bisel.

Zona III. Deberá usarse el método de control del hidrógeno. Donde el calor aportado deberá ser restringido para preservar las propiedades mecánicas de la ZAC (por ejemplo, en algunos aceros templados y revenidos) deberá usarse el método de control del hidrógeno para determinación del precalentamiento.

Para evaluar si los aceros al carbono y aceros de baja aleación son propensos al agrietamiento en caliente se determina el factor HSC (Hot Stress Cracking).

$$HSC = \frac{C \left(S + P + \frac{Si}{25} + \frac{Ni}{100} \right) \cdot 10^3}{3Mn + Cr + Mo + V} \quad (2.2)$$

Si $HSC < 4$; el acero no es propenso al agrietamiento en caliente (para espesores menores o iguales a 20 mm).

Si $HSC < 1,6$; el acero no es propenso al agrietamiento en caliente (para espesores mayores de 20 mm).

Los elementos que ensanchan el intervalo entre las líneas de líquido y de sólido elevan la sensibilidad a las grietas en caliente. El carbono ejerce influencia desfavorable, ya que ensancha el intervalo de cristalización y, por lo tanto, facilita la formación de grietas en caliente. El fenómeno ocurre en la unión soldada, durante el enfriamiento del sólido a una temperatura alrededor de 850 °C (Hebeary *et al.*, 2004).

2.5. Regímenes del ciclo térmico de soldadura

El régimen de soldadura depende de diversos factores: tipo de material base, tipo de alambre, fundente, tipo de unión. Este proceso ocurre en tiempos muy cortos y con una variación de temperaturas extremas que van desde la fusión hasta aquellas que no afectan la estructura del metal base. La velocidad del arco a lo largo de la pieza de trabajo es mucho mayor que la velocidad de difusividad térmica. En otras palabras, el flujo de calor en la dirección del trabajo es pequeño comparado con el de la dirección perpendicular de avance.

Los parámetros más aceptados para la soldadura del acero AISI 1025 y empleado en la fabricación del tanque por el proceso de soldadura manual por arco eléctrico (SMAW) se muestra en la tabla 2.5.

Tabla 2.5. Parámetros para el proceso de soldadura

Longitud del arco (mm)	3
Temperatura de fusión (°C)	1 539
Temperatura de ignición (°C)	34
Rendimiento (%)	0,75
Conductividad térmica (W/mK)	54

Entre los principales parámetros está el electrodo, esto determina la intensidad de soldeo. Si se emplea una intensidad baja para un diámetro de electrodo dado, se ocasionará inestabilidad del arco. Si, por el contrario, se usa una intensidad excesiva puede originar erosión y fusión de la punta del electrodo, así como inclusiones en el metal soldado. Con corriente directa los electrodos tienen su máxima capacidad de conducción de corriente. Con corriente inversa solo se puede garantizar un 10 % de la cantidad que podría conducir en las condiciones anteriores. En el caso de corriente alterna se puede obtener un 50 % de la

capacidad máxima de conducción de corriente.

2.5.1. Determinación de la intensidad de corriente de la soldadura

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

$$I_s = 2,5d_e^2 + 35,5d_e - 18 \quad (2.3)$$

Donde:

I_s - intensidad de corriente de soldadura; A

d_e - diámetro del electrodo; mm

2.5.2. Tensión del arco eléctrico

Las funciones principales de la tensión es estabilizar el arco y proporcionar un cordón liso, sin salpicados; además, es dependiente del gas usado para la soldadura. 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) se determina como:

$$U_a = 0,05 \cdot I_s + 10 \quad (2.4)$$

Donde:

U_a - tensión del arco; V

2.5.3. Velocidad de soldadura

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

$$V_s = \frac{\alpha_d \cdot I_s}{F \cdot \rho} \quad (2.5)$$

V_s - velocidad de soldadura; mm/s

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

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

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

2.5.4. Energía lineal del proceso de soldadura

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

$$E_L = 60 \cdot \eta \frac{U_a \cdot I_s}{v_s} \quad (2.6)$$

Siendo E_L , la energía lineal en J/cm y η la eficiencia de la fuente de calor; %

La eficiencia (η) del proceso de soldadura SMAW oscila entre 0,6 a 0,8 (Cary, 1998). A los efectos de los cálculos realizados, se asumió una eficiencia de 0,75.

2.5.5. Cálculos numéricos para la soldadura por arco

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

$$L_l = \frac{Q}{2\pi\lambda(T_s - T_0)} \quad (2.7)$$

Donde:

L_l - longitud del charco de soldadura; mm

Q - energía entrante; W

λ - conductividad térmica; W/mm K

T_s - temperatura de fusión; °C

T_0 - temperatura inicial; °C

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

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

$$Q = q \cdot l \quad (2.8)$$

Donde:

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

l - longitud a soldar; m

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

$$q = \frac{I_s \cdot U_a}{V_s} \cdot \eta \quad (2.9)$$

2.5.6. Velocidad de enfriamiento del cordón

El método más usual es, determinar la velocidad de enfriamiento sobre la línea central de soldadura en un instante, en el cuál el metal pasa a través de una temperatura de interés T_c . Si esta temperatura es inferior a la de fusión, la velocidad de enfriamiento en la soldadura y en la zona afectada por calor inmediata es sustancialmente independiente de la posición. Weman (2003) propone determinar la velocidad de enfriamiento del cordón a partir del parámetro adimensional “espesor relativo de la placa” el cual permite considerar si se considera un flujo en dos o tres dimensiones y tipo de placa, su expresión matemática es:

$$\tau = d \sqrt{\frac{\rho C_e (T_c - T_0)}{q}} \quad (2.10)$$

Donde:

τ - parámetro adimensional de espesor relativo de la placa

d - espesor de la placa: mm

ρ - densidad del material; g/cm³

C_e - calor específico; J/m °C

T_c - temperatura de fusión; °C

T_0 - temperatura inicial; °C

La velocidad de enfriamiento para una placa fina está dada (Weman, 2003) por:

$$R = \frac{2\pi\lambda(T_c - T_0)^2}{q} \quad (2.11)$$

El tiempo de enfriamiento del cordón se determina por la ecuación 2.12 (Weman (2003).

$$t = \eta \frac{I_s^{(1,24+0,0005T_e-0,005v_s)} \cdot U_a^{0,59}}{108 \cdot v_s^{(0,78-0,0005T_c)}} \quad (2.12)$$

2.6. Determinación de las isotermas

Teniendo en cuenta que se tiene una sección transversal pequeña y sus dimensiones resultan ser mucha menos que las dimensiones del cuerpo que se calienta, se puede considerar una fuente lineal ya que el calor de la fuente se distribuye por una línea.

Primeramente: se calcula la distribución de temperaturas a lo largo del eje de la costura y a cierta distancia de ella.

Segundo: se construyen las curvas de distribución de temperatura en un gráfico donde las

coordenadas sean T (°C) y X (m) para los puntos calculados.

El cálculo de la potencia térmica efectiva que se introduce al material base por la fuente sin considerar las pérdidas se determina de acuerdo a Zúñiga *et al.* (2005) como:

$$Q_{ef} = 0,24 \cdot I_s \cdot U_a \cdot \eta \quad (2.13)$$

Donde:

Q_{ef} - potencia térmica efectiva del arco; J/s

Una alta conductividad térmica de la columna de plasma constreñirá el arco, disminuyendo su tamaño, mientras que una baja conductividad térmica lo expandirá, transmitiendo igual cantidad de calor, por lo que, el coeficiente de conductividad de temperatura se determina según Zúñiga *et al.* (2005) como:

$$a = \left(\frac{\lambda}{C \cdot \rho} \right) \quad (2.14)$$

Donde:

a - conductividad de temperatura; m²/s

Para determinar la temperatura en los distintos puntos de las isothermas se tiene en cuenta que, cuando se comienza a soldar existe un proceso térmico inestable, en el cual la cantidad de calor procedente de la fuente de calor (proceso de soldadura) es mayor que la cantidad de calor que se evacua mediante la conductividad térmica. Por ello el área que ocupan las isothermas de determinadas temperaturas aumenta. La construcción de las isothermas está basada en el empleo de magnitudes inmensurables, para cuerpos semifinitos y de acuerdo con Zúñiga *et al.* (2005) se determina como:

$$T = \left(\frac{Q_{ef}}{2 \cdot \lambda \cdot R} \right) \quad (2.15)$$

Donde:

T - temperatura; °C

R - distancia desde el punto de aplicación del calor hasta el punto donde se está calculando la temperatura.

Para obtener el gráfico de la temperatura, se toma 10 o más valores en la rama de enfriamiento (semieje negativo) y no menos de 5 en la rama de calentamiento (semieje positivo) y se procede a calcular la misma de la forma siguiente:

$$T = \left(\frac{Q_{ef}}{2 \cdot \lambda \cdot R} \right) \cdot e^{\frac{-Vs}{2a}(x+R)} \quad (2.16)$$

$$R = \sqrt{X^2 + Y^2}$$

2.7. Cálculo de costo del proceso de soldadura

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 es el tiempo en que el soldador está depositando metal 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:

$$t_o = \frac{\rho(F)L}{kH \cdot I_s} \quad (2.17)$$

Donde:

t_o - tiempo principal de soldadura; min

ρ - densidad del metal fundido; kg/dm³

L - longitud a soldar; mm

kH - coeficiente de depósito; ($kH \approx 8,9 - 9,5$) o $\approx 10 \% I_s$

La cantidad de electrodos necesarios para realizar la unión se determina según Fernández-Columbié *et al.* (2017) como:

$$C_E = \frac{F \cdot L_c \cdot \rho}{10^6} \cdot 1,2 \quad (2.18)$$

Donde:

C_E - cantidad de electrodos; kg

F - área de la sección transversal del cordón; mm²

10^6 - factor de conversión

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

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

$$C_{t_{kgmetaldepositado}} = \frac{M}{E_{ef}} + \frac{C_{mo}}{V_s \cdot B} + \frac{C_g \cdot Q}{V_d} + \frac{C_{ee} \cdot U \cdot I}{1000 \cdot V_s} + \frac{A}{V_s \cdot B} + F \cdot R \quad (2.19)$$

Donde:

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

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

C_{mo} - costo de la MO directa; \$/h

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

C_{ee} - costo de la energía eléctrica; \$/kWh

E_{ef} - rendimiento del material o eficiencia del proceso; %

B - factor de marcha u operatividad; %

2.8. Máquina y equipos empleados en la experimentación

La máquina soldadora es del tipo transformador, produce corriente alterna. La potencia es tomada directamente de una línea de fuerza eléctrica y transformada en una tensión para soldar. El tamaño de la máquina soldadora por utilizar, depende de la clase y cantidad de soldadura por hacer. La regulación de los parámetros se realizó modificando la velocidad de soldadura, actuando para ello sobre la corriente y la tensión de arco. El equipo cuenta con dos *displays* digitales, que indican instantáneamente los valores medidos. Se soldó con corriente directa electrodo positivo y con intensidades de corriente de 105 y 160 A a 220 V.

2.8.1. Preparación metalográfica de la probeta

El examen microscópico proporciona información sobre la constitución del metal o aleación, pudiéndose determinar características tales como forma, tamaño y distribución de grano, inclusiones y microestructura metalográfica en general. La microestructura puede reflejar la historia completa del tratamiento mecánico que ha sufrido el metal. Las operaciones se resumen en el siguiente orden:

- Corte, desbaste, pulido, desengrasado, lavado y ataque químico.

Las muestras para la observación metalográfica con longitud de 15 x 15 se prepararon en una fresadora del tipo 6 H 82 Γ (ASTM E 3 - 95). El corte se realizó con una fresa de disco de acero rápido marca P6M5, de diámetro 80 mm y con 12 dientes. Las probetas se elaboraron con abundante refrigeración, con el objetivo de lograr una superficie con la menor cantidad posible de rugosidad superficial.

En la figura 2.3 se muestran las muestras obtenidas luego del proceso de corte, las cuales

serán sometidas a los diferentes procesos para la preparación metalográfica.

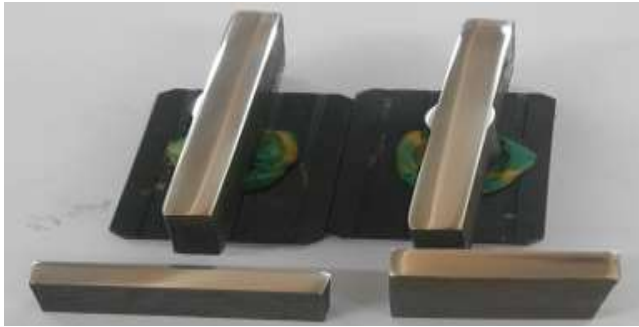


Figura 2.3. Muestras obtenidas del proceso de corte.

Al cortar la plancha, para la extracción de las probetas, cada corte proporciona dos secciones transversales de la unión, para hacer una inspección visual, en donde se pudo constatar que en las secciones expuestas no se aprecian defectos como: poros, inclusiones de escoria, agrietamiento, falta de penetración, socavamiento ni exceso de sobremonta, características que indican buena calidad de las uniones.

Todas las probetas luego de ser extraídas de la plancha, se le pulieron los refuerzos de soldadura en el cordón de terminación y raíz, hasta producir una superficie continúa entre ambas planchas unidas.

2.8.2. Desbaste y pulido

El pulido se realizó según las normas (ISO 9001) con los papeles abrasivos (tipo 180, 400 y 600), se realizó variando la granulometría de los mismos, al ser aplicados sobre la pieza de trabajo, desde el grano más grueso hasta el más fino. En el pulido fino se empleó pasta abrasiva (Pasta GOI), añadida sobre discos provistos de paños o motas.

La lija se colocó sobre una placa de vidrio, se cambió el sentido del lijado a 90° al pasar de un pliegue a otro, de manera que se eliminó la capa de metal distorsionado y deslizado dejado por el anterior. Para obtener una superficie lisa y pulida libre de impregnación de impurezas o ralladuras, las muestras se pasaron en una pulidora metalográfica marca MONTASUPAL. Con el objetivo de lograr el acabado final, se utilizó un paño de fieltro grueso con el uso de óxido de cromo, como sustancia abrasiva (ISO 9001).

2.8.3. Limpieza y lavado de las superficies de las muestras

Para eliminar los residuos de partículas, grasas y suciedades se lavó la superficie con agua. Una vez pulida las probetas se lavaron con agua destilada, se secó con papel de filtro y finalmente se volvieron a lavar con tetracloruro de carbono para evitar cualquier vestigio de

grasa y pastas de pulir. Se le realizó el ataque químico, antes de atacar, la probeta se le realizó un desengrasado, se empleó nital al 2 %, mezcla de 2 mL de ácido nítrico (HNO_3) y 100 mL de alcohol etanol (ASTM E 3 - 95).

Preparado el reactivo, se vertió en una cápsula, donde se introdujeron las probetas en un tiempo de 3 a 5 s; hasta mojar la superficie pulida. Se detuvo el ataque con agua y se observó dicha superficie. Después del ataque, se lavó la probeta de nuevo con abundante agua corriente y se secó con alcohol (absoluto) y escurrida al aire.

2.8.4. Ensayo de microscopía óptica

Para la observación de la microestructura de la probeta patrón, se empleó un microscopio óptico binocular marca NOVEL modelo NIM – 100, ubicado en el laboratorio de Ciencia de los Materiales de la Universidad de Moa, está dotado de una cámara instalada mediante el hardware IMI.VIDEOCAPTURE.exe que refleja la fotografía en el computador. Para colocar las probetas en el microscopio se montaron en un dispositivo con plastilina que permitió una nivelación de estas.

Se realizó la observación de una muestra patrón del acero AISI 1025 para establecer el comportamiento microestructural de la muestra patrón, la cual se empleará para establecer la comparación en las microestructuras obtenidas luego de realizado el proceso de soldadura con electrodos revestidos del tipo E 6010 y E 7018. La figura 2.4 se corresponden con la estructura metalográfica del acero AISI 1025.

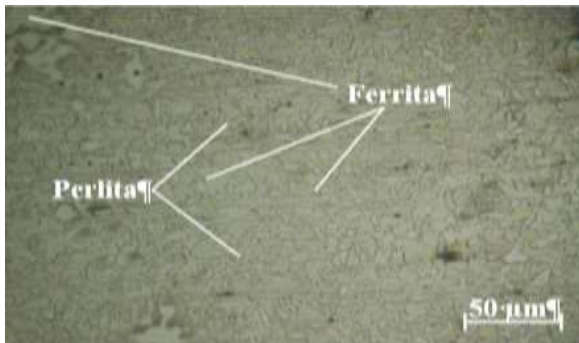


Figura 2.4. Microestructura del acero AISI 1025.

