



**FACULTAD METALURGIA ELECTROMECAÁNICA
DEPARTAMENTO DE MECÁNICA**

**INFLUENCIA DE LA TEMPERATURA DE SOLDADURA EN LAS
TRANSFORMACIONES ESTRUCTURALES EN EL MATERIAL DE UN
DOMO DE CALDERA**

Tesis en opción al título de Máster en Electromecánica

Autor: Ing. Anival Enrique Nicot Hinojosa

Moa - 2022



**FACULTAD METALURGIA ELECTROMECAÁNICA
DEPARTAMENTO DE MECÁNICA**

**INFLUENCIA DE LA TEMPERATURA DE SOLDADURA EN LAS
TRANSFORMACIONES ESTRUCTURALES EN EL MATERIAL DE UN
DOMO DE CALDERA**

Tesis en opción al título de Máster en Electromecánica

Autor: Ing. Anival Enrique Nicot Hinojosa

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

Moa - 2022

Declaración de Autoridad

Yo: Ing. Anival Enrique Nicot Hinojosa

Autor de esta tesis de maestría y mi tutor, el Dr. C. Tomás Fernández Columbié, certificamos 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.

Ing. Anival Enrique Nicot Hinojosa

Dr. C. Tomás Fernández Columbié

AGRADECIMIENTOS

**A Dios por darme las fuerzas necesarias para lograr que todo este trabajo
cumpliera su fin.**

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

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

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

A mis amigos que siempre creyeron en mí.

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

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

A todos

Muchas gracias.

DEDICATORIA

Quiero dedicar este trabajo a mis familiares.

**A mi madre y padre: Flora Francisca Hinojosa Milet y Grabiél Nicot
Gomero por su amor eterno.**

**A mis hermanos: Javier Nicot y Gabriela Nicot por regalarme su cariño
incondicional.**

**A mi esposa: Yudenia Matos y familia por apoyarme en momentos
difíciles.**

**A mis amigos que estuvieron a mi lado durante el desarrollo de la
maestría.**

A nuestra Revolución, por las posibilidades que me ofrece.

RESUMEN

El trabajo tiene como objetivo determinar la influencia de la entrada de calor en las características mecánicas y microestructurales en unión soldada de un acero bajo aleado del tipo EN 15223.9 empleado en la fabricación del domo de la caldera en la Termoeléctrica Lidio Ramón Pérez, dañado por efecto del fenómeno de agrietamiento. Fue caracterizada la zona agrietada y se determinó la composición química, así como la susceptibilidad al agrietamiento a través del diagrama de Graville, se estableció el ciclo térmico a partir de los parámetros de soldadura con un diámetro de electrodo de 4 mm. Se determinó que, para un contenido de carbono equivalente de 0,43 % determinado por el diagrama, el acero no es susceptible al agrietamiento, no obstante, se deben tomar precauciones para evitar la formación de estructuras frágiles. Con una energía entrante de 11 939,2 W; con velocidad de 0,0017 m/s, las estructuras obtenidas en las zonas de la unión soldada, la fundida, la afectada por el calor y la interfase son de granos finos del tipo troostítico y grueso con red de ferrita, ferrita acicular y Widmanstätten, pero sin la presencia de martensita, no propensa a grietas. Las durezas obtenidas en la línea superior e inferior del cordón, desde un valor inicial de 165 HV, incrementa hasta 540 HV en los primeros cordones, pero con un descenso de 210 HV en el último, lo cual representa un 38 % con respecto a la alcanzada inicialmente. Se realizó la valoración económica y el impacto medio ambiental.

ABSTRACT

The work having the determining the influence of the entrance of heat in the mechanical characteristics and microstructural in union welded of a steel softly alloyed of the type EN 15223,9 used in the manufacture of the dome of the boiler in the Thermoelectric Lidio Ramón Pérez, damaged by effect of the phenomenon of cracking. The cracked zone was characterized and the chemical composition was determined to the cracking through Graville's diagram, as well as the susceptibility, the thermic cycle as from the parameters of welding with a diameter of electrode of 4 mm was established. It was determined than, for a content of equivalent carbon of 0.43 % determined, steel is not susceptible to the cracking, nevertheless, they must take precautions to avoid the formation of fragile structures. With a coming energy of 11 939.2 W; with speed of 0.0017 m s, the structures obtained at the welded union zones, the fused the affected for heat and the interphase come from the type fine grains troostites and bulk with net of ferrite, acicular ferrite and Widmanstätten, but without martensitic presence, no prone to cracks. The hardness obtained in the superior line and inferior of the cord from 165 HV going value, increment to 540 HV in the first cords, but with 210 HV descent in the latter, which represents a 38 % regarding the in initially. The cost-reducing assessment and the half environmental impact.

ÍNDICE	Pág
INTRODUCCIÓN	1
CAPÍTULO 1. MARCO TEÓRICO Y ANTECEDENTES DE LA INVESTIGACIÓN	
1.1. Introducción	4
1.2. Generadores de vapor en plantas termoeléctricas	4
1.3. Soldabilidad de los aceros bajo aleados	6
1.3.1. Agrietamiento en uniones soldadas	8
1.4. Flujo de calor en los procesos de soldadura	11
1.4.1. Influencia de la entrada de calor y la zona afectada por el calor en el acero	14
1.4.2. Efecto de la geometría de la junta y precalentamiento en la velocidad de enfriamiento	17
1.4.3. Transformaciones en la zona afectada por el calor	19
1.5. Solidificación en el charco de soldadura	21
1.6. Electrodo recubiertos para la soldadura de aceros	24
1.7. Conclusiones del capítulo	26
CAPÍTULO 2. MATERIALES Y MÉTODOS	
2.1. Introducción	27
2.2. Composición química del material base	27
2.3. Caracterización de la zona averiada del domo de la caldera	28
2.3.1. Preparación de la unión para la soldadura del domo	29
2.3.2. Material de aporte para la soldadura	30
2.4. Cálculo del carbono equivalente	31
2.5. Cálculo del ciclo térmico para el proceso de soldadura	33
2.5.1. Cálculo de la energía lineal del proceso de soldadura	34
2.6. Preparación metalográfica de las probetas	36
2.6.1. Operación de desbaste y pulido	37
2.6.2. Ensayo de dureza en las diferentes zonas	38
2.6.3. Microestructura patrón de la aleación	40
2.7. Procesamiento estadístico de los datos	41
2.7.1. Determinación de los coeficientes de regresión	42
2.7.2. Cálculo de la varianza	42
2.7.3. Diagrama causa y efecto	43