La figura 2.4 muestra la microestructura del acero AIS 1025, se observa una estructura de ferrita + perlita. Se aprecian los granos de ferrita (zonas blancas) y colonias de perlita (zonas oscuras), presentando una estructura bandeada, como resultado del proceso de conformado en caliente de este material. Se seleccionó la zona del metal base, lo más alejado de donde pudiera tener influencia el ciclo térmico de soldadura, el objetivo de este análisis fue

obtener una muestra sin afectación en su estructura cristalina que permitiera determinar los cambios en la zona fundida y en la zona afectada por el calor.

2.8.5. Ensayo de dureza

Para la medición de la dureza se trabajó con la norma ASTM, NORMA E 18 – 89a. Fueron realizadas con un durómetro Rockwell, usando una carga de 100 gf/mm², en la escala Rockwell C para el material base y 310 gf/mm² en la escala Rockwell C para el material de aporte, con un indentador con punta de diamante. Se realizaron un total de 5 mediciones para cada caso posible por cordón con una separación entre lectura y lectura de un milímetro, además se promediaron dichos valores. En la figura 2.5 se muestra el barrido de dureza realizado.

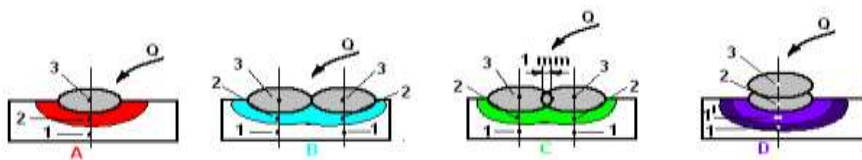


Figura 2.5. Esquema de las mediciones de dureza

Barrido 1: Zona superior; Barrido 2: Zona central; Barrido 3: Zona inferior.

En la tabla 2.6 se muestra las pruebas de dureza Rockwell C realizadas de acuerdo a la norma ASTM E-18 para cada una de las zonas de estudio.

Tabla 2.6. Zonas consideradas para la medición de dureza

Zona	Dureza HRC					Promedio HRC
MB	HRC1	HRC2	HRC3	HRC4	HRC5	HRCP
MD	HRC1	HRC2	HRC3	HRC4	HRC5	HRCP
ZAC	HRC1	HRC2	HRC3	HRC4	HRC5	HRCP

* MB – Metal Base, MD – Metal Depositado, ZAC – Zona Afectada por el Calor HRC– Dureza Rockwell de Cono HRCP – Promedio Dureza Rockwell con el Cono

Se trata en observar las variaciones de durezas, tamaño de grano y estructuras con la deposición de los cordones al lado o encima del cordón de abajo. El objetivo es demostrar las variaciones en los parámetros anteriormente mencionados con calores diferentes y es por esto la razón del depósito de cordones cada vez más cercanos. Esto imprime un tratamiento térmico variable en el cordón inferior y en la ZAC.

2.9. Diseño de experimentos

Plantea Chacín (2000), referenciados en Guzmán (2017) que, es muy importante que el diseño sea lo más simple, pero, además, existe el problema que la investigación se

conduzca de forma económica, eficiente, es decir, que se debe hacer todo esfuerzo posible por lograr ahorro de tiempo, dinero, personal y material experimental. Se escogió un diseño experimento factorial completo (Gutiérrez, 2003), con tres variables y tres niveles. Este método de planificación estadística en la investigación, establece el número de ensayos (N) a realizar. El número de experimento cuando intervienen k factores con tres niveles cada uno (-1, 0 y +1), se determina con un arreglo de la función exponencial: $N = 3^k$

Donde:

N - Número de experimentos.

K - Número de factores.

En este caso, se analizará la influencia de dos factores, de aquí que $k = 2$ luego, el número de experimento sería: $N = 3^2 = 9$ experimentos.

En la tabla 2.7 se muestra la matriz de planificación de los experimentos.

Tabla 2.7. Matriz de planificación de los experimentos

Niveles	Variables		Salidas		
	Zona	Distancia, mm	H (HV)		
(+1)	ZF	a			
(0)	ZAT	b			
(-1)	MB	c			
Ensayo			HV1	HV2	HV3
1	+1	+1	HV1	HV2	HV3
2	+1	0	HV1	HV2	HV3
3	+1	-1	HV1	HV2	HV3
4	0	+1	HV1	HV2	HV3
5	0	0	HV1	HV2	HV3
6	0	-1	HV1	HV2	HV3
7	-1	+1	HV1	HV2	HV3
8	-1	0	HV1	HV2	HV3
9	-1	-1	HV1	HV2	HV3

*ZF: Zona Fundida; ZAC: Zona Afectada por el calor; MB: Material Base y HV: Dureza Vickers

Las medidas se tomaron para los puntos de prueba seleccionados aleatoriamente en la superficie de las probetas correspondiendo de la manera siguiente:

Para la zona fundida: $a = b = c = 0$

Para la zona afectada por el calor: $a = 0,5$ mm, $b = 1,5$ mm y $c = 2,2$ mm

Para el material base: $a = 5,4$ mm, $b = 9,2$ mm y $c = 12,5$ mm.

2.9.1. Simulación por el método de los elementos finitos

Para la modelización con el método de los elementos finitos se empleó el software CAT SOLIDWORK. El programa facilitó la simulación de los tratamientos térmicos al construir, a partir de los datos de la unión soldada, un modelo numérico (malla y cargas). Entre sus características están:

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

2.9.2. Mallado del modelo

Inicialmente el software estima un tamaño de elemento global para el modelo, teniendo en cuenta su volumen, área de superficie y detalles geométricos. El tamaño de malla generada (número de nodos y elementos) dependió de la geometría y las cotas del modelo, el tamaño del elemento, la tolerancia y el control de la malla y las especificaciones de contacto. La figura 2.6 se corresponde con el mallado para la simulación.

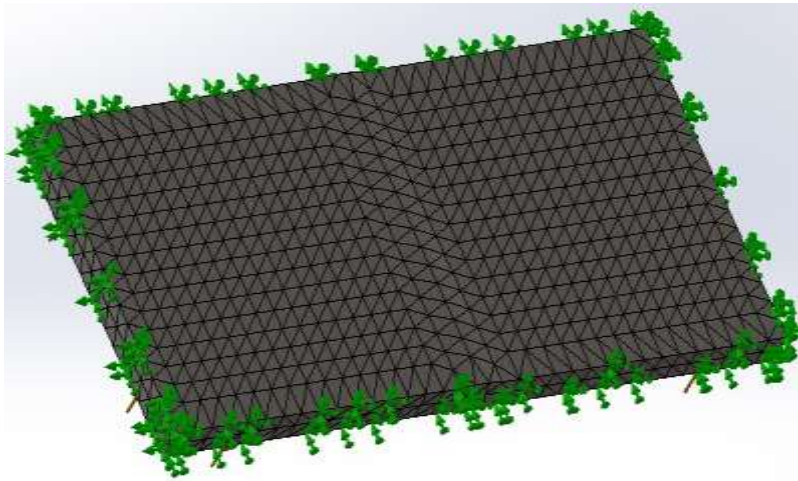


Figura 2.6. Mallado del modelo.

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

Se reticuló una geometría ortoédrica con una malla estándar de 4 milímetro de arista. Como malla adaptativa se emplearon diez celdas de 0,2 mm en la dirección del eje Z (paralelo al haz) y para el resto se emplearon elementos de 2 mm de altura. Esta región más densamente

discretizada fue desplazándose en Z , desde las proximidades de la superficie hasta los 1,5 mm de profundidad. El mallado se estructuró con 12 839 nodos y 7 559 elementos. El uso de una malla de estas características no afecta a la precisión del resultado, pero produce un ahorro significativo de tiempo y memoria en la ejecución de la simulación.

2.9.3. Condiciones de frontera

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

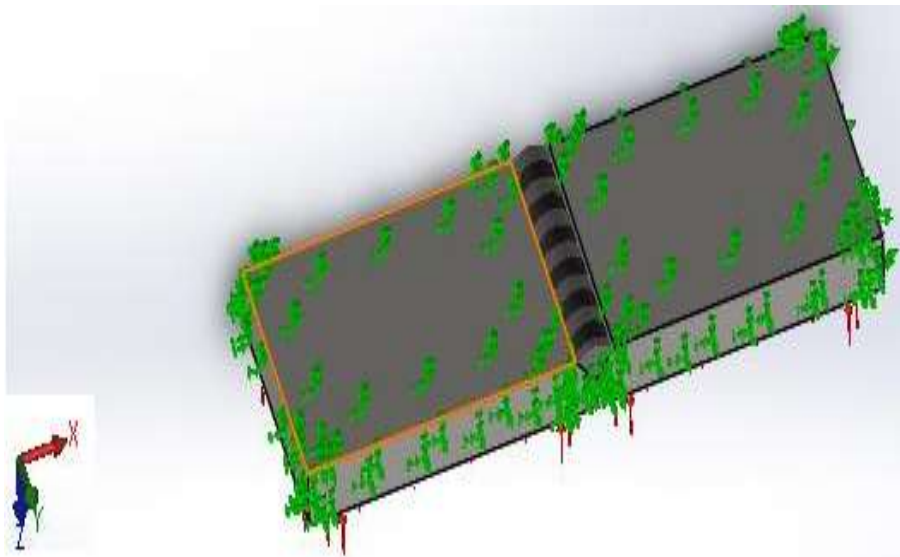


Figura 2.7. Condiciones de frontera.

Se consideró tres condiciones de fronteras: la transferencia de calor por convección y transferencia de calor por radiación. El calor latente se tuvo en cuenta en el caso de transformaciones de la microestructura y la fusión/solidificación. Este calor influye en la formación del campo de temperatura transitorio. Para la simulación se modelizó las condiciones de contorno térmicas no lineales como la convección, la radiación y a veces el contacto térmico. Se proporcionó un sistema espacial para modelizar la deposición continua de elementos de soldadura con el movimiento de la fuente de calor.

2.10. Conclusiones del capítulo 2

- ✚ Se caracterizó la composición química del acero al carbono AISI 1025, la forma de unión a tope con preparación de borde a 30° , así como los parámetros de la soldadura por arco eléctrico con la caracterización de los materiales de aporte.
- ✚ Quedaron establecidos los parámetros del ciclo térmico de soldadura para la unión a tope del acero AISI 1025, los cuales serán empleados durante la simulación por el método de los elementos finitos (MEF) para predecir la distribución de temperaturas en el cordón soldado.
- ✚ La técnica o método de los elementos finitos (MEF) permite establecer la prescripción de temperatura en la unión a partir de la transferencia de calor por convección y por radiación, resulta satisfactoria y eficiente para obtener la historia térmica y esfuerzos residuales, además de la historia de esfuerzos a lo largo del proceso.

Capítulo 3. Análisis de los resultados

3. ANÁLISIS DE LOS RESULTADOS

3.1. Introducción

La soldadura por arco de metal protegido puede efectuarse con corriente, tanto alterna como continua, siempre que se use el electrodo adecuado. El tipo de corriente de soldadura, la polaridad y los constituyentes de la cobertura del electrodo afectan la rapidez de fusión de todos los electrodos revestidos. Para un electrodo determinado, la rapidez de fusión se relaciona directamente con la energía eléctrica suministrada al arco. Parte de esta energía se destina a fundir una porción del metal base y otra parte sirve para fundir el electrodo.

El objetivo del capítulo es determinar el comportamiento microestructural, la dureza y las tensiones que se originan en el acero AISI 1025 sometido a proceso de soldadura con electrodos revestidos del tipo E 6010 y E 7018, luego del ciclo térmico de soldadura.

3.2. Composición química del metal base y de la zona fundida

Determinada la composición química en el espectrómetro de masa cuántico, como se muestra en la tabla 3.1, permitió establecer el procedimiento de soldadura, definiendo la soldabilidad y las condiciones térmicas que determinaron la microestructura en la junta soldada. Durante el enfriamiento de la soldadura la austenita se descompone en diferentes agregados de ferrita y carburos, pudiendo generar martensita, que va a depender de esta composición química y de la velocidad de enfriamiento del acero (Modenesi *et al.*, 2012).

Tabla 3.1. Composición química del material base, % en masa

C	Mn	Cu	Si	Cr	Ni	Fe
0,24	0,98	0,03	0,31	0,05	0,08	97,96

Según la composición química obtenida, se trata de un acero de bajo contenido de carbono (< 30 %), el contenido de elementos químicos determinados, están en correspondencia con lo que establecen las normas consultadas y según esta composición, en su estructura se encuentra presente los microconstituyentes ferrita/perlita.

Aunque el contenido del carbono no es el único factor que afecta la soldabilidad de los aceros, al incrementarse el por ciento de este elemento, desde 0,30 hasta 0,35; aumentan los problemas de agrietamiento, normalmente se requiere tomar precauciones especiales, como son el precalentamiento, el control de la entrada de calor y el tratamiento térmico post soldadura. Se recomienda el uso de materiales y procesos que introduzcan bajos niveles de

hidrógeno y lograr una soldadura con propiedades metalúrgicas en la zona de unión, aspecto éste de gran importancia y ha sido expuesto por Hart y Twi (2000).

Se determinó la composición química de la zona fundida como se muestra en la tabla 3.2, donde se observa que luego del ciclo térmico, el material base y los de aporte, tienen influencia en esta zona.

Tabla 3.2. Composición química de la zona fundida, en %

C	Mn	Cu	Si	Cr	Ni	Fe
0,17	1,38	0,05	0,58	0,05	0,08	97,39

Según la composición química obtenida en la zona fundida, se observa que existe una variación en el porcentaje de los elementos, ha disminuido el contenido de carbono, se ha incrementado el manganeso y el silicio, el primero favorece la buena soldabilidad, el otro es formador de carburos de manganeso y silicato, que son propensos a la fragilidad en la unión soldada.

De acuerdo con este resultado, en esta región se han producido cambios microestructurales en estado sólido debido a que, ha experimentado temperaturas pico suficientemente altas. Debido a los gradientes de temperatura y condiciones de enfriamiento dinámico de la soldadura, el material resultante contiene significativos gradientes microestructurales, los cuales afectan el esfuerzo, ductilidad, tenacidad, fatiga y las propiedades de ruptura de las soldaduras de acero, criterios que coinciden con Pakandam y Varvani (2011).

3.3. Determinación de la velocidad de alimentación y de soldadura

En el proceso de soldadura manual por fusión, la corriente de soldadura es proporcional a la velocidad de alimentación del electrodo, para un diámetro, una composición y una longitud libre del electrodo dado. En la tabla 3.3 se muestra el comportamiento de las velocidades de alimentación para el electrodo E 6010.

Las denominaciones en dicha tabla se refieren a: d - diámetro del electrodo, I - intensidad de la corriente, V - tensión eléctrica, t_s - tiempo de fusión del cordón de soldadura, I_s - longitud inicial del electrodo, I_f - longitud final del electrodo después de fundido, I_{fe} - longitud total fundida del electrodo y V_a - velocidad de alimentación del electrodo.

Tabla 3.3. Velocidades de alimentación para el electrodo E 6010

d (mm)	No. cordones	V (V)	I (A)	t_s (s)	I_i (mm)	I_f (mm)	I_{fe} (mm)	$V_a = \frac{I_{fe}}{t_s}$ (mm/s)
2,4	1	20	65	9	240	190	50	5,5
	2	21	65	10	300	240	60	6
	3	22	60	10	190	130	60	6
2,4	4	23	70	11	300	230	70	6,4
	5	25	70	10	230	170	60	6
	6	26	70	10	300	240	60	6
2,4	7	27	80	11	190	120	70	6,4
	8	28	80	13	180	100	80	6,1
	9	30	88	8	240	190	50	6,2

De acuerdo a los resultados obtenidos se observa que el electrodo E 6010 con diámetro de 2,4 mm y rangos de las intensidades de corriente desde 65 hasta 88 Amperes, las velocidades de alimentación varían desde 5,5 hasta 6,4 mm/s.

En la tabla 3.4 se muestran las velocidades de soldadura obtenidas durante la soldadura con el electrodo E 6010 y el mismo diámetro de material de aporte.