2.8. Conclusiones del capítulo	45
--------------------------------	----

CAPÍTULO 3. ANÁLISIS DE LOS RESULTADOS

3.1. Introducción	46
3.2. Análisis de la composición química	46
3.3. Análisis del carbono equivalente	47
3.4. Análisis de los regímenes de soldadura	49
3.5. Comportamiento microestructural de la unión soldada	52
3.5.1. Microestructura para la primera zona fundida	53
3.5.2. Análisis microestructural para el 4to y 5to cordón	54
3.5.3. Microestructura para el 7mo y 8vo cordón	56
3.5.4. Microestructural para el 11no y décimo segundo cordón	57
3.6. Análisis de la microdureza	58
3.6.1. Procesamiento estadístico de los datos	60
3.6.2. Resultados de los parámetros del diagrama causa efecto	61
3.7. Valoración económica	62
3.8. Impacto ambiental	64
3.8.1. Calidad del aire en el entorno de la empresa termoeléctrica “Lidio Ramón Pérez”	65
3.9. Conclusiones del capítulo	66

CONCLUSIONES GENERALES

RECOMENDACIONES

REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

INTRODUCCIÓN

El desarrollo económico de un país está vinculado a su patrón de consumo energético. Así, en este desarrollo donde además se incluye lo social se debe en buena medida a los avances obtenidos por dos de sus principales industrias: el petróleo y la electricidad, la segunda aumentó significativamente su producción a partir del desarrollo de otras formas de generación.

La Central Termoeléctrica de Felton (CTE) está a cargo de las actividades relacionadas con la generación de energía eléctrica, mantener la continuidad de servicio, y el suministro de este renglón con seguridad, eficiencia creciente, calidad y bajo costo, son algunas de las funciones que se desempeñan en la entidad. Este tipo de centrales utiliza como fuente primaria combustibles (fuel oíl, crudo o diésel).

La caldera o generador de vapor que se emplea transforma el poder calorífico del combustible en energía térmica, la cual es aprovechada para llevar el agua a la fase de vapor. Este ya sobrecalentado se conduce a la turbina, donde su energía cinética se convierte en mecánica, que se transmite al generador para producir la eléctrica. A través del domo se ingresa agua previamente tratada químicamente, a alta presión y con temperatura cercana a la de saturación para que alimente a la caldera donde se quema combustible.

Las calderas de vapor se construyen usualmente a partir de chapas de acero que generalmente son conformadas y unidas mediante soldadura. Existen normas, códigos o reglamentos que en gran parte de los países establecen los requerimientos de diseño, construcción e inspección, recipientes a presión y tuberías. Una parte adopta lo que establece el código ASME (2010) para calderas y recipientes a presión ya que es uno de mayor reconocimiento, cobertura y aceptación a nivel internacional en la industria manufacturera para las calderas de vapor. Además, este es continuamente revisado y actualizado para incorporar los nuevos requerimientos de diseño, de construcción, montaje, operación, inspección y mantenimiento de las calderas.

Con respecto a las calderas acuotubulares, por el interior de los tubos circula agua o vapor mientras que los gases calientes de la combustión se encuentran en contacto con la superficie externa de aquellos. Son empleadas, cuando se requieren presiones superiores a 1 MPa y capacidades de más de 6 804 kg/h de vapor, suelen alcanzar presiones de trabajo hasta de 34 MPa en las centrales termoeléctricas. De los componentes que conforman a las calderas de vapor del tipo acuotubular o pirotubular se distinguen los críticos, que de acuerdo a Viswanathan (1993) y a los reportes sobre incidentes proporcionados por el *National Board*

Bulletin (2002), son aquellos que provocan principalmente las consecuencias siguientes:

- ✚ Comprometen el proceso productivo por permanecer la caldera parada por largo período;
- ✚ Colocan en riesgo la vida del personal o provocan un efecto social perjudicial;
- ✚ Generan tiempos y costos elevados de mantenimiento.

Por los criterios mencionados y en consideración del incremento de incidentes en las calderas de vapor con varios años en servicio, se establece que los componentes críticos son: el domo, los colectores o cabezales, los tubos, el economizador, el tubo de fuego, y la carcasa o cubierta.

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

En la Central Termoeléctrica “Capitán Lidio Ramón Pérez”, de Felton, una de las calderas para la generación de vapor y a su vez de energía, ha presentado agrietamiento en el domo por fallas en las soldaduras que lo unen con la pared trasera, y ha provocado el reemplazo o sustitución de los niples que son conectados al cuerpo del mismo, la ocurrencia de este defecto induce la salida de funcionamiento del equipo con afectaciones en lo económico, por la disminución de la eficiencia de la planta y en lo social, la limitación del fluido eléctrico. Como la ocurrencia del fenómeno no es característicos en estos generadores, la problemática radica en la determinación del tipo de material con el cual está fabricado y el electrodo que permita garantizar la continuidad metalúrgica entre el metal base y el de aporte y no tenga incidencia negativa en el medio ambiente y garantice su proceso tecnológico.

El **problema** a investigar lo constituye: cómo influye la temperatura generada por el ciclo térmico en la zona fundida (ZF) y en la zona afectada por el calor (ZAC) en el fenómeno de agrietamiento del material del domo de la caldera fabricado de acero EN 15223.9, mediante el proceso de soldadura por arco eléctrico con electrodo revestido del tipo E 7018?.

Como **objeto de la investigación** se establece: estructura interna de la zona fundida y en la zona afectada por el calor en el material del domo de la caldera.

El **campo de acción** es: microestructura y dureza en la zona fundida y en la zona afectada por el calor en el acero del domo de la caldera.