Tabla 3.4. Velocidades de soldadura para el electrodo E 6010

d (mm)	No cordones	U (V)	I (A)	t_s (s)	I_c (mm)	$V_s = \frac{I_c}{t_s}$ (mm/s)
2,4	1	20	65	9	50	5,5
	2	21	65	9	50	5,5
	3	22	60	8	48	6
2,4	4	23	70	8	50	6,25
	5	25	70	8	47	5,8
	6	26	70	8	49	6,1
2,4	7	27	80	8	50	6,25
	8	28	80	8	50	6,25
	9	30	88	7	48	6,8

Los resultados de las velocidades de soldadura para el electrodo E 6010 de 2,4 milímetros de diámetro, con rangos de intensidades de corriente, desde 65 hasta 88 Amperes, varían desde 5,5 hasta 6,8 mm/s.

En las mismas condiciones experimentales se analizó las velocidades de alimentación y de soldadura para el electrodo E 7018 de 2,4 milímetros. Las velocidades de depósito se incrementan, cuando la intensidad de corriente lo hace. Esta debe ser suficiente para obtener una buena fusión y penetración, garantizar además un adecuado control del baño de

soldadura. En la tabla 3.5 se muestra los resultados de las velocidades de alimentación para el electrodo E 7018.

Tabla 3.5. Velocidades de alimentación para el electrodo E 7018

d (mm)	No cordones	U (V)	I (A)	t_s (s)	I_i (mm)	I_f (mm)	I_{fe} (mm)	$V_a = \frac{I_{fe}}{t_s}$
2,4	1	20	65	9	240	190	50	5,5
	2	21	65	10	300	240	60	6
	3	22	65	10	190	130	60	6
2,4	4	23	70	11	300	230	70	6,4
	5	25	70	10	230	170	60	6
	6	26	70	10	300	240	60	6
2,4	7	27	80	11	190	120	70	6,4
	8	28	80	13	180	100	80	6,1
	9	30	80	8	240	190	50	6,2

Con electrodo E 7018 de diámetro 2,4 mm, con rangos de intensidades de corriente desde 65 hasta 80 Amperes, las velocidades de alimentación varían desde 5,5 hasta 6,4 mm/s.

En la tabla 3.6 se muestra las velocidades de soldadura para este tipo de electrodo.

Tabla 3.6. Velocidades de soldadura para el electrodo E 7018

d (mm)	No cordones	U (V)	I (A)	t_s (s)	I_c (mm)	$V_s = \frac{I_c}{t_s}$ (mm/s)
2,4	1	20	65	9	50	5,5
	2	21	65	9	50	5,5
	3	22	65	8	48	6
2,4	4	23	70	8	50	6,25
	5	25	70	8	47	5,8
	6	26	70	8	49	6,1
2,4	7	27	80	8	50	6,25
	8	28	80	8	50	6,25
	9	30	80	7	48	6,8

Se observa que con electrodos E 7018 con diámetros de 2,4 mm y con rangos de intensidades de corriente desde 65 hasta 80 Amperes, las velocidades de soldadura varían desde 5,5 hasta 6,8 mm/s.

Se pudo determinar que, para el electrodo E 6010, con revestimiento del tipo celulósicos y para el E 7018, bajo hidrógeno o básico, las velocidades de alimentación, independientemente del tipo de revestimiento, están entre 5,5 hasta 6,4 mm/s, para la

misma velocidad y la misma intensidad de soldadura. Por otro lado, las velocidades de soldadura se encuentran entre 5,5 hasta 6,8 mm/s para el E 6010 y entre 5,5 hasta 6,8 mm/s, para el E 7018, con igual comportamiento en ambos electrodos.

Aunque debe siempre emplearse el mayor diámetro posible de electrodo, que no viola ninguna limitación de entrada de calor, dimensión de cordón y que a su vez sea adecuado para la posición de soldeo según lo expuesto por Soeiro *et al.* (2013), el diámetro de electrodo correcto es aquel que, con la utilización de una intensidad y velocidad de soldadura apropiada, produce una costura soldada con la dimensión requerida y en el menor tiempo posible.

Las velocidades de depósito se incrementan, cuando la intensidad de corriente lo hace de igual manera. Esta intensidad debe ser suficiente para obtener una buena fusión y penetración y garantizar además un adecuado control del baño de soldadura. Una fuente de poder de tensión constante del tamaño conveniente, se utiliza para fundir el electrodo a una velocidad que mantiene constante la tensión de arco (longitud de arco) preajustada. Para una dada velocidad de alimentación, la intensidad de soldadura medida, varía con la longitud libre del electrodo y en la medida que aumenta este parámetro, la intensidad de soldadura disminuye, criterio que ha sido expuesto por Gualco *et al.* (2014).

3.4. Susceptibilidad al agrietamiento del acero AISI 1025

Para determinar las condiciones de soldabilidad del acero AISI 1025 por medio del proceso de soldadura por arco eléctrico y electrodos revestidos, se tuvo en cuenta diferentes procedimientos, los cuales se seleccionaron a partir del contenido de carbono presente en el acero, como primera consideración, se calculó el carbono equivalente por la ecuación 2.1, que interrelaciona la composición química de los elementos presentes, para este acero el C_{eq} es 0,30 %.

El resultado del carbono equivalente calculado clasifica entre el contenido que puede presentar un acero de este tipo para que se catalogue como de buena soldabilidad, por lo que no requiere de técnicas especiales para lograr la unión metalúrgica, sin embargo, hay que tomar precauciones al soldar con el electrodo E 6010, ya que el mismo al ser celulósico de alta penetración, puede promover la formación de estructura dura como la martensita.

Se utilizó el diagrama de Graville para ubicar el carbono equivalente y el contenido de carbono del acero AISI 1025 y así determinar el efecto del agrietamiento introducido por el efecto del ciclo térmico de soldadura. En la figura 3.1 se muestra el resultado obtenido.

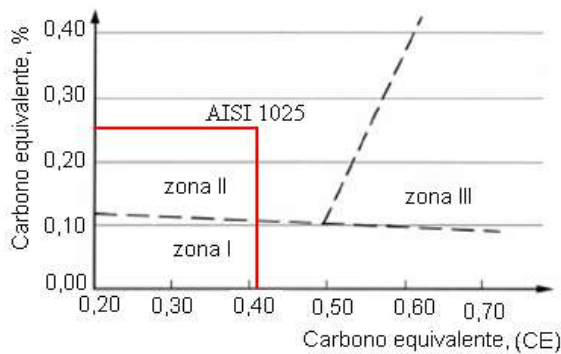


Figura 3.1. Ubicación del acero AISI 1025 en el diagrama de Graville.

La ubicación del acero AISI 1025 en el diagrama se encuentra en la zona dos, por lo que se hace necesario determinar el método de control de dureza, así como la influencia del acero a ser agrietado durante la soldadura en caliente, por lo que en arreglo a la ecuación 2.2, donde se tiene en cuenta los elementos químicos del mismo, este factor es de 8,28 %, resultado que no se encuentra entre los establecidos por las normas de la AWS, que establece que, para $HSC < 4$; el acero no es propenso al agrietamiento en caliente (para espesores menores o iguales a 20 mm) y $HSC < 1,6$; el acero no es propenso al agrietamiento en caliente (para espesores mayores de 20 mm), criterio expuesto por Mohtadi-Bonab *et al.* (2013).

A partir de los ciclos térmicos obtenidos en la ZAC, puede determinarse el $t_{8/5}$ correspondiente (tiempo de permanencia entre 800 y 500 °C) en cada caso y evaluar los niveles de temperaturas de precalentamiento necesarios, en función del aporte térmico que introduce el proceso, para los cuales se garantiza la no sensibilidad al agrietamiento en frío (dureza en la ZAC menor de 350 Vickers), que ha sido reportado por Zúñiga *et al.* (2005).

3.5. Comportamiento de los regímenes del ciclo térmico de soldadura

El proceso de soldadura con electrodos revestidos se rige por normas establecidas y deben cumplir requisitos técnicos impuestos por la AWS (*American Welding Society*). El diámetro del electrodo seleccionado fue de 2,4 mm, la selección se justifica por el contenido de carbono presente en el material base.

Para establecer el circuito eléctrico formado por los electrodos y el arco, se determinó la intensidad de corriente (I_s) por la ecuación 2.3 que, para el diámetro de electrodo (d_e) seleccionado, la misma es de 82 A, corriente continua y polaridad directa. Cuando todas las otras variables se mantienen constantes, la intensidad de soldadura varía con la velocidad de alimentación (V_s) del electrodo o la rata de fusión, en una relación no lineal. Cuando la velocidad de alimentación del electrodo se varía, la intensidad de soldadura transformará en forma similar, si se está utilizando una fuente de potencia de tensión constante.

La relación entre la velocidad de alimentación del electrodo y la corriente de soldadura se ve afectada por la composición química del electrodo, según I'yashchenko *et al.* (2015).

La tensión del arco (U_a) fue calculada por la ecuación 2.4 donde se consideró la intensidad de la corriente, se determinó que la tensión necesaria para realizar el proceso de soldadura es de 14 V, siendo esta magnitud permisible dentro de los parámetros del proceso SMAW que es de 5 a 30 V, criterio reportado por Maratray (2000).

A partir de un valor específico de la tensión del arco (U_a), un aumento en el mismo tiende a nivelar el cordón de soldadura e incrementa el ancho de la zona de fusión. Una tensión excesivamente alta, puede causar porosidad, salpicaduras y socavado. La reducción en la tensión resulta en un cordón de soldadura más angosto con un cateto más alto y una penetración más profunda, esta magnitud desmesuradamente baja, puede causar que el electrodo se embote, lo cual ha sido reportado por Susmel (2012).

La tensión del arco (U_a) 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, criterio planteado por Gaul (2011).

La velocidad de soldadura (V_s) determinada por la ecuación 2.5, donde se tuvo en cuenta el coeficiente de aporte (α_d) de 8,2 g/A·min, un área de sección transversal del cordón F_l de 0,15 cm² y una densidad del material fundido de 7,85 g/m³; se obtuvo que es de 0,008 m/s.

En la medida en que se aumenta la velocidad de avance, la cantidad de energía térmica por unidad de longitud de soldadura transferida, desde el arco hacia el metal base, al inicio aumenta, ya que el arco actúa más directamente sobre el metal base. Con un aumento adicional en la velocidad de avance, se transferirá hacia el metal base menos energía

térmica por unidad de longitud de soldadura. Por lo tanto, la fusión del metal base primero se aumenta y luego se disminuye al incrementar esta velocidad. Si se aumenta la velocidad de avance, habrá una tendencia a producir socavado a lo largo de los bordes del cordón de soldadura, debido a que hay insuficiente deposición de metal de aporte para llenar el trayecto fundido por el arco, según lo expuesto por Barsoum y Lundbäck (2009).

La velocidad de soldadura (V_s) afecta la penetración y el contorno. A bajas velocidades de soldadura la penetración es mayor que a altas velocidades. Bajas velocidades de soldadura a altas corrientes resultan en un sobrecalentamiento del metal de soldadura. Esto puede dar lugar a la posibilidad de que se produzcan atrapes de escoria o que se funda el metal base. Altas velocidades de soldadura tienden a dar cordones irregulares y con mala apariencia.

La ecuación 2.6 permitió determinar la energía lineal (E_L) del proceso de soldadura, en la misma se tuvo en cuenta la tensión del arco (U_a) de 14 V, la intensidad de la corriente (I_s) de soldadura de 82 A, la velocidad de soldadura (V_s) de 0,008 m/s y el rendimiento del proceso (η), que para la soldadura SMAW es de 0,75. El valor obtenido para la energía lineal (E_L) es de 645 J/mm.

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

Los efectos más graves, en el material base, serán en las zonas cercanas al cordón, debido a la disipación del calor. Esta zona alcanza temperaturas mayores a la de fusión del propio material y por lo comentado anteriormente, la estructura del acero AISI 1025 varía proporcionalmente a la zona afectada por el calor, criterio que coincide con Reyes-Carcasés *et al.* (2018).

3.5.1. Análisis de los cálculos numéricos de la soldadura

El cálculo de la longitud del charco de soldadura (L_l) se determinó por la ecuación 2.7, la cual tuvo en cuenta una energía entrante (Q), una temperatura de fusión (T_s) de 1 539 °C, una temperatura ambiente (T_0) de 34 °C, una conductividad térmica (λ) de 18 W/m °C, la energía entrante calculada por la ecuación 2.8 que tiene en cuenta una longitud de unión (l) de 0,0203 m, luego se sustituyó en la ecuación 2.9 que considera la intensidad de

corriente (I_s), la tensión del arco (U_a), la velocidad de recorrido (V_s) y el rendimiento del proceso (η). El resultado de la energía entrante (q) es de 3 677 W. Los valores sustituidos en las ecuaciones 2.7; 2.8 y 2.9 establecen que la longitud del charco (L_l) es de 20 mm.

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

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

En el caso de una soldadura, el flujo de calor desde la fuente, depende del espesor de la placa a soldar (d). En adecuación a la fórmula 2.10 se determinó el parámetro espesor relativo de la placa (r), que considera la densidad del material (ρ), la temperatura de fusión (T_c), la temperatura ambiente (T_0), el calor específico (C_e) y la energía entrante (Q), el valor de τ es de 0,21; el mismo permite establecer que la unión a realizar se considera como espesor de placa fina.

El flujo de calor que se extiende en el metal base es extremadamente importante para analizar la soldadura. Pero existe una diferencia entre el calor efectivo ocupado y el calor suministrado y esto se conoce como eficiencia térmica, es decir, el calor expresado por tensión respecto a la intensidad, no es el total utilizado en el desarrollo del proceso de soldadura; ya que se presentan pérdidas debido a los cambios de fase y pérdidas debido a la convección y radiación. El calor total suministrado a la pieza se puede considerar como la suma del calor de fusión, el calor de almacenamiento y el calor perdido por convección y radiación, lo que ha sido reportado por Goncalves (2006).

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

La ecuación 2.11 se determinó la velocidad de enfriamiento del cordón (R), para lo cual se consideró la temperatura de fusión (T_c), la temperatura ambiente (T_0), la conductividad térmica (λ) y la energía entrante (Q). La velocidad a la cual solidifica el acero AISI 1025 es de 0,220 °C/s.

La velocidad de enfriamiento suele utilizarse para evaluar el riesgo de fisuración en la soldadura, debido a que esta velocidad varía con la posición y el tiempo. Considerando lo anterior, se determinó que la velocidad de enfriamiento sobre la línea central de soldadura del acero AISI 1050 pasa a través de una temperatura de interés de (850 °C) que ocurre la transformación a martensita, criterio que coincide con el de Muñoz (2009).

Sin embargo, las planchas de mayores espesores producen mayor grado de enfriamiento de sus zonas afectadas durante la soldadura. Por lo tanto, las chapas de más espesor requieren una composición de mayor templabilidad, principalmente por la razón de tratamiento térmico, previo a la soldadura.

La ecuación 2.12 permitió determinar el tiempo de enfriamiento del cordón (t), se consideró el rendimiento del proceso, la intensidad de corriente, la temperatura de fusión, la velocidad de soldadura y la tensión del arco. El tiempo será de 23 min.

El tiempo de enfriamiento calculado de 23 min contribuye favorablemente en la relajación de tensiones y permite atenuar los centros de cristalización que se forman en el retículo cristalino como resultado del gradiente térmico y el grado de subenfriamiento durante el proceso de solidificación, reportado por Reyes- Carcases *et al.* (2018).

3.6. Análisis de las isothermas en la soldadura

El objetivo del análisis de las isothermas en los procesos de soldadura, fue obtener un modelo analítico simplificado, que considere las distintas microestructuras que se generan en la zona afectada por calor en función de isothermas características. Tanto las curvas de distribución de temperatura como las isothermas dependieron de los factores siguientes:

En el baño fundido, que actúa como foco de calor más o menos permanente, los parámetros que se tuvo en cuenta fueron la intensidad de corriente, la tensión y la velocidad de avance. La masa del metal, que absorbe el calor. El factor determinante fue el espesor de la pieza a soldar y la configuración del tipo de junta. La temperatura inicial del metal base, que incide

sobre el gradiente de temperatura. El factor a considerar fue la temperatura ambiente o la temperatura a la cual ha de ser precalentado antes de soldar.

Para determinar la potencia térmica efectiva (Q_{ef}) a introducir por la fuente y establecer el proceso de soldadura se calculó por la ecuación 2.13, donde se determinó que se requiere de 1 639,88 J/s. En la determinación de las isothermas influye la intensidad de corriente y la tensión del arco.

La potencia calculada es para chapa gruesa, en las isothermas próximas al baño de fusión, se introducen modificaciones referentes al tamaño finito de la fuente calorífica y al calor latente de fusión del material, debido a que la temperatura, los esfuerzos y las deformaciones cambian muy rápidamente cerca del cordón, nos permite establecer que se debe utilizar una malla fina cercana al cordón de soldadura para lograr exactitud y resolución, no obstante, en aquellos sitios alejados del cordón y de la ZAC, la cual en los procesos de soldadura por arco eléctrico presenta un ancho que oscila entre 2 y 4 mm, para reducir los costos computacionales sin sacrificar la exactitud, se empleará una malla gruesa.

El coeficiente de conductividad de temperatura (α) de $12 \times 10^{-5} \text{ m}^2/\text{s}$ se calculó por la ecuación 2.14, con un calor específico (C_e) de 0,452 kJ/kg °C, una conductividad térmica (λ) de 41 J/s m °C y una densidad del material fundido (ρ) de 7 850 g/cm³. El tiempo en el que este calor es disipado, entre la lámina en placa gruesa, es proporcional a la conductividad térmica (λ) y el calor específico por unidad de volumen del metal base (ρC). Sobre esta base para un punto dado el ciclo térmico en el metal base se puede representar por un diagrama simple temperatura tiempo.

Las pérdidas de calor por las superficies laterales calculado por la ecuación 2.15 permiten establecer que las mismas son de $9,53 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$. Se consideran estas pérdidas de las superficies laterales a través de los correspondientes sumideros de calor. A partir de eso se utilizó un modelo termomecánico de una sección transversal de la plancha. La temperatura en la línea de simetría (en el centro de la soldadura) fue prescrita de acuerdo a los resultados del modelo térmico del plano de la plancha.

Para construir las isothermas en la soldadura del acero AISI 1025 se consideró la ecuación 2.15, para diferentes magnitudes inmensurables. En la figura 3.2 se muestran los resultados.

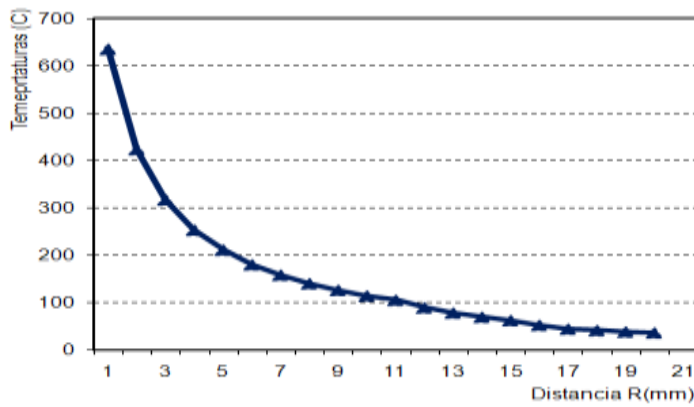


Figura 3.2. Comportamiento de la temperatura vs distancia.

Se observa que las temperaturas máximas alcanzadas decrecen rápidamente cuando la distancia al punto considerado al centro del cordón aumenta, los tiempos requeridos, para llegar a la temperatura máxima son cada vez mayores a medida que el punto estudiado se aleja del centro del cordón y que las velocidades de calentamiento y enfriamiento disminuyen a medida que aumenta su distancia al eje de la soldadura.

Para el comportamiento de temperatura se observa que a medida que se acerca al lugar de acción de la fuente de calor la temperatura del cuerpo crece rápidamente y para $R = 0$ la temperatura tiende a infinito, sin embargo, se puede lograr una precisión de la temperatura a cierta distancia de la soldadura, especialmente si se realizan varias pasadas. El problema de coincidencia de las temperaturas medidas, naturalmente es mayor cuanto más cerca del arco se realiza la medición, criterio que ha sido planteado por Carrión (2005).

Para calcular la distribución de temperatura a lo largo de la costura de enfriamiento como se muestra en la figura 3.3 se tuvo en cuenta la ecuación 2.16 y 2.16. En esta figura se muestra el comportamiento para diferentes valores en el eje X, que es la rama delantera.

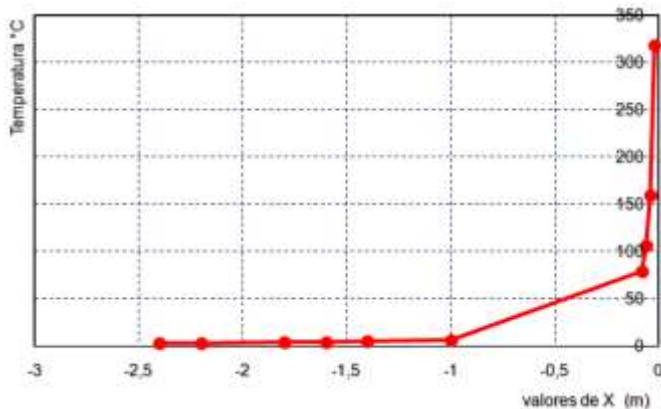


Figura 3.3. Distribución de temperatura a lo largo de la costura de enfriamiento.

En la figura 3.3 se muestra el gráfico de distribución de temperatura a lo largo de la costura, donde se observa como en la rama de calentamiento las curvas son más abruptas, o sea, tienen mayor pendiente que en las ramas de enfriamiento. A medida que se acerca al lugar de incidencia de la fuente de calor la temperatura del cuerpo crece rápidamente y para $R = 0$, la temperatura tiende a infinito. Además, se puede apreciar que las temperaturas máximas no se alcanzan al pasar por el punto donde se encuentra actuando la fuente a cierta distancia del eje de la costura.

La figura 3.4 muestra la distribución de temperatura a lo largo de la costura en la rama de calentamiento. En esta figura se muestra el comportamiento para diferentes valores en el eje X, que es la rama trasera.

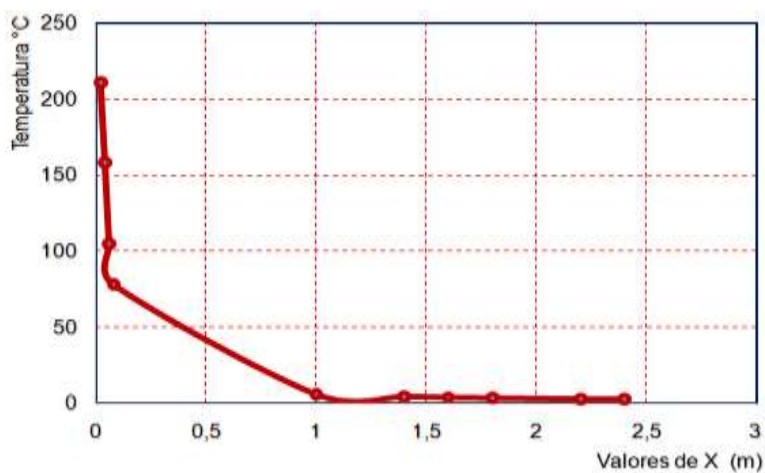


Figura 3.4. Distribución de temperatura a lo largo de la costura de calentamiento.

Como se observa en la rama de calentamiento, la curva tiene menor pendiente que la rama de enfriamiento, por lo que la distribución de las temperaturas por la superficie o volumen del cuerpo, caracteriza los llamados campos de temperaturas, los que representan al conjunto de todos los puntos de la misma en un momento dado.

El aporte de calor se define por separado en dos regiones. Una región se encuentra en frente del centro del arco, $z > 0$ (figura 3.3). La otra región es definida detrás del centro del arco (figura 3.4). El modelo se define para un inicio de arco en $t = 0$ y movimiento a lo largo del eje z positivo, asociado con las regiones sobre las que el aporte de calor ocurre, para Q como la tasa de aporte de energía [W], V_s es la velocidad de soldadura y X distribuye el calor a las regiones por delante y por detrás del centro del arco.

Las isothermas determinadas para la soldadura del acero AISI 1025, para diferentes temperaturas se muestran en la figura 3.5, para ellos se consideró diferentes distancias desde la fuente móvil.

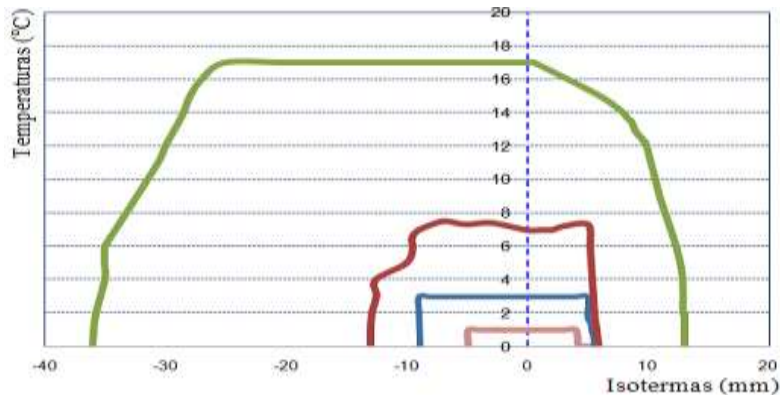


Figura 3.5. Variación de las isothermas en el acero AISI 1025.

Las isothermas determinadas en el acero AISI 1025 son para temperaturas de 1 350, 800, 600 y 200 °C. En las mismas se ha caracterizado la fusión del acero a partir de las dimensiones obtenidas en las diferentes zonas.

Al establecer el comportamiento de la variación de la temperatura en el tiempo, se puede observar que existen fluctuaciones en las variaciones térmicas y su distribución por el material base. Estas variaciones se producen por que la velocidad del arco a lo largo de la pieza de trabajo es mucho mayor que la velocidad de difusividad térmica. El flujo de calor en la dirección del trabajo es pequeño comparado con el de la dirección perpendicular de avance. Esto implica que una lámina del metal base experimenta un ciclo térmico más corto con un intenso pulso de calor de potencia lineal.

De mediciones experimentales del ciclo térmico de la soldadura se ha encontrado que, para un determinado proceso dada la geometría de la junta y el material, el tiempo de enfriamiento entre 800 y 500 °C en la zona afectada por calor es constante para temperaturas máximas superiores a 900 °C. La temperatura de 800 °C es importante y en muchos aceros esta representa la temperatura crítica superior A3.

3.7. Comportamiento de los cálculos de costo de la soldadura

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

Por la ecuación 2.17 se calculó el tiempo principal de soldadura donde se tuvo en cuenta el peso específico de la aleación AISI 1025, el área de la sección transversal del cordón calculada, la longitud del cordón de soldadura, la intensidad de corriente y el coeficiente de depósito, por lo que el tiempo de soldadura es de 0,18 min.

La cantidad de electrodos necesarios calculado por la ecuación 2.18 para un área de la sección transversal de $0,15 \text{ cm}^2$, la longitud a soldar, la densidad del material de aporte se tiene que requiere de 0,003 kg de electrodos si se tiene en cuenta las diferentes pasadas.

Para determinar el costo total por peso de kilogramo depositado, se empleó la ecuación 2.19, la cual tiene en cuenta el costo del material de aporte que es de \$ 6,80; el costo de la mano de obra (\$ 25,20); los costos indirectos (\$ 7,20); el costo de la energía eléctrica (\$ 0,13); la velocidad de deposición (25,2 kg/h), la eficiencia del proceso (0,75) y el factor de marcha u operatividad (24). En el proceso de soldadura se incurre en un costo en peso por kilogramo de 32,60 \$/kg, donde se han incluidos todos los elementos de costos para una unión soldada que se muestra en el anexo 1).

La asignación de los costos por gastos generales, es usualmente una función del departamento de contabilidad. La distribución de los costos por gastos generales puede variar con el sistema en uso. Los sistemas comúnmente distribuyen los costos por estos gastos en concordancia con el costo de la mano de obra directa, los cuales deben ser exactos.

Los gradientes de temperaturas en el sólido y en el líquido, de la interface sólido/líquido, juegan un rol importante en la determinación de la subestructura de solidificación en la zona de fusión. El gradiente térmico es función de las propiedades del material, del proceso de soldadura, de la posición de soldadura y del calor aportado. En general, el gradiente térmico aumenta a medida que la conductividad térmica del material disminuye.

3.8. Caracterización microestructural de la zona fundida

La caracterización microestructural consistió en la observación de las muestras, para ello se analizó la zona fundida y la zona afectada por el calor de la unión soldada con material de aporte E 6010. La figura 3.6 muestra el comportamiento de la zona fundida.

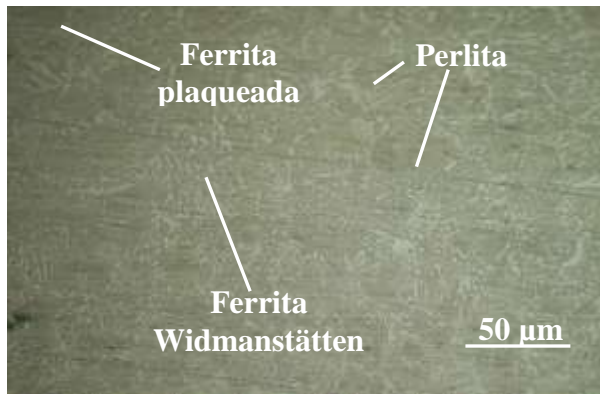


Figura 3.6 (a). Zona fundida borde superior.

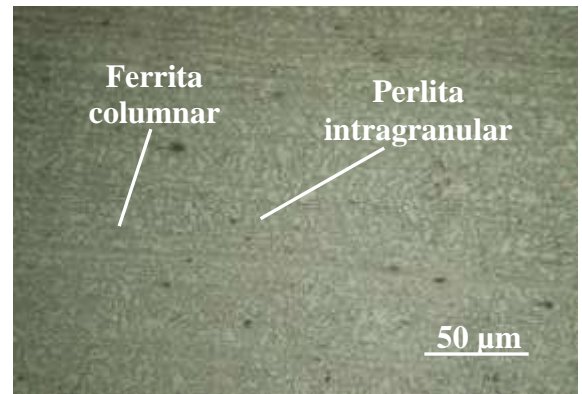


Figura 3.6 (b). Zona fundida (centro).

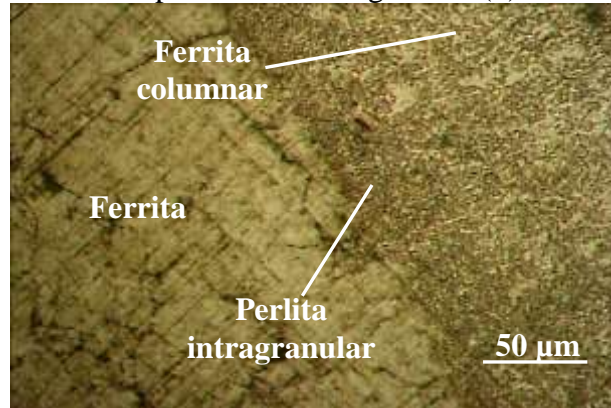


Figura 3.6 (c). Zona fundida borde inferior.

En la figura se muestra la microestructura del recubrimiento obtenido, la misma fue tomada en una zona cercana al borde, se puede apreciar la presencia de una red de ferrita en forma de placa (zonas claras), estructura equiaxial con una distribución del grano en forma homogénea, también se observa una estructura perlítica que corresponde a las zonas grises típica de un acero de bajo carbono. Se observa en las microestructuras, una sección de estructuras del tipo ferrita, de perlita, de zonas claras y oscuras respectivamente. La austenita presente se muestra en los límites de grano. La fotografía 3.6 (a) correspondiente a una sección del cordón, donde se puede observar la presencia exclusiva de ferrita acicular en los límites de granos, resultados consistente con Reyes-Carcasés *et al.* (2018).

Se puede apreciar además en las microestructuras que no se revelan defectos típicos como falta de fusión y penetración del cordón, presencia de poros, inclusiones, microgrietas, lo que demuestra buena aplicación del cordón. En el detalle (c) se aprecia una microestructura más fina que la presentada por el material base en el detalle (b), lo cual se puede explicar en términos de un proceso de recristalización forzada por un incremento en la temperatura y el posterior enfriamiento brusco de las zonas cercanas a la zona de fusión, generándose una

zona de grano más fina, trayendo como consecuencia una diferencia en cuanto a las propiedades mecánicas, criterio que coincide con Reyes-Carcases *et al.* (2018).