Sobre la base del problema a resolver se establece la **hipótesis** siguiente: la influencia de la entrada de calor, generada por el ciclo térmico de soldadura con electrodo E 7018 en un acero microaleado empleado para la fabricación del domo de una caldera, puede generar en la zona fundida y en la zona afectada por el calor, la formación de estructura ferrítica o troostita,

favorable para la unión o la estructura martensita, susceptible al agrietamiento por su dureza.

A partir de la hipótesis planteada, se define como **objetivo del trabajo**: determinar la influencia de la entrada de calor en la microestructura y las propiedades mecánicas en la zona fundida y en la zona afectada por el calor en un acero microaleado empleado en la fabricación de un domo de caldera soldado mediante el proceso de soldadura por arco eléctrico con electrodo E 7018.

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

1. Definir la influencia de la entrada de calor en la generación de la zona fundida y la zona afectada por el calor en juntas de uniones soldadas en aceros microaleado, empleados en la fabricación de un domo de caldera y soldado mediante proceso de soldadura por arco eléctrico con electrodo revestidos.
2. Establecer el procedimiento metodológico relacionado con la determinación del ciclo térmico de soldadura, así como de las variaciones de la estructura y la dureza en la zona fundida y la zona afectada por el calor en el acero microaleado soldado por arco eléctrico.
3. Fundamentar a partir de las regularidades obtenidas como: comportamiento microestructural y dureza, la influencia de la entrada de calor en la formación de la zona fundida y en la afectada por el calor en la unión del acero microaleado.

Para lograr el cumplimiento del objetivo propuesto, se plantean las **tareas de trabajo** siguientes:

1. Establecimiento del estado del arte relacionado con el objeto de estudio.
2. Ejecución experimental para la determinación de la influencia del calor en la zona fundida y la zona afectada por el calor en el cordón de soldadura.
3. Análisis de los efectos de las variables empleadas para determinar la influencia de la entrada de calor en la unión soldada en la junta del acero microaleado.
4. Análisis de los resultados y fundamentación del comportamiento de la microestructura, la dureza y los microconstituyentes obtenidos en el cordón de soldadura.
5. Planteamiento del efecto económico y medio ambiental del proceso de soldadura.

Capítulo 1

Marco teórico. Antecedentes investigativos

CAPÍTULO 1. MARCO TEÓRICO Y ANTECEDENTES DE LA INVESTIGACIÓN

1.1. Introducción

El mundo ha conocido de una forma lamentable las consecuencias de usar materiales con características frágiles como elementos constituyentes de equipos sometidos a solicitaciones mecánicas. El campo de la soldadura no está exento de esta situación y en parte a estos fatales accidentes se han desarrollado códigos que establecen parámetros seguros para la construcción de equipos en los cuales intervienen estos procesos. Es un campo de la ingeniería que ha tenido su desarrollo principalmente a los avances prácticos que se han realizado y aún se encuentran en estudio algunos de los procesos físicos que se desarrollan al realizar una unión soldada.

El capítulo tiene como objetivo definir la influencia de la entrada de calor en la generación de una unión soldada de acero microaleado expuesto a proceso de soldadura por arco eléctrico y electrodo revestido.

1.2. Generadores de vapor en plantas termoeléctricas

A la combinación de una caldera de vapor y un sobrecalentador se le conoce como generador de vapor. Una caldera (figura 1.1), tiene como finalidad producir vapor bajo determinadas condiciones y funciona como un intercambiador que entrega energía a un fluido de trabajo, como el agua, por intermedio de un combustible (Castro-Castro y Cendales-Ladin, 2019).

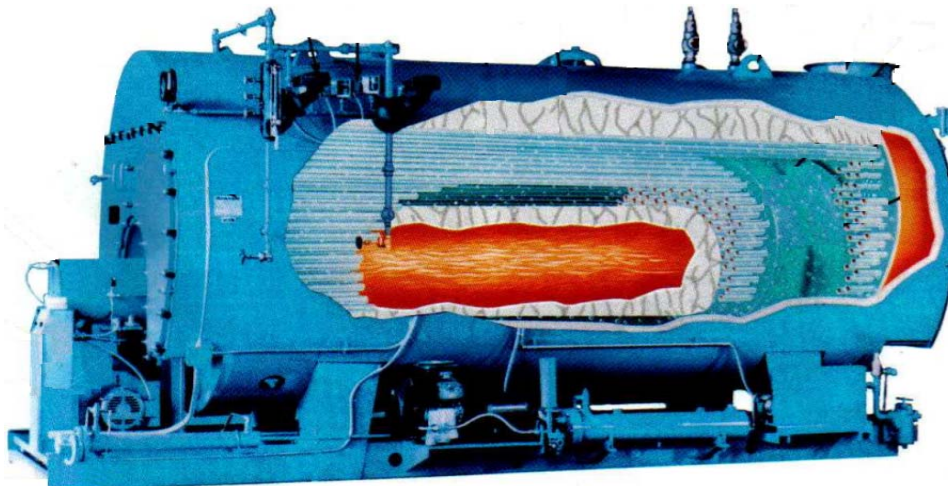


Figura 1.1. Caldera de vapor. Fuente: Viciedo (2008).

Una caldera, según Duarte *et al.* (2017) es un cambiador de calor; transforma la energía química del combustible en calorífica. Además, intercambia este calor con un fluido, generalmente agua, que se transforma en vapor. En ella se produce la combustión que es la liberación del calor del combustible y la captación del liberado por el fluido. Este calor recibido viene dado por los mecanismos básicos de transferencia: la conducción que pasa de una parte a la otra de la pared el hogar, o de los tubos de humos; la convección, los tubos de humos se calientan al contacto con los productos de combustión y, por último, la radiación se produce por un intercambio de la llama a las paredes del hogar.

Dentro de los elementos fundamentales de la caldera se encuentra el domo de condensado (figura 1.2) que, según el Código ASME (2010) sección VIII División 1 puede definirse como un recipiente sometido a presión externa de pared delgada cilíndrico vertical con tapas abombadas. Es el encargado del proceso de evaporación del fluido de trabajo, sometido a altas presiones y temperaturas. En él se acumula vapor sobre saturado y separa el condensado, este vapor sale al tener una presión de 1 Mpa. Es un contenedor en forma de tanque cilíndrico fabricado en acero y su función principal es la de separar el fluido de trabajo en sus diferentes fases, es decir, el vapor generado del líquido a alta temperatura. Para realizar su función, el domo se encuentra unido a dos líneas de salida, la de vapor y la de condensados.

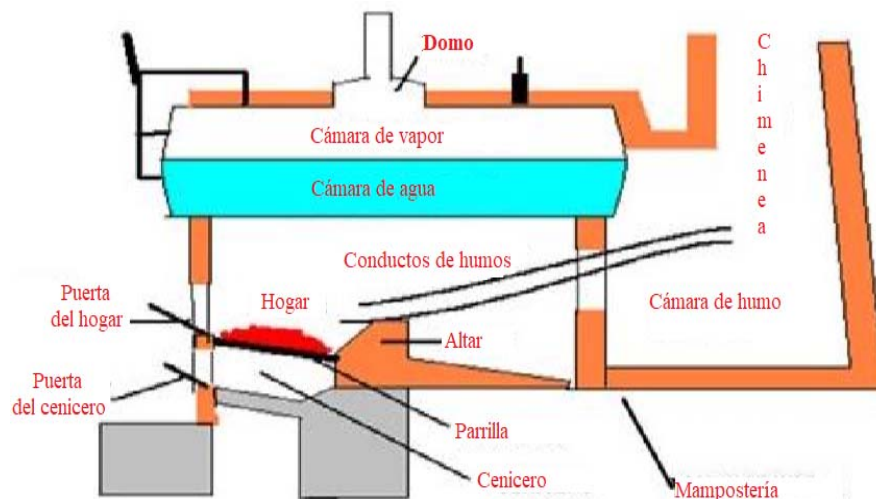


Figura 1.2. Componentes de una caldera. Fuente: Viciado (2008).

El diseño del domo está basado en cálculos de resistencia de los materiales sometidos a esfuerzos generados por las altas presiones y temperaturas internas, considerado como el componente más vulnerable debido a las presiones internas a la que está sometido, por lo que, por sus condiciones de operar a temperaturas elevadas, es un elemento expuesto a fallas y

constituye uno de los principales focos para las industrias eléctricas. Sin embargo, el análisis del tiempo de rotura o de falla no está completo sin los consiguientes criterios metalográficos para establecer el mecanismo de la rotura inicial (Bergant *et al.*, 2015).

Refieren Ding *et al.* (2017) que, los tubos que se encuentran conectando el domo inferior y el superior contienen agua, debido al calor generado por la combustión; el agua sale por el superior en forma de vapor saturado, posteriormente pasa a los tubos del sobrecalentador por donde sale en forma sobrecalentado como suministro a los generadores principales.

Dehnavi *et al.* (2017) desarrollaron el análisis de falla de un recalentador de tubos secundario de una caldera en una planta térmica de vapor. Los tubos fabricados de acero DIN-16CrMo4 fallaron por hinchamiento y ruptura en un periodo cercano a los tres años de funcionamiento. La investigación se desarrolló sobre una sección de la tubería que está en contacto directo con los gases calientes que transfieren energía a la tubería que transporta el vapor. Esta sección presentaba dos zonas en las que se desarrolló el análisis metalográfico, que mostraban corrosión y ruptura. Debido a que la tubería estaba en contacto con flujo de gases calientes oxidantes, era susceptible de presentar oxidación y sobrecalentamiento. Se considera que, esta es una de las causas que puede generar agrietamiento en el domo de dicha caldera.

Daneshvar-Fatah *et al.* (2013) realizaron el análisis de falla de tubos que se agrietaron en el lado de aguas en el interior de una caldera. Inicialmente, en este estudio, los investigadores exponen los diferentes procesos que se desarrollan sobre el agua que se utiliza para la generación de vapor, como clarificación, filtración, desaireación, además de los tratamientos químicos, como adición de fosfato, hidróxidos y aminos, con el fin de alcanzar un pH entre 9-11, lo que decrece la susceptibilidad de generar corrosión.

1.3. Soldabilidad de los aceros bajo aleados

La *American Welding Society* (2010) define la soldabilidad como la capacidad de un metal a ser soldado bajo las condiciones impuestas por el diseño y la fabricación de la estructura, para que desempeñe satisfactoriamente el servicio para el cual ha sido proyectado. En el acero está determinada por las transformaciones de fase que ocurren debido a los ciclos de calentamiento y enfriamiento que tienen lugar durante la soldadura. Debido al rápido enfriamiento y al valor de su carbono equivalente, se puede producir un endurecimiento total que puede originar la fragilidad y la posible fisuración del mismo.

Según Reyes-Carcasés *et al.* (2018), si la velocidad de enfriamiento es lenta se puede producir mayor ductilidad y estructuras metalúrgicas de menor fragilidad en la zona afectada por el calor del metal base. Las propiedades más importantes para la soldabilidad son la ductilidad, la resistencia, la dureza. Estas propiedades son afectadas por factores como la composición química, el tamaño de grano y el espesor de las piezas.

Los aceros de alta resistencia y baja aleación (HSLA) son aquellos en los que su contenido de carbono está entre 0,05 y 0,25 % y el de manganeso es de hasta 2 %. Además, tienen pequeñas cantidades de cromo, níquel, molibdeno, cobre, nitrógeno, vanadio, niobio, titanio y zirconio, que son usados en varias combinaciones, raramente exceden el 0,1 % cada uno, y sin sobrepasar un total de 8 % en peso de la composición total (Ordóñez, 2004; Lütjering, 2007). Afirman, Pero-Sanz (2000); Askeland y Phulé (2010) que, el manganeso y el níquel ejercen un efecto similar y contenidos de 1 a 1,5 % de manganeso en aceros de 0,30 a 0,60 % de carbono hacen aproximadamente el mismo efecto que porcentajes de 3 a 4,5 % de níquel. La acción del cobre es en cierto modo similar a la del níquel, pero su influencia es mucho más débil.