3.8.1. Comportamiento microestructural para la ZAC (Zona Afectada por el Calor)

Se analiza en la figura 3.7 el perfil microestructural del depósito en la ZAC del cordón de soldadura) para probetas soldadas con electrodos E 6010.

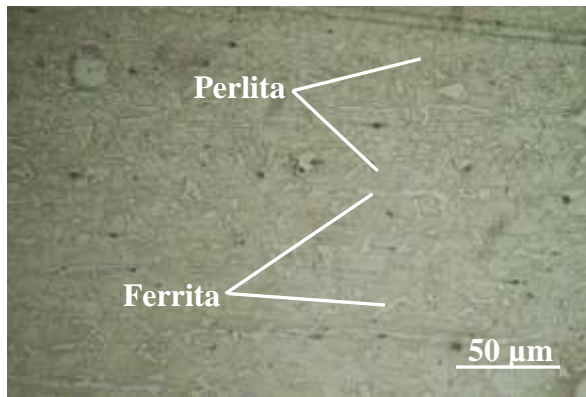


Figura 3.7 (a). Zona AC borde superior.

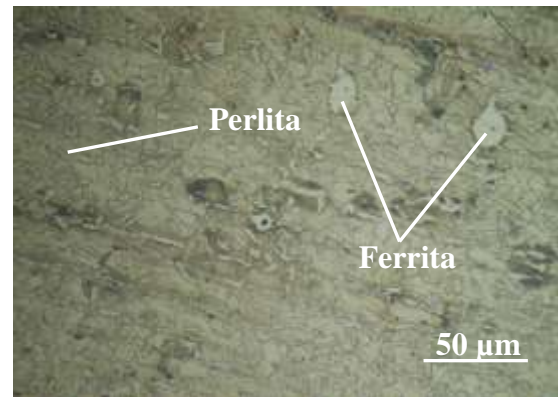


Figura 3.7 (b). Zona AC (centro).

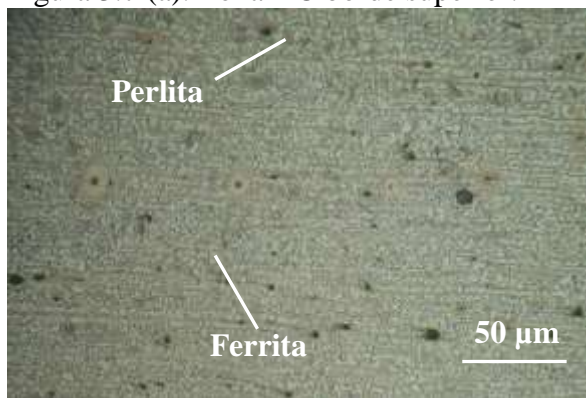


Figura 3.7 (c). Zona AC borde inferior.

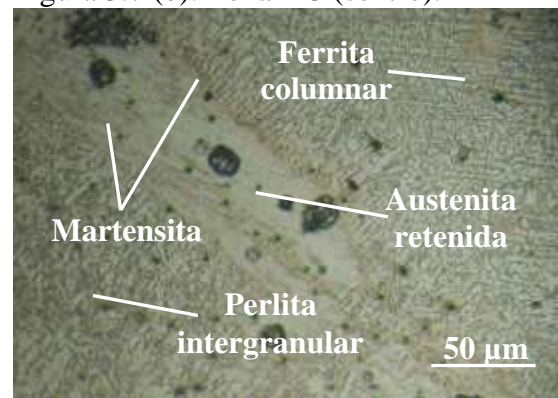


Figura 3.7 (d). Zona de la interface.

En la figura se muestra un detalle de la intercara del cordón en la zona afectada por el calor. Se observa en la figura 3.7 (b) una variación morfológica local, comparando la microestructura desarrollada en el cordón con la de la zona afectada por el calor.

La diferencia puede atribuirse a la formación de una zona interfacial, característica de estos procesos, conocido con el nombre de “zona de fusión del material base”. En la unión soldada, la intercara de la soldadura es un estrecho límite que separa la zona de fusión del material de aporte del electrodo, de la ZAC, constituida por una banda completa y delgada de metal base parcial o completamente fundido durante el proceso de fusión, el cual se ha solidificado inmediatamente después, pero antes de mezclarse con el metal en la zona del cordón. Por tanto, su composición química es idéntica a la del metal base.

Se observa una sección de estructuras del tipo ferrita, perlita, zonas claras y oscuras respectivamente. La austenita presente se muestra en forma de granos. La estructura de la figura 3.7 (d) se muestra una sección de la probeta correspondiente a la interface del cordón, donde se puede observar la presencia de martensita en color más oscuro, sobre una matriz de austenita retenida, según lo reportado por Reyes-Carcasés *et al.* (2018).

3.8.2. Comportamiento microestructural de la ZF con electrodo E 7018

El estudio de microscopía óptica realizado a la ZF, permite observar el tamaño de grano promedio, la distribución de los microconstituyentes y algunos aspectos morfológicos que sugirieron durante el ciclo térmico de soldadura. La observación se realizó en el plano paralelo a la dirección de laminación, en la sección longitudinal. Las microestructuras que se observan en la figura 3.8 se corresponde con la zona fundida para el electrodo E 7018.

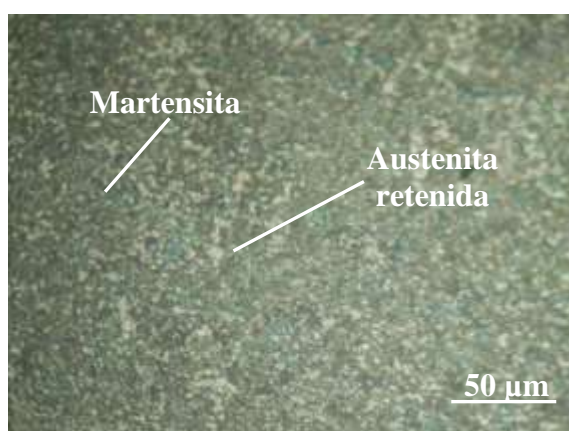


Figura 3.8 (a) Zona fundida borde superior.

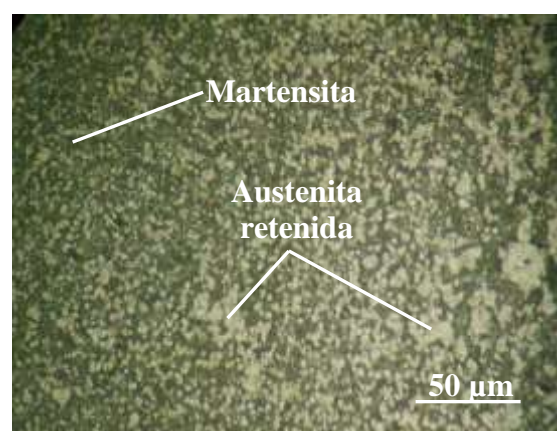


Figura 3.8 (b) Zona fundida (centro).



Figura 3.8 (c) Zona fundida (centro).

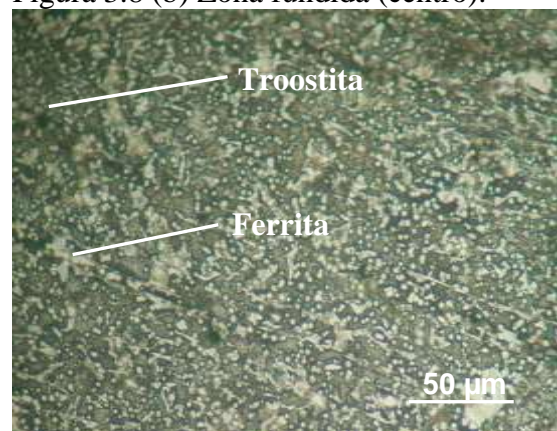


Figura 3.8 (a) Zona fundida (borde inferior)

Las fotografías de la figura muestran una sección de la zona fundida del depósito realizado con el electrodo E 7018, donde se puede observar la presencia de martensita en color más oscuro sobre una matriz de austenita retenida (representada por las zonas blancas 3.8 a).

Las zonas mucho más oscuras de la microestructura representan la presencia de martensita, pero en forma masiva.

Se puede observar que la microestructura observada en el material de aporte (3.8 b), para dos pases, corresponde a una estructura de matriz austenítica con la presencia de martensita y en la probeta 3.8 (d) se observa la troostita y una pequeña cantidad de ferrita distribuida por la frontera de los granos y de pequeñas dimensiones, con presencia de carburos.

3.8.3. Comportamiento microestructural de la ZAC con electrodo E 7018

En la figura 3.9 se muestra un detalle de la intercara del cordón zona afectada por el calor. Se puede apreciar una variación morfológica local, comparando la microestructura desarrollada en el cordón con la de la zona afectada por el calor.

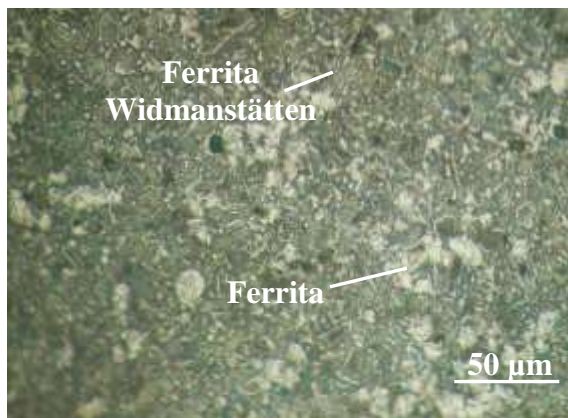


Figura 3.9 (a). Zona AC borde superior.

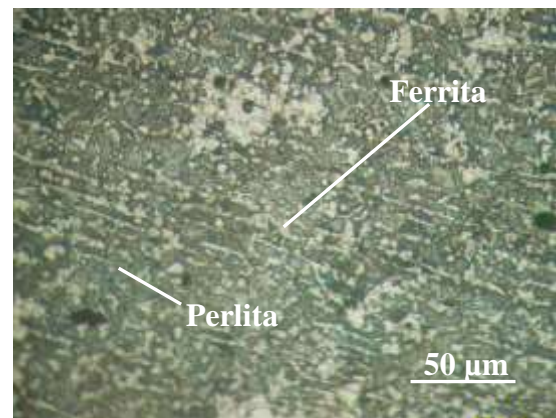


Figura 3.9 (b). Zona AC (centro).

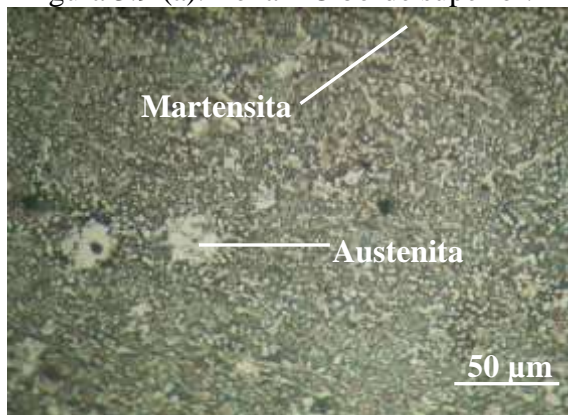


Figura 3.9 (c). Zona AC (centro).

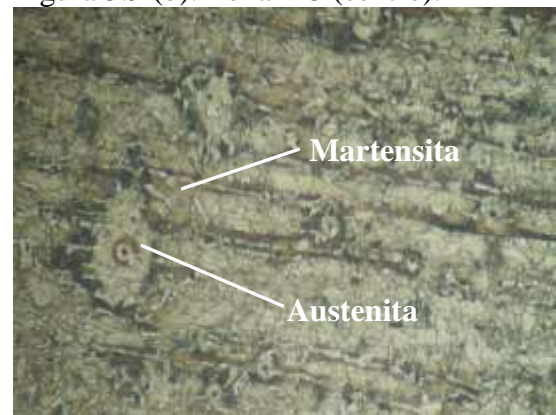


Figura 3.9 (d). Zona AC (borde inferior).

Las microestructuras son del recubrimiento obtenido en la ZAC con el electrodo E 7018. La trayectoria seguida en forma ascendente, comienza con una macrofotografía que muestra el cordón en la zona afectada por el calor y la sección tomada en la probeta para el análisis siguiente. En la figura 3.9 (a) se muestra una sección de estructuras del tipo Widmanstätten y granos bien definidos de ferrita. La fotografía de la derecha (3.9 (b) muestra una sección

del cordón, donde se puede observar la presencia exclusiva de carburos en los límites de grano en una matriz austenítica.

En la figura 3.9 (c) se observa que al aplicar el cordón un tratamiento térmico posterior, las fases presentes son una matriz de austenita y martensita; presentando la forma de grano irregular, característica de dicha estructura con una distribución similar y en la figura 3.9 (d), se muestra una sección de estructuras del tipo martensita y austenita, con zonas claras y oscuras respectivamente. La austenita presente en los límites de grano. Se observa que al aplicar en el cordón un tratamiento térmico posterior de temple, las fases presentes son Widmanstätten, perlita y ferrita; donde la perlita y la ferrita presentan tamaño de grano similar y la ferrita una distribución mayor.

En la región sobrecalentada de grano grueso, la ferrita proeutectoide se nuclea en las juntas del grano austenítico y forma también agujas dirigidas hacia el interior de los granos grandes existentes (estructura de Widmanstätten). Estructuras similares aparecerán también en el enfriamiento del metal fundido, criterio expuesto por Reyes-Carcasés *et al.* (2018).

Las propiedades mecánicas de la ZAC, varían con respecto al acero base y se notará un ligero aumento en la dureza, límite elástico y resistencia a la tracción, mientras que la estructura basta de la zona recalentada (estructura Widmanstätten) suponen una disminución de la resiliencia y como consecuencia un aumento en la fragilización, que en algunos casos se recomienda un posterior tratamiento térmico con la finalidad de regenerar el grano, coincidente con Reyes-Carcasés *et al.* (2018).

3.8.4. Análisis microestructural de la interface del cordón

La figura 3.10 muestran cortes transversales de las probetas soldadas observándose el metal base, el material recargado y el bajo nivel de defectos macroscópicos (poros, inclusiones de escoria, fisuras). Sobre los cortes transversales de los cupones soldados se puede ver que para las probetas soldadas con electrodo E 7018, la composición del depósito es diferente al del electrodo E 6010, se obtuvo un mayor espesor, así como un mayor ancho de cordón.

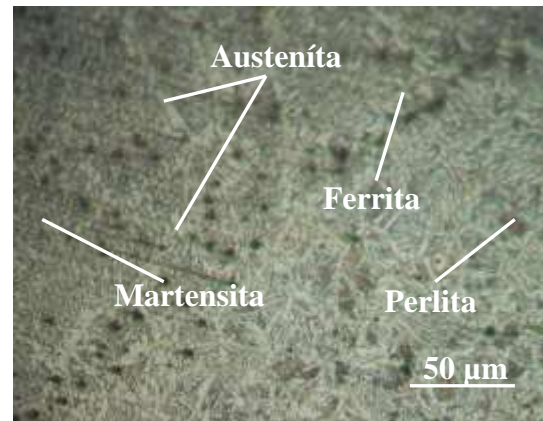
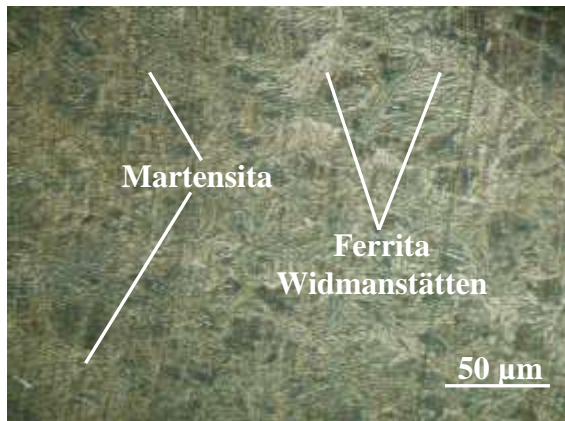


Figura 3.10 (a) Zona interface borde superior. Figura 3.10 (b) Zona interface (centro)

Durante el Tratamiento Térmico Posterior a la Soldadura, *Post Welding Heat treatment* (PWHT) tiene lugar la difusión de elementos segregados durante el proceso de solidificación, disminuyendo el gradiente de concentración de los mismos. Como consecuencia de este fenómeno difusivo la austenita retenida ya no se inestabiliza (3.6 (a)) y puede transformarse finalmente en martensita (3.10 (b)). Analizando la distribución de los diferentes aleantes en la microestructura de la probeta patrón. Se observa una distribución relativamente uniforme de los mismos a través de los mapeos de composición química.