El desarrollo de la metalurgia de los aceros bajo aleados se hace cada vez más extensiva, especialmente si se tiene en cuenta la soldabilidad, que para ser mejorada se requiere una disminución en el contenido de carbono y por ello deben ser sometidos a mecanismos de endurecimiento que eliminen la necesidad de este elemento, pero con una buena resistencia mecánica y tenacidad. Estas propiedades pueden ser obtenidas con el tratamiento de laminación termomecánica controlada (*Thermo Mechanical Control Process o TMCP*) y adiciones de elementos de aleación en pequeñas cantidades (Gorni y Reis, 2010).

Ha sido expuesto por Da Costa y Mei (2010) que, como los aceros HSLA tienen baja cantidad de elementos de aleación, para mejorar sus propiedades mecánicas como resistencia y tenacidad sin comprometer la soldabilidad, es necesario que transcurran por otros mecanismos de endurecimiento que no involucren cambios en su composición química. La reducción del tamaño de grano es uno de esos mecanismos.

Las técnicas comúnmente utilizadas para evitar la fragilización de las soldaduras de los aceros HSLA involucran el precalentamiento, el tratamiento térmico después de la soldadura y una selección del metal de aporte (AWS, 1998). El precalentamiento consiste en calentar el área donde será realizada para conseguir y mantener una temperatura previa especificada. Además, generalmente, cuando es indicada una temperatura de precalentamiento para multipases,

también es necesario establecerla entrepasos para la mayoría de los materiales, esta será la del área previa donde será depositado el próximo cordón (AWS, 2000).

Por otra parte, Ju (2008) es del criterio que, en ciertos aceros, el manganeso se suele emplear también como elemento de aleación para aprovechar la influencia beneficiosa que ejerce en las propiedades del mismo. Al aumentar de 0,60 a 1,60 % aproximadamente el porcentaje, se acrecienta ligeramente su resistencia, se mejora su templabilidad. Como elemento de aleación relativamente barato, es el que tiene una influencia más acentuada en la templabilidad, ligeramente superior a la del molibdeno.

Plantean Neesen *et al.* (2008) que, estos tipos de aceros, no solo son capaces de mantener unas propiedades mecánicas, sino del que se espera una buena soldabilidad, dando una respuesta aceptable frente a las transformaciones microestructurales, a las que las variables del ciclo térmico de la soldadura: velocidad de enfriamiento, $\Delta t_{8/5}$ (tiempo de enfriamiento desde 800 a 500 °C), temperatura máxima alcanzada (T_p), tiempo de permanencia a una temperatura determinada, le someten después de la soldadura representado por su ZAC, demuestran la idoneidad de su diseño para los parámetros de los procesos de unión a que es sometido.

1.3.1. Agrietamiento en uniones soldadas

Existen defectos en las uniones soldadas debido a factores como la intensidad de corriente, el medio y factores humanos que afectan la calidad del depósito. Los de tipo grieta de solidificación en soldadura pueden influenciar significativamente de manera local el campo de tensiones en la región de la junta, cuando el componente es sometido a carga cíclica (Mohammad, 2005). De acuerdo al criterio de Barsom (1994), 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.

La tendencia al agrietamiento es un factor que determina la soldabilidad de los aceros al carbono y de baja aleación, durante la soldadura se producen fundamentalmente dos tipos: en frío y en caliente. Las grietas constituyen los defectos más peligrosos en las uniones soldadas y se pueden presentar como externos o internos (Weman, 2003). Masubuchi (1980); Susuki *et al.* (2007); El-Hebeary *et al.* (2004) plantean que, el que ocurre en frío se conoce como retardado o por hidrógeno y se produce generalmente a temperaturas inferiores a los 930 °C inmediatamente después de culminada la soldadura, o luego de varias horas.

Según Hicks (2000) constituyen por su morfología 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, se produce en la ZAC, en la zona de sobrecalentamiento o de grano grueso.

La resistencia máxima a la fatiga se consigue al reducir 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, las grietas producidas por la fatiga ordinariamente se extienden lentamente en las estructuras soldadas (Fosca, 2007). En la figura 1.3 se muestra el comportamiento de fractura o grietas en uniones soldadas.

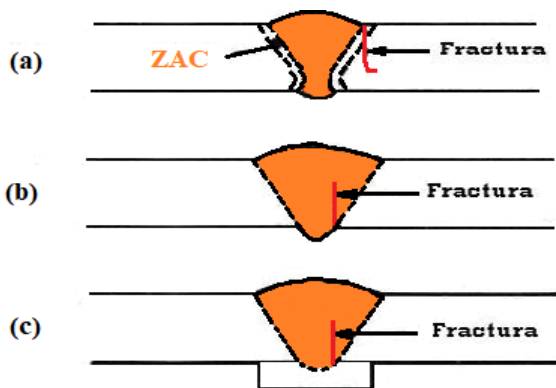


Figura 1.3. Modos de fractura en soldadura a tope. Fuente: Gurney (1968).

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 a la de una placa sin soldar. 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.

Maíz y Cobos (2004) desarrollaron una investigación del efecto de los defectos de soldadura sobre la resistencia a la fatiga donde consideraron una serie de ensayos por flexión alternativa con diversas uniones 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/m². Las grietas transversales reducían la resistencia a la fatiga.

El efecto del ciclo térmico, durante las fases de calentamiento y enfriamiento, es producir en la ZAC de la junta de soldadura varios fenómenos estructurales, que a su vez afectan las propiedades mecánicas y de ductilidad, así como también, la tendencia al agrietamiento de esta zona. De acuerdo con Easterling (1992), estos fenómenos incluyen austenización, solubilidad de carburos y crecimiento de grano de austenita en el acero durante la fase de calentamiento. Durante la de enfriamiento de un ciclo térmico, ocurre el fenómeno estructural: la precipitación secundaria de carburos, transformaciones de fase, generación de una estructura martensítica.

Singh-Hoa *et al.* (2006) en uniones soldadas han establecido que esta comprende dos fases, el inicio y la propagación de la grieta. En especímenes microestructuralmente uniformes, la fase de iniciación 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 la fase de iniciación (Berkovis y Di, 1998).

Todas las juntas soldadas contienen pequeñas inclusiones de escoria en pie de soldadura según Nordmark *et al.* (1987); Abedi (2017), 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.