En la 3.10 (a) se observa la evolución microestructural en función de la distancia a la línea de fusión. Se pueden ver la fase martensita y la austenita retenida. Dicha martensita se presenta más oscura en la zona inferior del depósito, debido al revenido que realizaron los sucesivos cordones depositados, con la consecuente precipitación de carburos. Este efecto disminuye a partir de los 5 mm, estando prácticamente ausente en la superficie.

3.9. Análisis de la dureza longitudinal

La evaluación de la dureza se realizó en dos ensayos diferentes, para la dureza longitudinal, solo se reportan los valores en el material de aporte a nivel superficial y se obtuvieron los siguientes resultados que se muestran en la tabla 3.7; se corresponden con las muestras soldadas con el electrodo E 6010.

Tabla 3.7. Dureza en los cordones con electrodos E 6010 (1er pase)

Probetas	Dureza (HRC)	Promedio (HRC)
1	35 – 31 – 35 – 34 – 34 – 36 – 32	33
2	34 – 34 – 33 – 34 – 34 – 34 – 33	34
3	34 – 39 – 39 – 36 – 36 – 31 – 38	36
4	35 – 37 – 37 – 37 – 38 – 37 – 35	36,5
5	35 – 36 – 34 – 35 – 37 – 37 – 37	35,8
6	35 – 37 – 36 – 36 – 35 – 37 – 38	36,2
7	33 – 35 – 35 – 36 – 35 – 32 – 35	34,4
8	36 – 32 – 36 – 35 – 36 – 35 – 35	35
9	36 – 38 – 36 – 37 – 36 – 37 – 35	36,4
	Promedio general	35,2

Se puede observar que los cordones evaluados presentan variaciones en cada una de las mediciones a lo largo del ensayo, pero las mismas no representan diferencias significativas. Las durezas reportadas son como consecuencia del promedio de dichas mediciones, esta dureza reportada no afecta la integridad del elemento soldado.

La tabla 3.8 muestra las dureza de los cordones de soldadura con 2 pases, aquí se han considerado las muestras que fueron sometida a este proceso después de ser soldadas con el electrodo E 7018.

Tabla 3.8. Dureza de las muestras con cordones de 2 pases (E 7018)

Probetas	Dureza	Promedio
1	33 – 30 – 32 – 31 – 31 – 32 – 32	31,5
2	31 – 31 – 31 – 33 – 32 – 30 – 32	31,4
3	32 – 31 – 32 – 32 – 33 – 32 – 32	32
4	33 – 32 – 32 – 33 – 31 – 32 – 33	32,2
5	32 – 33 – 32 – 32 – 31 – 33 – 32	32,1
6	32 – 33 – 32 – 31 – 30 – 33 – 31	31,7
7	32 – 31 – 31 – 30 – 30 – 31 – 32	31
8	30 – 33 – 32 – 33 – 30 – 31 – 30	31,2
9	33 – 31 – 31 – 30 – 31 – 32 – 31	31,2
	Promedio general	31,5

En el depósito del electrodo E 7018, podemos observar que la dureza, en términos generales, no sufre variaciones, pero se delimita un decrecimiento en el valor de las mismas, a medida que aumenta el número de pases. A partir de los valores reportados, se puede afirmar que todas las durezas del depósito se encuentran entre 31 y 33 HRC, por lo tanto, los cordones desde el punto de vista de la dureza, presentan buena resistencia.

La disminución de la dureza en el depósito con electrodo E 7018 está asociada a que, cuando se realiza la soldadura multipasadas, esta se convierte en un tratamiento térmico de recocido con la disminución de la dureza anterior. Entre las diferentes pasadas, se produjo un revenido de los cordones previos, evidenciado a través del oscurecimiento de la martensita, debido a la precipitación de carburos, mayor en la primera capa y disminuyó en la última. En las zonas afectadas por el calor se produjo la caída de la dureza, principalmente en las de mayor calor aportado, reportado por Reyes-Carcases *et al.* (2018).

3.10. Análisis estadístico

Se modeló estadísticamente a través del análisis de regresión, la influencia de las variables carbono equivalente sobre la dureza luego de realizado los depósitos de cordones en el acero AISI 1025 con ambos electrodos, para definir si los efectos de las variables son significativos. En la figura 3.11 muestra el comportamiento de las curvas al plotear cada una de las variables teniendo en cuenta sus niveles.

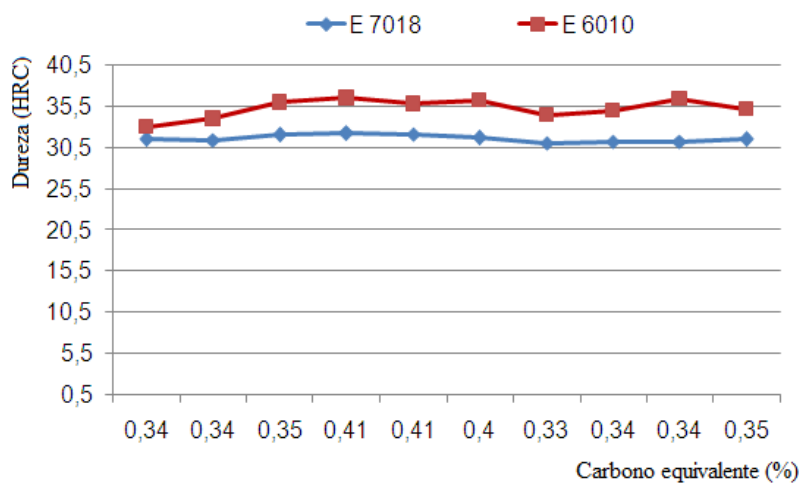


Figura 3.11. Comportamiento de la dureza vs carbono equivalente.

Al considerar el carbono equivalente y su influencia en la dureza de la zona fundida de la unión soldada con electrodos E 6010 y E 7018, se puede apreciar que existe un incremento de la misma para el electrodo E 6010 y una disminución de esta para el E 7018. A pesar de que este último se emplea para ofrecer mayor resistencia a la unión, hay que considerar que al depositar los primeros cordones de soldadura (raíz), con el primero se provocó la alteración de la red cristalina e incrementó la dureza, el segundo provocó el efecto de un recocido en la unión soldada.

3.10.1. Análisis de regresión múltiple

Los resultados experimentales fueron procesados por el análisis de regresión múltiple donde se consideró la interacción del carbono equivalente sobre la dureza del depósito con los electrodos E 6010 y E 7018. La tabla 3.9 muestra estos resultados.

Tabla 3.9. Análisis de regresión múltiple

Análisis de regresión múltiple					
Variable dependiente: CE					
Error estadístico					
Parámetro	Estimación	estándar	T	P-Valor	
CONSTANTE	27,8317	41,0174	0,678533	0,3192	
E 7018	-0,0106022	1,4663	-0,00723054	0,49944	
E 6010	21,4768	18,7312	1,14658	0,2892	
Análisis de Varianza					
Fuente	Suma de cuadrados	GL	Cuadrado medio	Cociente-F	P-Valor
Modelo	4,24142	2	2,12071	1,90	0,2196
Residuo	7,82358	7	1,11765		
Total (Corr.)	12,065	9			
R-cuadrado = 35,1547 porcentaje					
R-cuadrado (ajustado para g.l.) = 96,6275 porcentaje					
Error estándar de est. = 1,05719					
Error absoluto medio = 0,65759					
Estadístico de Durbin-Watson = 1,26356 (P = 0,0285)					

La salida muestra los resultados del ajuste a un modelo de regresión lineal múltiple para describir la relación entre el CE y 2 variables independientes. El ajuste del modelo es:

$$C_{equiv} = 27,83 - 0,0106 \cdot E\ 7018 + 21,47 \cdot E\ 6010$$

Dado que el p-valor es menor o igual a 0,5; existe relación estadísticamente significativa entre las variables para un nivel de confianza del 90 % o superior.

El estadístico R-cuadrado indica que el modelo explica un 35,1547 % de la variabilidad en CE. El estadístico R-cuadrado ajustado, que es más conveniente para comparar modelos con diferentes números de variables independientes, es 96,62 %. El error estándar de la estimación muestra la desviación típica de los residuos que es 1,05. El error absoluto medio (MAE) de 0,65 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 0,49; perteneciendo a E 7018.

La tabla 3.10 muestra el intervalo de confianza de las variables para un 95 %.

Tabla 3.10. Intervalo de confianza

95,0% intervalos de confianza para las estimaciones de los coeficientes				
Error				
Parámetro	Estimación	Estándar	Límite Inferior	Límite superior
CONSTANTE	27,8317	41,0174	-69,1594	124,823
E 7018	-0,0106022	1,4663	-3,47787	3,45666
E 6010	21,4768	18,7312	-22,8155	65,7692

Se observa un 95,0 % intervalos de confianza para los coeficientes en el modelo. Estos intervalos muestran la precisión con que pueden estimarse los coeficientes dada la cantidad de datos disponibles y el ruido que está presente.

3.11. Simulación por el Método de los Elementos Finitos

En la figura 3.12 se muestra la distribución de tensiones, como un proceso transitorio-no lineal al lograr como resultado campos térmicos distribuidos a todo lo largo de la costura, dichos campos están asociados al sistema de embridamiento o rigidez de la junta.

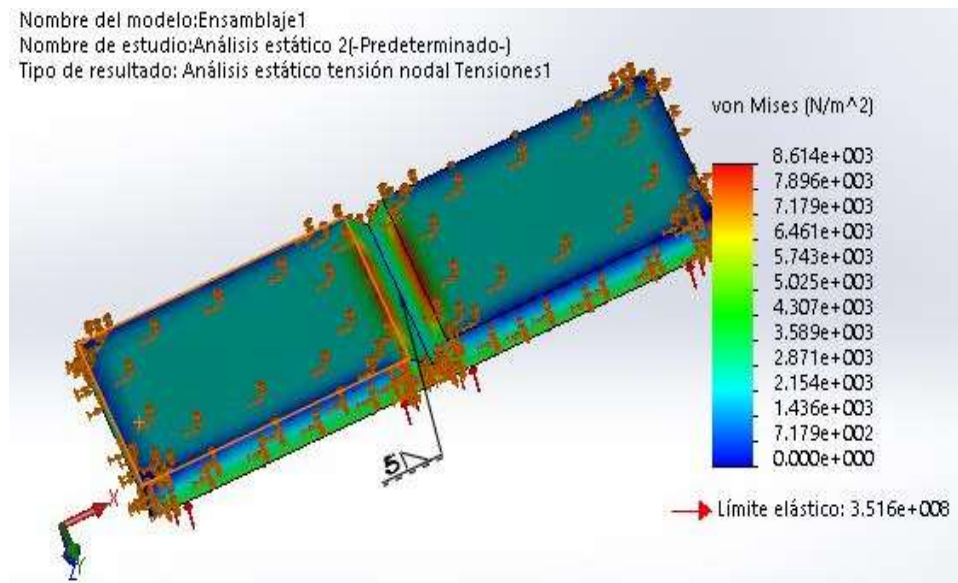


Figura 3.12. Distribución de tensiones para el E 6010.

En el proceso de soldadura del acero AISI 1025 con el electrodo E 6010, para un primer cordón en la junta soldada, han ocurridos fenómenos físicos como consecuencia del campo de temperatura, el de esfuerzos y deformaciones y el de estado microestructural. Estos fenómenos presentados, no de forma aislada en la superficie del material, han originados la

presencia de esfuerzos residuales, los cuales tienen un efecto muy significativo en la integridad de las estructuras, debido a que disminuyen la resistencia a la fatiga y resistencia mecánica, criterio que coincide con Almaguer-Zaldivar y Estrada-Cingualbres (2015).

Para el acero AISI 1025, las transformaciones de fase comienzan, según el diagrama Fe-C, a los 727 °C, luego desde 900 hasta 1 100 °C, isothermas del proceso de soldadura, donde existe la transformación del carbono en la austenita, hasta la temperatura de 1 148 °C que inicia la transformación del eutéctico al eutectoide, transformaciones que generan durante el proceso de soldadura que las tensiones en el acero sean desde 8,61 hasta 6,4 MPa.

Se establecieron las tensiones para el 2do cordón con el electrodo E 7018. En la figura 3.12 se muestra el comportamiento obtenido.

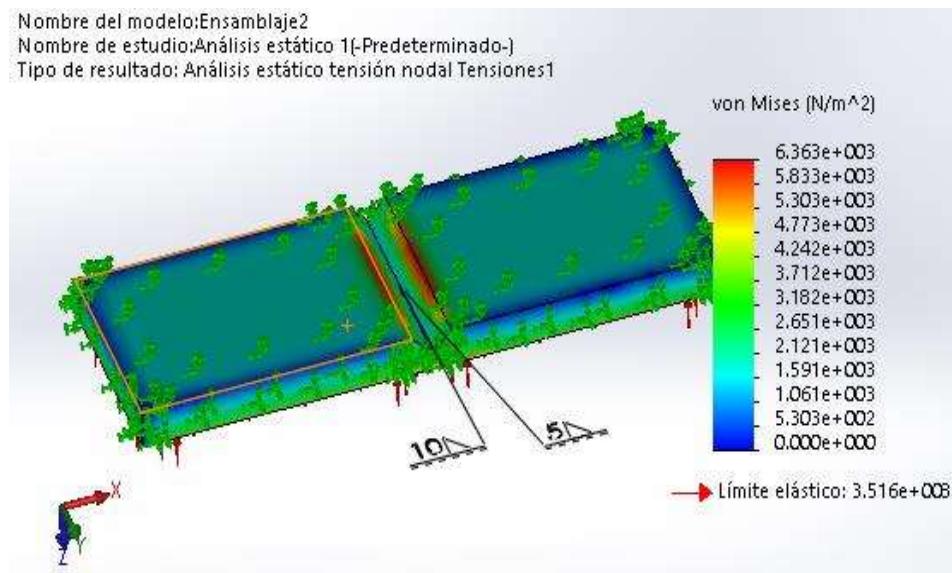


Figura 3.12. Distribución de tensiones para el E 7018 segundo cordón.

Al realizar el proceso de soldadura con el electrodo E 7018, en el segundo cordón, se observa que las máximas tensiones se obtienen en la zona fundida, con un valor de 6,36 MPa, en la medida que el calor se distribuye por la superficie del acero, en la interface hay un descenso de hasta 5,30 MPa, siendo más brusco la caída de dichas tensiones en la zona afectada por el calor, donde las mismas tienen un comportamiento entre 4,24 y 3,71 MPa, comportamiento que está en correspondencia con las isothermas determinadas a distintas distancias de la fuente de calor, coincidente con Bhatti *et al.* (2015).

Las tensiones obtenidas para el tercer cordón se observan en la figura 3.13, en la cual las mismas están distribuidas en las diferentes zonas de la unión soldada.

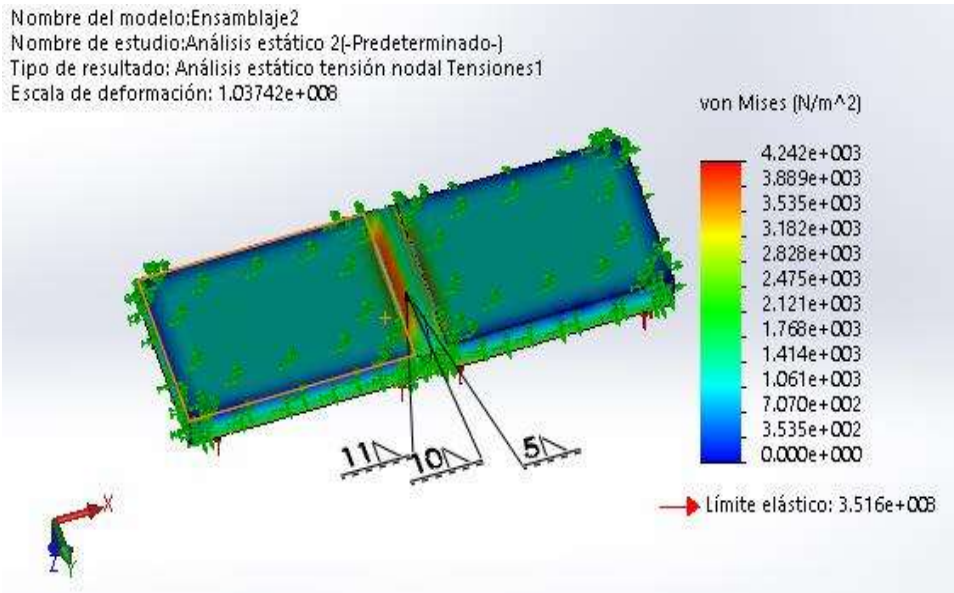


Figura 3.13. Distribución de tensiones para el E 7018 tercer cordón.