Refieren Wahab y Alam (2003); Palsson *et al.* (2017) que, la mayoría de los eventos de fallas peligrosas en estructuras que soportan cargas están asociados con la fractura. Esta 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 influenciada por la presencia de defectos, entre los cuales las imperfecciones del tipo grieta son las más perjudiciales. Plantean que 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.

Ashby (1996); Mohtadi-Bonab *et al.* (2013) han reportado que, durante la unión por soldadura existe el riesgo de agrietamiento en caliente las cuales se forman en la zona fundida, o en la ZAC muy cerca de la línea de fusión, y a altas temperaturas, durante el período de cristalización del metal entre la línea de líquidos y la de sólido, al encontrarse en estado bifásico o por debajo

de la línea de sólidos. Park *et al.* (2002) refieren que, los aceros propensos a este tipo de agrietamiento son los aceros rápidos o de libre maquinado, que presentan contenidos de S y P, forman eutécticos de bajo punto de fusión y se acumulan durante la cristalización en las fronteras de granos aún en estado líquido mientras los granos ya solidificaron y que bajo el efecto de las tensiones de tracción de la soldadura provocan la rotura.

Watanabe (1962) fue el primero en reportar grietas laminares en estructuras soldadas, otros trabajos relacionados con el tema fueron los de Wormington (1967); Meyer (1968); Nangel (1969). Estos autores recomiendan para evitar el defecto, usar procedimientos de soldadura apropiados para reducir las fisuras y el agrietamiento, empleo de un bajo amperaje resulta benéfico, así como un ligero movimiento zigzagueante al soldar, con el fin de promover el crecimiento celular del grano. Se recomienda seguir los procedimientos adecuados al apagar el arco, a fin de evitar las grietas de cráter.

De acuerdo con Lancaster (1999), al ser frecuente la formación de grietas en la ZAC o en la zona de sobrecalentamiento y característico de la soldadura de los aceros de medio y alto carbono y algunos aceros de baja aleación, puede ser inducido por el efecto de la fractura inducida por hidrógeno (FIH), la cual es atribuible a tres factores principales: microestructura, hidrógeno y esfuerzo. Pitrun (2004) es del criterio que, la sensibilidad o susceptibilidad a esta fractura ocurre por una combinación de estos tres factores primarios. El mecanismo de nucleación y crecimiento de este tipo de grietas se explica por el efecto fragilizante que tiene el hidrógeno en el acero, por su alta tasa de difusión y por la existencia de zonas con esfuerzos triaxiales máximos en el frente de una entalla concentrador de esfuerzos.

Giraldo y Chávez (2004) refieren que, la ubicación de estas grietas si se presentan en el metal de soldadura o en la zona afectada por el calor, es debido a las diferencias que presenta el acero en estado austenítico (CCC) y en el ferrítico (CCB) en cuanto a la solubilidad y difusividad de hidrógeno atómico, para lo cual la templabilidad relativa entre el metal base y el fundido se convierten en los factores para poder predecir su localización en uniones soldadas.

1.4. Flujo de calor en los procesos de soldadura

En términos de picos de temperaturas alcanzados y el tiempo que logra en alcanzarlos, permiten determinar los efectos en los cambios macro y microestructurales de la junta soldada. La representación gráfica del cambio de la temperatura con respecto al tiempo para un punto de análisis ubicado en la junta se conoce como ciclo térmico (Biro *et al.*, 2010). El movimiento de

una fuente de calor de un proceso de soldadura al arco eléctrico, la fuente de calor (figura 1.4) se mueve a lo largo de una placa bajo un sistema coordinado de referencia a una velocidad de avance constante v , (ms^{-1}), sobre una placa base de espesor e , (m).

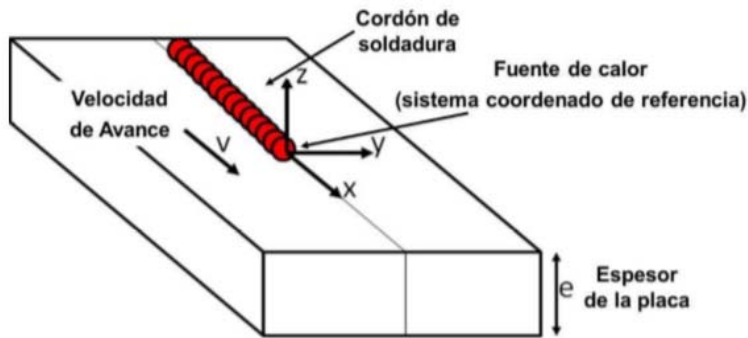


Figura 1.4. Movimiento de la fuente de calor sobre una placa. Fuente: Zhang *et al.* (2013).

Sun *et al.* (2016) plantean que, del movimiento de la fuente de calor se establece un estado térmico transitorio que se presenta al iniciar y finalizar la fuente. Para un punto cualquiera entre el inicio y culminación del cordón de soldadura se constituye un equilibrio térmico con respecto al movimiento de la fuente y se instaura un estado cuasi-estacionario de la distribución de temperaturas alrededor del punto.

El efecto de la entrada de calor en la soldadura, independiente si alcanza o no la fusión del material, genera zonas afectadas por el calor y provoca transformaciones de fase, cambios en las propiedades mecánicas, esfuerzos residuales y distorsiones en la junta soldada (Stewart *et al.*, 2011). Estas se conocen como la fundida (ZF), la afectada por el calor (ZAC) y el metal base. Estas son producto de la distribución de temperaturas asociadas a la entrada de calor. Por otro lado, ha sido reportado por Kursun (2011) que, si la entrada es alta, reduce la resistencia al impacto y aumenta la dureza, así como el tamaño de grano.

Para los procesos que tienen lugar en la ZAC es necesario considerar como la microestructura del metal base reacciona al ciclo térmico completo aplicado, es decir al de calentamiento, el tiempo de mantenimiento a temperatura y el de enfriamiento. Junto con esto deben tenerse en cuenta los efectos de dicho ciclo térmico en las transformaciones de fase.

En la figura 1.5 se muestra los ciclos térmicos para diferentes puntos de análisis A, B y C ubicados en ZF, ZAC y el metal base. Entre más cercano se encuentre el punto a la fuente de calor, mayor será el pico de temperatura alcanzado. Estos puntos inician bajo una temperatura de referencia T_{ref} que generalmente es la del recinto. Al instante que la fuente de calor se

mueve, empieza a incrementarse la misma para cada uno de ellos hasta alcanzar las máximas (T_{maxA} , T_{maxB} y T_{maxC}). Una vez se aleja la fuente de calor en los puntos, se inicia un descenso lento hasta alcanzar el equilibrio térmico con T_{ref} .

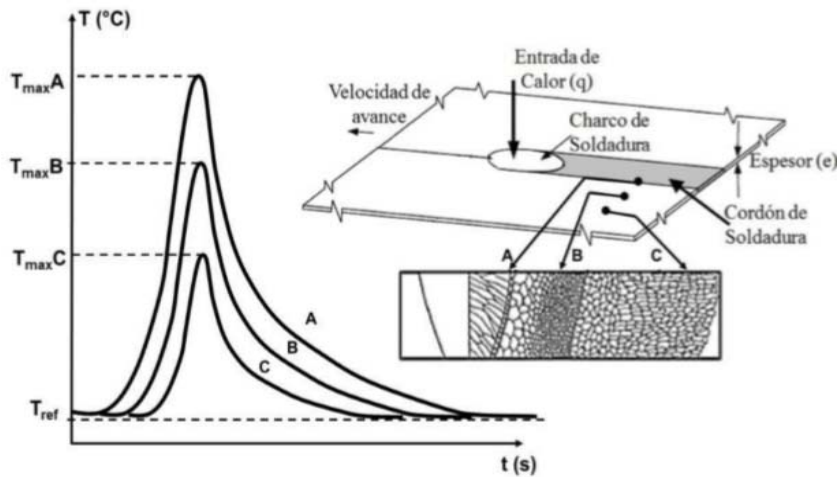


Figura 1.5. Zonas afectadas por el calor en función de la distribución de temperaturas.

Fuente: Zhang *et al.* (2013).

La relación de los picos de temperaturas con los puntos de análisis A, B y C, logra establecer la extensión de la zona afectada por el calor. La representación gráfica de los picos con la distancia medida transversal al cordón se conoce como perfil de temperaturas. Solo una porción de la entrada de calor es usada para generar el cordón, la otra porción es la suma de pérdidas entre la fuente de calor y el metal base. Debido a que la energía involucrada en el proceso es alta, se tienen afectaciones en los materiales a unir, se deben tomar en consideración dado que el arco eléctrico que se forma para poder fundir el material de aporte sobre los 1 400 °C oscila entre los 3 000 y los 4 000 °C (Changheui *et al.*, 2010).

Consideran Ferrer *et al.* (2007); Pakandam *et al.* (2011) que, teniendo en cuenta que el material de aporte en los procesos de unión siempre representa una fracción pequeña, en comparación con el volumen de las piezas a unir, es que se describe una curva tiempo-temperatura diferente a las que se pueden encontrar en un procedimiento de tratamiento térmico convencional, puesto que los tiempos de enfriamiento son breves producto de la transferencia de calor que ocurre a lo largo del material luego de la deposición del metal de aporte a las temperaturas de líquido.

Esto hace que las fases de la microestructura sean particularmente diferentes, las del hierro puro a las del acero sometido a tratamiento térmico en la zona afectada por el calor y sus alrededores (Vitek, 2001), normalmente la sección de una placa en un proceso de soldadura se calienta por

encima de los 650 °C, que como resultado afecta sus propiedades mecánicas. Por esta razón, se denomina zona afectada por el calor (*Heat Affected Zone*), la cual está dentro del propio metal base, pero en este, las porciones que se encuentran alejadas de la fuente no sufren cambio estructural durante el soldado debido a que se someten a una temperatura mucho menor.

Los cambios más importantes se producen en la parte de la ZAC que ha sido calentada por encima de la temperatura A3. A medida que el arco se mueve, esta parte puede enfriarse rápidamente hasta los 100 °C. Con un acero al carbono de grano fino esto no debería ser un problema, pero algunos casos la ZAC en el acero se eleva a temperaturas tan altas como 1 400 °C. En tales, las de difusión son extremadamente rápidas y en solo unos pocos segundos se puede lograr un significativo crecimiento de grano.

1.4.1. Influencia de la entrada de calor y la zona afectada por el calor en el acero

La posibilidad del metal de soldadura para formar una junta sólida y su utilidad está determinada por la composición del metal y las circunstancias bajo las cuales solidifica y enfría a temperatura ambiente. Puede ser heterogéneo en composición debido a que solidifica rápidamente y no hay tiempo suficiente para que se complete la difusión. La composición puede ser similar a la del metal base o puede ser una mezcla entre este y el de aporte en proporciones de hasta casi la totalidad del segundo, como ocurre en las soldaduras de múltiples pases (Rodríguez, 2017).

Según Fernández-Columbié *et al.* (2014), la extensión de los cambios en la microestructura del metal depende de cuatro factores: la temperatura pico o máxima a la cual se calienta; el tiempo que se mantiene a esa temperatura; la composición química y la velocidad de enfriamiento. La microestructura luego de la soldadura es columnar debido a que los granos comienzan a formarse en un borde sólido y crecen en una sola dirección.

En cuanto a las consideraciones metalúrgicas para la soldadura, refieren Kumar y Shahi (2015) que, cuando los componentes de una junta se unen, el material base adyacente se calienta hasta su punto de fusión, y luego se enfría rápidamente a diferentes velocidades bajo las condiciones de restricción impuestas por la geometría del diseño utilizado. Como resultado de este ciclo térmico la microestructura original y las propiedades del metal base en la región adyacente se modifican. Este volumen de metal, o zona, como se muestra en la figura 1.6, comúnmente se conoce como ZAC. Los cambios metalúrgicos están determinados por la historia térmica de

cada porción de la zona y particularmente por la velocidad de enfriamiento a través del rango de temperatura de transformación, A3 hasta una temperatura mayor que A1.