En el depósito del tercer cordón se observa que, en relación al primer pase y el 2do pase, las tensiones tienen un comportamiento descendente, en la zona fundida las tensiones están entre 4,24 y 3,53 MPa que representa un 55,5 % con respecto a la primera, de igual manera en la interface es de 3,18 MPa y de 2,8 MPa para la zona afectada por el calor.

Los cambios obtenidos en las variaciones de las tensiones desde el 1er cordón con el electrodo E 6010 y en los pases sucesivos con el electrodo E 7018 se debe a que en la soldadura multipasada, de igual manera que existe una disminución en la dureza, también lo hacen las tensiones debido a que la estructura se encuentra menos tensionada.

El estado tensional se produce en la plancha debido a los cambios de temperatura. De acuerdo a la orientación de las tensiones residuales respecto al eje del cordón de soldadura se clasifican en longitudinales y transversales (son mayormente de compresión), siendo las primeras paralelas al eje del cordón y las segundas perpendiculares a éste. En la unión soldada estudiada se aprecia que existen zonas como en el cordón de soldadura con valores muy bajos de tensiones (tercer cordón) y otras con valores elevados (1er cordón).

De acuerdo al enfoque local cuando en un material existen puntos en los cuales se iguale o supere el límite de fluencia, es suficiente para que se inicie una grieta de fatiga. Se observa que precisamente en la zona de afectación térmica existe una franja delgada en ambos lados del cordón en la que las tensiones alcanzan valores superiores al límite de fluencia del

material. Por lo tanto, es posible que en esa zona se desarrollen grietas de fatiga, criterio reportado por Waheed *et al.* (2015).

3.12. Valoración económica

Los costos son aquellos recursos que se aplican en la fabricación de los bienes o servicios que la empresa ofrece, por el contrario, los gastos serían aquellos, aplicados en el período contable, en los que se incurrió para conseguir los ingresos de un determinado período o que fueron necesarios para que la empresa pudiera existir durante el mismo. En la tabla 3.11 se recogen los costos por concepto de rotura y reparación del tanque y por el agrietamiento en el cordón de soldadura.

Tabla 3.11. Resumen de los costos de la reparación.

Descripción	Renglones	Costos USD
Equipos y materiales	Ladrillos antiácidos	659 446, 94
	Herramientas	
	Goma	
Tubería y accesorios	Válvulas y tuberías	163 659, 69
	Tornillerías	
	Disco de corte	
Mano de obra	Reparaciones dinámicas	414 927, 16
	Reparación de motores	
	Trabajos eléctricos	
	Instrumentación	
	Reverbería	
Compra de materiales	Viga	44 479,84
	Plataformas (andamiaje)	
	Planchas	
Servicio de ingeniería	Fabricación del tanque	20 200,00
	Administ y proyectos	
	Grupo técnico de mtto	
Otros gastos	Impuestos	111 800,00
	Contingencia	
	Estimado	
Total		1 486 355, 86

Como se puede apreciar en la tabla anterior, al estimar los costos de reparación por efecto del agrietamiento del cordón de soldadura, se tiene un costo de 1 486 355, 86 USD. Se puede plantear entonces que, al agrietarse el cordón de soldadura, la pulpa lixiviada afecta el sistema de construcción del tanque y conlleva a realizar reparaciones costosas que afectan a la empresa y la economía del país.

3.13. Valoración del impacto medio ambiental

El proceso de industrialización y desarrollo ha traído una explotación indiscriminada de los recursos naturales y con ello la contaminación a niveles permisibles de los principales recursos con los cuales cuenta el hombre. Es por ello que constituye una prioridad dentro de cada empresa que se vele y se trabaje sobre la base de disminuir la contaminación que se puede producir.

En las plantas de procesamiento de minerales también se generan grandes cantidades de residuales líquidos que contaminan las aguas. Cuba por ser una isla larga y estrecha hace que la contaminación que se produce en las cuencas hidrográficas se traslade rápidamente a la zona costera y por tanto estos también deben ser incluidos.

Todo residuo o desecho que pueda causar daño a la salud o al medio ambiente es considerado como peligroso, fundamento por el cual los gobiernos tienen la responsabilidad de promover la adopción de medidas para reducir al máximo la generación de estos desechos, así como establecer políticas y estrategias para que su manejo y eliminación se ejecuten sin menoscabo del medio ambiente y se reduzcan sus propiedades nocivas mediante técnicas apropiadas.

Moa constituye un foco contaminante, producto de las industrias que posee, las cuales arrojan al medio ambiente gran cantidad de productos tóxicos que contaminan tanto el aire, la tierra y el agua. En el caso específico de esta, se ha logrado trazar una efectiva política que permite que no ocurran agresiones al medio ambiente y en el caso que ocurran provoquen el menor daño posible. En estas se almacenan gran cantidad de productos que pueden constituir focos de contaminación. Entre estos podemos mencionar el amoníaco, el azufre y el petróleo.

En el caso del amoníaco es un gas tóxico, el cual puede provocar asfixia al ser inhalado. Al constituir una reserva grande puede llegar a afectar un gran porcentaje de los habitantes de la ciudad. En caso de llegar a producirse un escape se recomienda acostarse en el piso y cubrirse la cara con un pañuelo o ponerse la careta antigás. En caso de existir obras protectoras, correr de forma transversal al viento hasta llegar a ella.

3.13.1. Humos producto de la soldadura

Es un problema frecuente en talleres y zonas de trabajo de soldadura, la degradación de la calidad ambiental, motivada por los humos y gases producidos por las emanaciones ocasionadas por la fusión de los materiales de aporte y de los mismos metales a soldar.

Los gases más comunes que aparecen como componentes del humo de soldadura son: el ozono, los gases nitrosos y el dióxido de carbono, aunque existen otros que se presentan en ocasiones particulares y en dependencia de las características específicas del proceso que se está realizando, como por ejemplo el gas fosgeno, los fluoruros

La solución más común consiste en despedir el aire viciado al exterior, lo cual, si bien soluciona el problema inmediato, significa expulsar al exterior elementos contaminantes, acción que las legislaciones medioambientales al respecto restringen severamente. Además, en los talleres donde existe climatización, significa expulsar al exterior un aire climatizado y, por tanto, derrochar así la energía utilizada para llevarlo a esa condición. La solución óptima consiste en depurar y reciclar el aire ambiente, mediante sistemas de filtrado adecuados.

3.14. Conclusiones del capítulo 3

- ✚ Las microestructuras obtenidas han permitido observar y analizar los importantes cambios a los que están sujetos el acero de bajo contenido de carbono AISI 1025 al ser sometidos al proceso de soldadura manual por arco eléctrico con diferentes tipos de electrodos como el E 6010 y el E 7018, en las mismas no se observó defectos de poros y grietas.
- ✚ Fue caracterizado el comportamiento microestructural en la zona fundida, la zona afectada por el calor y la interface del cordón de soldadura realizados el depósito con electrodo E 6010 y con E 7018 en el acero AISI 1025.
- ✚ El efecto del fenómeno del agrietamiento en la unión soldada del tanque genera desecho considerados peligrosos que causan daño a la salud y al medio ambiente, los mismos contaminan tanto el aire, la tierra y el agua.

CONCLUSIONES GENERALES

- ✚ El contenido de carbono de 0,30 % en el acero AISI 1025, la dureza de 35,2 HRC obtenida con el electrodo E 6010 y de 31,5 HRC con el E 7018, así como las tensiones de 8,61 MPa para el primer pase hasta 2,8 MPa en el tercer pase, no provocan el efecto del agrietamiento en la soldadura multipasadas de este acero.
- ✚ Las microestructuras obtenidas tanto en la zona fundida, en la zona de influencia térmica y en la interface del cordón en el depósito con los electrodos E 6010 y E 7018, son del tipo ferrita, de matriz austenítica con presencia de martensita y estructura aislada del tipo ferrita Widmanstätten, las cuales no se caracterizan por provocar agrietamiento en uniones soldadas.
- ✚ La reparación del tanque de descarga de la planta de lixiviación por concepto de materiales, mano de obra y otros insumos, incurre en costos generales de 1 486 355, 86 USD.
- ✚ Durante el proceso de soldadura se generan gases y humos tóxicos propios del proceso que afectan la salud de los operarios y del personal que allí labora, igual incidencia presenta el derrame de fluido tóxico que se generan en el proceso de lixiviación.

RECOMENDACIONES

- ✚ Analizar si, el fenómeno de agrietamiento en el tanque, es producto de las tensiones que surgen en el proceso de conformación del cilindro, ya que los resultados de este trabajo demuestran que, el agrietamiento no es producto del proceso de soldadura.
- ✚ Considerar someter a proceso de tratamiento postsoldadura en las proximidades del cordón con el objetivo de eliminar las tensiones que surgen durante el proceso de soldadura y que algunas de estas tensiones están presentes en el material, producto del proceso de obtención por laminado.
- ✚ Elaborar un prototipo de cilindro, considerando el escalado y analizar que influencia ejercen las tensiones radiales, las longitudinales y las transversales en el material luego de ser sometido a proceso de soldadura.

Referencias bibliográficas

REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. Almaguer-Zaldivar, P.; Estrada-Cingualbres, R. Evaluación del comportamiento a fatiga de una unión soldada a tope de acero AISI 1015. *Ingeniería Mecánica*. 18 (1): 31-41, 2015.
2. Alam, M. The significance of weld imperfections and surface peening on fatigue crack propagation life of butt-welded joints. *Journal of Materials Processing Technology*. Vol. 153-154, pp. 931-937. 2004.
3. ANSI/AWS B4.0-98: Standard Methods for Mechanical Testing of Welds. American Welding Society, pp. 62-64, 1997.
4. Arora, A. La Ciencia e Ingeniería de los materiales. Ed. Iberoamérica, México, 2011.
5. Balasubramanian, T.; Guha, B. Influence of weld size on fatigue crack growth characteristics of flux cored arc welded cruciform joints. *Materials Science and Engineering*. A265 (111): 7-17, 1999.
6. Babu, S.; Elmer, J.; Vitek, J.; David, S. Time-resolved X-ray diffraction investigation of primary weld solidification in Fe-C-Al-Mn steel welds. *Acta Materialia*. 50 (6): 4763-4781, 2002.
7. Baik, B.; Yamada, K.; Ishikawa, T. Fatigue crack propagation analysis for welded joint subjected to bending. *International Journal of Fatigue*. 33 (3): 58-74, 2011.
8. Baohua, C.; Yaow, S.; Shijie, D. Studies on a computational model and the stress weld characteristics of weld-bonded joints for a car body steel sheet. *Journal of Materials Processing Technology*. 100 (25): 171-178, 2000.
9. Barsoum, Z.; Lundbäck, A. Simplified FE welding simulation of fillet welds-3D effects on the formation residual stresses. *Engineering Failure Analysis*. 16 (1): 22-81, 2009.
10. Bhatti, A.; Barsoum, Z.; Murakawa, H. Y Barsoum, I. Influence of thermo-mechanical material properties of different steel grades on welding residual stresses and angular distortion. *Materials and Design*, 65(12): 878-889, 2015.
11. Bedolla-Jacuinde, A.; Arias, L.; Hernandez, B. Kinetics of secondary carbides precipitation in a high-chromium white iron. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 12 (4): 371-382, 2003.
12. Berkovis, D.; Di, K. Consideration of the effect of residual stresses on fatigue welded aluminum alloys structures. *Journal of Fatigue & Fracture of Engineering Material and Structure*. 21 (4): 159-170, 1998.
13. Bhadeshia, H. Atomic diffusion. *Materials Science & Metallurgy*, 2-year course, Metals and Alloys, 2003.

14. Calderón, M. Nitruración en baño de sales. Universidad Nacional Mayor de San Marcos, Tesis, Lima, Perú. 2005.
15. Callister, W. Fundamentals of Materials Science and Engineering, Binder Ready Version: An Integrated Approach. 1987.
16. Cary, H. Modern welding technology, 4th ed. Prentice Hall. Ohio. USA. 1998. pp. 107-204.
17. Carslaw, H.S. and Jager, J.C. (1967) Conduction Heat in Solid. Clarendon Press, Oxford, 52, 78. 1967.
18. Carrión, H.; Fernández-Columbié, T.; Gámez-Córdova, O.; Durán-Batista, N. Microestructura de una unión disímil AISI 321 y una aleación A 351 HK-40 obtenida mediante soldadura manual por arco eléctrico. 32 (2): 112-123, 2005.
19. Cisilino, A.; Chapetti, M.; Otegui, J. Minimum thickness for circumferential sleeve repair fillet welds in corroded gas pipelines. International Journal of Pressure Vessel and Piping. 79 (9): 67-76, 2002.
20. Chacín, F. Diseño y análisis de experimentos I. Ed. FEPUVA – UCV. Caracas, Venezuela. 2000. p 388.
21. Changheui, J.; Pyung-Yeon, C.; Minu, K.; Seung-Jin, O.; Jun-Seog, Y. Effects of microstructure and residual stress on fatigue crack growth of stainless steel narrow gap welds. Materials and Design. 31 (12): 1862-1870, 2010.
22. Clapp, P.; Becquart, C.; Charpenay, S.; Kim, D.; Cerjak, Y.; Zhao, Y.; Rifkin, J. Martensitic transformations and fracture examined by computer simulation. Annual Report of the Centre d'Etude, Saclay, France, 1993.
23. David, S.; Vitek, J. Correlation between solidification parameters and weld microstructures”, International Materials Reviews, 34 (5): 213-245, 1989.
24. Ferraresi, V.; Modenesi, P.; Mastelari, N.; Trevisan, R.; De Paola, W. Utilization of acoustic emission to detect reheat cracks during post weld heat treatment, Brasil 1996-2000.
25. Forrest, P. Fatiga de los metales. Ediciones URMO, Espartero, 10-Bilbao, España. Pp.: 306-314. 2000.
26. Fosca, C. Introducción a la metalurgia de la soldadura, Lima PUCP, cuarta edición, 2003.
27. 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. 1987; 2002.
28. García-Rodríguez, A.; Cobas R. Método integral configurable y flexible de ensayo de

- materiales consumibles de soldadura por arco eléctrico. *Ingeniería Mecánica*. 2 (1): 59-66, 2004.
29. Gaul, H.; Weber, G.; Rethmeier, M. Evaluation of fatigue crack propagation in spot-welded joints by stiffness measurements. *International Journal of Fatigue*. 33 (5): 740-751, 2011.
 30. Goncalves, C. Estimation of heat source and thermal efficiency in GTAW process by using inverse techniques. *Journal of Materials Processing Technology*. 172 (54): 42-51, 2006.
 31. González-Cabrera, O.; Gómez-Pérez, C.; Quintana-Puchol, R.; Perdomo-González L.; Miguel-Oria, J.; López-Fontanills, R. Alternativa de doble recubrimiento para electrodo destinado al proceso de relleno manual con arco eléctrico. *Ingeniería Mecánica*. 17 (3): 245-254, 2014.
 32. González-Cabrera, O.; Gómez-Pérez, C.; Perdomo-González, L.; Vázquez-Badillo, E. Comportamiento de la resistencia al desgaste entre depósitos obtenidos con electrodos simple y doblemente recubiertos. *Soldagem & Inspeção*. 22 (1): 87-98, 2017.
 33. González-Palma, R.; Muñoz, A.; Caamaño, F.; Portela, J. Ciclo térmico de aceros microaleados de alta resistencia 450 EMZ tipo II en el simulador de soldadura. *Asociación Española de Ingeniería Mecánica*. XVIII Congreso Nac de Ingeniería Mecánica, 2010.
 34. Gualco, A.; Marini, C.; Svoboda, H.; Surian, E. Efecto del tratamiento térmico post-soldadura sobre la resistencia al desgaste de recargues nanoestructurados base hierro. SAM/CONAMET, 20-23 de octubre 2014, Santa Fe, Argentina.
 35. Gurney, R. *Fatigue of welded structures*. Cambridge at the University Press, 1968.
 36. Guzmán-Romero. E. Efecto del proceso de soldadura por fricción radial en una aleación de aluminio AA 5754. Tesis de Máster en Electromecánica. ISMMM. 2017
 37. Gómez, L. Modelamiento y simulación del efecto de la entrada de calor en la penetración de una junta soldada Dyna, vol. 70, núm. 138, pp. 27-34, Universidad Nacional de Colombia, Medellín, Colombia, julio, 2003.
 38. Haidar, J. An analysis of the formation of metal droplets in arc welding, CSIRO Telecommunications and Industrial Physics, Australia, 1998.
 39. Hart, P.; Twi, M. *Hydrogen cracking-its causes, costs and future occurrence*. London 2000.
 40. Hebeary, R.; Shennawy, M.; Abdel-Aziz, A. Control del riesgo del hidrógeno inducido en grietas de la soldadura del acero. Congreso Internacional. El Cairo, Egipto. 19-33, 2004.

41. Heinze, C.; Schwenk, M. Rethmerier, A. Article from journal of constructional steel research: numerical calculation of residual stress development of multi-pass gas metal arc welding: 2011. JCSR-03385. 8 Pages.
42. Howard, B. Manual de Soldadura Moderna Tomo 3, Prentice Hall. Segunda edición. 1992.
43. Hsieh, K.; Babu, S.; Vitek, J.; David, S.; Dutra, D. Calculation of inclusion formation in low-alloy-steel welds, Materials Science and Engineering, A215 (111): 84-91, 1996.
44. Hussainova, I.; Schade, K. Correlation between solid particle erosion of cermets and particle impact dynamics. 1st Tribology International. 41 (14): 323-330, 2008.
45. Hyde, T.; Sun, W.; Becker A.; Williams, J. Life prediction of repaired welds in a pressurized CrMoV pipe with incorporation of initial damage Original. Research Article International Journal of Pressure Vessels and Piping. 81 (1): 1-12, 2004.
46. Easterling, K.; Introduction to the Physical Metallurgy of Welding 2nd Edition, 21st September 1992.
47. Iqbal, S. Tensile properties of austenitic, Corpus Christi College, University of Cambridge, 2002.
48. I'yashchenko, D.; Chinakhov, D.; Gotovshchik, Y. Calculation of the heat content of the electrode metal droplet when applying power supplies for manual arc welding with different volt-ampere characteristic. Applied Mechanics & Materials. 756 (234):101-104, 2015. <http://dx.doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMM.756.101>.
49. Kenchi, Reddy K.; Jayadeva, C. Microstructure and abrasive wear behaviour of shielded metal arc welding hardfacing used in agricultural implements. International Journal on Recent and Innovation Trends in Computing and Communication. 3(1): 193-202, 2015. <http://dx.doi.org/10.17762/ijritcc2321-8169.150141>
50. Kihl, D. Stochastic fatigue damage accumulation under broadband loadings, International Journal of Fatigue, 17 (5): 321-329, 1995.
51. Kirkhope, D.; Meléndez Tort, T., Aplicación del ciclo térmico de soldadura en pieza agrietadas de hierro fundido, 1999.
52. Lancaster, J. Metalurgia de la soldadura. Sixth Ed., 256-268, Woodhead Publishing, Abington Cambridge, England. 1999.
53. Laerence, T.; Sander, L. Degradación de la tenacidad al impacto durante el envejecimiento acelerado de soldadura en acero microaleado, 2005.
54. Lippold, J.; Kotecki, D. Welding metallurgy and weldability of stainless steels, 1st edition. Jhon Wiley & Sons, New Jersey, USA. 2005.

55. Li, C.; Zhu, Z.; Liu, T. Microhardness of pore walls in porous titanium prepared with novel powder metallurgy. *Powder Metallurgy*, 48 (3): 237-240, 2005.
56. López-Martínez, E.; Campillo-Illanes, B.; Garnica-González, P. Vergara-Hernández, H. Efecto del calor aportado por soldadura en un acero microaleado. *Memorias del XIX Congreso Internacional anual de la SOMIM 25 al 27 de septiembre*. Pp 701-707, 2013.
57. Lord, M.; Svensson, E.; Bhadeshia, H. Silicon-rich bainitic steel welds. Department of Materials Science and Metallurgy, University of Cambridge, 2003.
58. Maxunawa, A. Modelling of Heat and fluid flow in arc welding. *Proc Int. Trends in welding research ASM International*, 1992.
59. Mammoli, L.; Graham, E.; Reimanis, T.; Tullock, L. The effect of flaws on the propagation of cracks at bi-materials interfaces. *Great Britain*. 43 (3): 1149-1156, 1995.
60. Masubuchi, K. Analysis of welded structures: Residual stresses, distortion, and their consequences. Massachusetts Institute of Technology, USA, 1980, pp.88-110, pp. 112-145, pp. 148-187, pp. 328 - 335.
61. Maratray, F. Recargues por soldaduras resistentes a la abrasión. Consultado en marzo de 2000. Disponible en Web World Wide en: www.soldadura.com.
62. Mathew, P. Neural network modelling of hot deformation of austenite, Wolfson College, University of Cambridge, 2001.
63. Mendez, P.; Eagar, T. Modelling of welding processes through order of magnitude scaling. *Proceedings of the International Conference on Modelling and Simulation of Metal Technologies*, Ariel, Israel, 2000.
64. Menthe, E.; Rie, K. Further investigation of the structure and properties of austenitic stainless steel after plasma nitriding. *Surface and Coatings Technology*. 116 (119): 199-204, 1999.
65. 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. Tutor Prof. Tit. Rafael González Palma. Cádiz, 2009.
66. Murthy, R.; Gandhi, P.; Madhava-Rao, A. A model for fatigue prediction of offshore welded stiffened steel tubular joints using fm approach. *International Journal of Offshore and Polar Engineering*. 4 (3): 241-247, 1994.
67. Modenesi, P.; Marques, P.; Santos, D. *Introdução à Metalurgia da Soldagem*. UFMG, Belo Horizonte, p. 209, 2012.
68. Mohamed, Y. Strain-induced transformation of very strong metal. St Edmund's College, University of Cambridge, 2003.

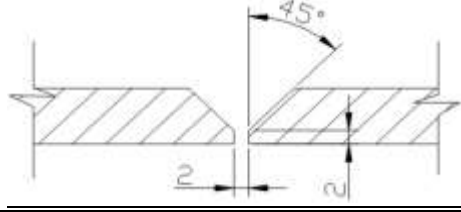
69. Mohtadi-Bonab, M.; Szpunar, J.; Razavi-Tousi, S. A comparative study of hydrogen induced cracking behavior in API 5L X60 and X70 pipeline steels. *Eng. Fail. Anal.* 33 (7): 163-175, 2013.
70. Muruganath, M. Design of welding alloys creep and toughness. University of Cambridge, 2002.
71. Mohammad, Shah. Variaciones microestructurales de una función nodular en el proceso de soldadura, 2005.
72. Nordmark, G.; Herbein, W.; Dickerson, P. Effect of weld discontinuities on fatigue of aluminum butt joints. *Journal of Welding.* 66 (6): 162-173, 1987.
73. Ouisse, M.; Cogan S. Robust design of spot welds in automotive structures: A decision-making methodology. *Mechanical Systems and Signal Processing.* 24 (6): 1172-1190. 2010.
74. Pakandam, F.; Varvani, A. Fatigue damage assessment of various welded joints under uniaxial loading based on energy methods. *International Journal of Fatigue.* 33 (11): 519-28, 2011.
75. Puchi, E. Vida a la Fatiga de Juntas Soldadas del Acero Inoxidable AISI 316L obtenidas mediante el proceso GMAW. 1998.
76. Pekka, N. Predictive model for the prevention of weld metal hydrogen cracking in high strength multipass welds. Doctorate thesis, University of Oulu. Faculty of Technology. 2003.
77. Peng-Hsiang, C.; Tso-Liang, T. Numerical and experimental investigations on the fatigue evaluation of butt -welded joints. *Metals and Materials International.* 14 (4): 361-72, 2008.
78. Plati, A., Modelling of γ precipitation in superalloys. Tesis Doctorado, Universidad de Cambridge, 2003.
79. Pitrun, M. The effect of welding parameters on levels of diffusible hydrogen in weld metal deposited using gas shielding rutile flux cored wires: Doctorate thesis, The University of Wollongong, Dpt. of Materials Engineering. 2004.
80. Pyttel, B.; Grawenhof P.; Berger, C. Application of different concepts for fatigue design of welded joints in rotating components in mechanical engineering. *International Journal of Fatigue.* 34 (10): 35-46, 2012.
81. 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.

82. Radhakrishnan, V. Hot cracking in austenitic stainless steel weld metals. *Science and Technology of welding and Joined Magazine*. 5 (1): 25-32, 2000.
83. Ramírez, A.; Cerpa, S.; Mejías, G.; León, J.; Quintero, A. Soldadura de un acero inoxidable duplex 2205 por el proceso de soldadura GTAW. *Revista Latinoamericana de Metalurgia y Materiales*. 26 (1): 43-50, 2006.
84. Real, E., Estrada, I.; Mirambell, E. Experimental and numerical investigation on shear response of stainless steel plated girders. *Proceedings of the third European Conference on Steel Structures*. Coimbra, September 2002.
85. Reyes-Carcasés, D.; Fernández-Columbié, T.; Alcántara-Borges, D. Rodríguez-González, I. Soldadura con los electrodos revestidos E 6010 y E 7018 en acero AISI 1025. *Minería y Geología*. 34 (1): 108-121, 2018.
86. Rodríguez, H.; *Metalurgia de la soldadura*. Edit Pueblo y Educación 1987. 613 pp.
87. Rowe, R.; Jeffeus, L. *Manual de Soldadura GMAW (MIG-MAG)*. Paraninfo Ediciones. España. 2008.
88. Rui-Jie, W.; and De-Guang, S. Low-cycle fatigue life prediction of spot welds based on hardness distribution and finite element analysis. *International Journal of Fatigue*. 31 (9): 508-514, 2009.
89. Satoh, K.; Matsui, S.; Horikawa, K.; Takagi, O.; Terai, K.; Yamada, S.; Okuma, Y. Correlation of implant test with the RRC and the TRC tests. *Transactions of the Japan Welding Society*. 6 (1): 31-41, 1975.
90. Savage, W. Solidification, segregation and weld imperfections. *Welding in the World*. 18 (5/6): 89-112, 1980.
91. Seok-Kang, Ju. Characterization of bainitic microstructures in low carbon HSLA steels. *International Journal of Modern Physics B*. 22 (31): 5965-5970, 2008.
92. Singh, P.; Guha, B.; Achar, D. Fatigue tests and estimation of crack initiation and propagation lives in AISI 304L butt-welds with reinforcement intact. *Engineering Failure Analysis*. 10 (2): 383-393, 2003.
93. Slecza, L. Low cycle fatigue strength assessment of butt and fillet weld connections. *Journal of Constructional Steel Research*. 60 (15): 701-712, 2004.
94. Soeiro J.; Rocha D., Brandi S. Uma breve revisão histórica do desenvolvimento da soldagem dos aços API para tubulações. *Soldagem & Inspeção*. 18 (2): 176-195, 2013.
95. Susmel L. Modified wöhler curve method and multiaxial fatigue assessment of thin welded joints. *International Journal of Fatigue*.; 43 (13): 30-42, 2012.
96. Suzuki, H. A new formula for estimating HAZ maximum hardness in welded steel, I.I.W.

Doc IX 1351-85, 2007.

97. Tang, X.; Chung, R.; Pang C.; Li D.; Hinckley, B.; Dolman, K. Microstructure of high (45 wt.%) chromium cast irons and their resistances to wear and corrosion. *Wear*. 271 (9-10): 1426-1431, 2011. <http://dx.doi.org/10.1016/j.wear.2010.11.047>.
98. Talero, J.; Muñoz, M. Introducción al cálculo de estructuras metálicas según Eurocódigo 3. 1era Edición corregida. España. 2000.
99. Tvergaard V.; Needleman, A. 3D analyses of the effect of weld orientation in Charpy specimens. *Engineering Fracture Mechanics*. 71 (17): 2179-2195, 2004.
100. Utria-Jiménez, M.; Leyva-de la Cruz, B. Fernández-Columbié, T.; Rodríguez-González, I. Efecto de las tensiones en la unión soldada tubo-brida del transportador de mineral reducido. *Minería y Geología*. 32 (1): 76-92, 2016.
101. Villa-Rabasa, A.; Hernández, G. Apuntes de metalurgia de soldadura. SEPI-ESIME. 1999.
102. Villafiorita, A. Integration of formal methods in the software development process. Cambridge, 2002.
103. Wahab, M.; Alam, M. The significance of weld imperfections and surface peening on fatigue crack propagation life of butt-welded joints. *Journal of Materials Processing Technology*. 153 (154): 931-937, 2004.
104. Waheed, R.; Shakoor, A.; Azam, A. Welding distortion control in thin metal plates by altering heat input through weld parameters. *Technical Journal, University of Engineering and Technology*. 20 (II):171-7, 2015.
105. Xiao, Z.; Tao Chen, Zhao, X. Fatigue strength evaluation of transverse fillet welded joints subjected to bending loads. *International Journal of Fatigue*. 38 (9): 57-64, 2012.
106. Zúñiga, C.; Valverde, Q.; Fosca, C. Modelización del ciclo térmico de la soldadura multipase por arco. Departamento de ingeniería: Universidad Católica de Perú 2005.

ANEXO 1

No: _____		Denominación: _____	
OT: _____		Destino: _____	
Proceso de soldadura: <u>SMAW</u>		Tipo: _____	
Elaborado por: Redumil Hernández Romero		Revisado por: _____	
Fecha: _____		Fecha: _____	
<u>Metal base:</u> Especificación SFA No: 1025 Análisis quím. y prop: C: 0,25; Mn: 0,66; Cr: 0,08; Otros: _____		<u>Croquis:</u> 	
Clasificación AWS:	E 6010		
Dimensión del electrodo:	2,4 x 455		
Espesor del depósito:	0,77 cm ²		
Preparación:	Mecánica		
Fundente del elect. (Clase)	Básico		
Nombre comercial del Fundente			
Otros:			
<u>Posición:</u> Posición de la ranura: plana Progresión de soldadura: Ascend. _ Descend. _____ Plana: X _____		<u>Pre calentamiento:</u> Temp. mín. de precal: 200 °C Temp. máx. de interpasos: _____ °C Temp. de post: 180 _____ °C Otros TT: _____	
<u>Tratamiento Térmico Post – Soldadura:</u> Rango de temp. 30 min _____ Tiempo de permanencia: _____ Enfriamiento: al aire _____ Medio: al aire _____			

Características eléctricas:
 Corriente: continua ___ Polaridad: CC+ Voltaje (rango) 25 (Volts)
 Intensidad: 75 (Amp:) _____ (Amp:) _____
 Electrodo de tungsteno: no
 Transferencia del metal (GMAW): _____
 (Spray, corto circuito)
 Velocidad de alimentación del alambre: _____ (mm / seg)

Técnica: Dimensiones de la boquilla: _____ Método de ranurado posterior de la raíz: <u>X</u> Mov del electrodo: Recto <u>X</u> Oscilatorio _____ Distancia boquilla superficie de trabajo: _____ Pases sencillos o múltiples (por lados): _____ Electrodos: sencillos <u>X</u> múltiples _____ Velocidad de ejecución (rango): 1,12 mm /seg. Martillado: _____ Otros: _____	Valoración económica: Valor inicial: \$ _____ Precio de recup.: \$ _____ Gasto de material: kg. _____ Gasto de mano de obra: hrs. _____ Otros gastos: _____ Peso de pieza: kg. _____ Costo de recuperación: \$ _____ Ahorro: \$ _____
---------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------	----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------

No. Cordón	Proc	Metal de aporte		Corriente		Voltaje		Vel de ejec (m/seg)	Otros
		Clase	Diám	AC/CD	AMP	Mín	Max		
1	SMAW	E 6010	2,4 mm	AC	121	16	18	0,003	
3	SMAW	E 7018	2,4 mm	AC	160	18	20	0,003	
4	SMAW	E 7018	2,4 mm	AC	160	18	20	0,003	

Técnica de reparación o mantenimiento preventivo

Tipo de limpieza inicial y entre pases:

Cepillo X solventes _____ abrasivos _____ Calor _____ otros _____

Preparación:

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

Factores del paro de trabajo

❖ Desgaste por:

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

❖ Rotura por:

___ Accidente X Fatiga ___ 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.