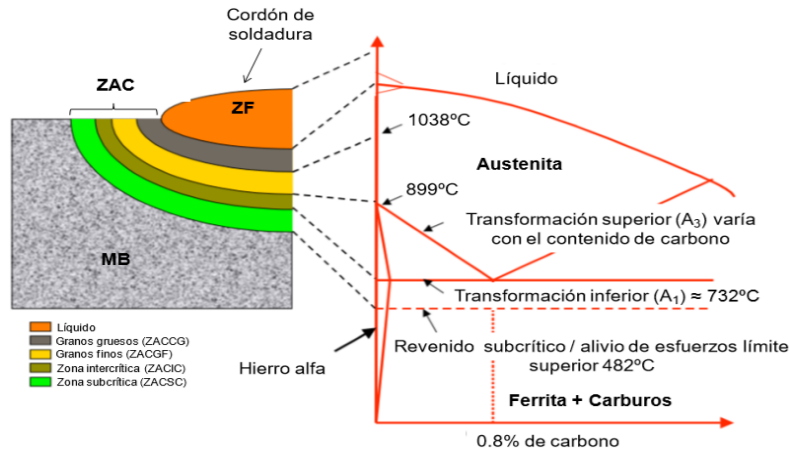


Figura 1.6. Componentes de una junta de soldadura a tope: metal base, zona afectada por el calor (ZAC), y metal de soldadura. Fuente: Modenesi Marques y (2012).

Plantean Nolan *et al.* (2005) que, en aceros al carbono templeables la zona del metal base adyacente a la soldadura puede ser de grano basto porque se alcanzan temperaturas en el intervalo de 1 200 a 1 550 °C, en tanto la porción de metal que alcanza entre 900 a 1 200 °C sufre una refinación del tamaño de grano. Aunque esta zona no ha sobrepasado la de transformación, ni el tiempo de permanencia son lo suficientemente altos como para generar un crecimiento del tamaño de grano.

La siguiente zona, desde 750 a 900 °C es un intervalo de temperatura donde el acero experimenta un recocido y es considerablemente más dúctil que en aquellas cercanas a la unión, a partir de esta y hasta donde no se registra ningún cambio en el metal base, puede haber una de esferoidización de carburos de hierro debido al largo tiempo de permanencia a temperaturas cercanas a los 723 °C.

Ha sido reportado por Melgarejo *et al.* (2013) que, en la zona afectada por el calor, es la región donde se producen los cambios microestructurales en estado sólido debido a que experimenta temperaturas pico suficientemente altas. Estos afectan las propiedades mecánicas y metalúrgicas de la soldadura. Por consiguiente, el tamaño de la ZAC es una indicación de la magnitud de cambios estructurales. Para predecir las propiedades de esta zona, debe conocerse la cantidad, volumen y crecimiento del grano y del ciclo térmico.

Las dimensiones de la ZAC son controladas por la entrada de calor y procesos variables, los cuales deben correlacionarse a través del desarrollo de los modelos matemáticos. En los procesos de soldadura de fusión en un acero como se muestra en la figura 1.7 puede ser dividido en tres zonas: supercrítica, intercrítica y subcrítica (Nolan *et al.*, 2005).

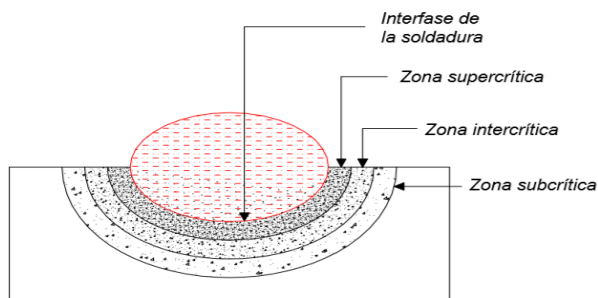


Figura 1.7. Regiones de la zona de fusión. Fuente: Rodríguez (1987).

Las zonas intercríticas y subcríticas de la ZAC pueden tener diferentes grados de fragilidad, en dependencia de la composición química del material base y el calor aportado en la soldadura. La región supercrítica se divide en dos: el de crecimiento y refinamiento de grano. El estudio de esta zona por ser la del material adyacente al baño fundido donde ocurrió alguna modificación en su microestructura, es importante desde dos puntos de vista fundamentales (Almaguer-Zaldivar y Estrada-Cingualbres, 2015):

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

La composición química y el tipo de acero tienen incidencias en el estudio de la metalurgia de la ZAC, ya que el proceso elegido para la fabricación y los componentes que intervienen son relevantes para la valoración de la tenacidad a la fractura. Por otro lado, al emplear una soldadura multipasada, como ocurre en grandes espesores, varía en la dirección paralela y perpendicular a la línea de fusión, donde influye la temperatura entre pasadas, las secuencias de los cordones, así como el calor aportado por la soldadura (*heat input*) (Bhatti *et al.*, 2015).

Por otro lado, exponen Fuentes-Guilarte *et al.* (2016) que, 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, en forma transversal y longitudinal, produzca una deformación en el ensamble soldado.

1.4.2. Efecto de la geometría de la junta y precalentamiento en la velocidad de enfriamiento

La selección de los parámetros de soldadura puede tener una influencia sobre las propiedades mecánicas del ensamble resultante (ASM, 2005). Esto se debe a que los mismos controlan la entrada de calor en la junta y, como tal, la microestructura resultante. Diferentes aspectos del procedimiento influyen en la microestructura y en las propiedades de la unión, tipo y densidad de corriente, tensión, gas de respaldo, precalentamiento, temperatura entre pases, velocidad y metal de aporte, diseño y preparación de la junta, espesor del metal base, estabilidad del arco, carbono equivalente y la cantidad de cordones aplicados.

El análisis de cada uno es difícil debido a que no varían independientemente. Se ha observado que, un aumento del calor durante el precalentamiento y la temperatura entre pases durante el proceso de soldadura podría presentarse disminución de la resistencia y tenacidad de la junta soldada; un efecto similar podría producirse si se incrementa en la junta soldada. La disipación del calor aplicado en la unión se realiza por radiación y principalmente por conducción de las regiones calentadas de la pieza para el resto del material (Modenesi y Marques, 2011). Cada punto del material localizado próximo a la unión soldada tendrá diferentes variaciones de temperaturas debido a la fuente de calor, como se muestra en la figura 1.8.

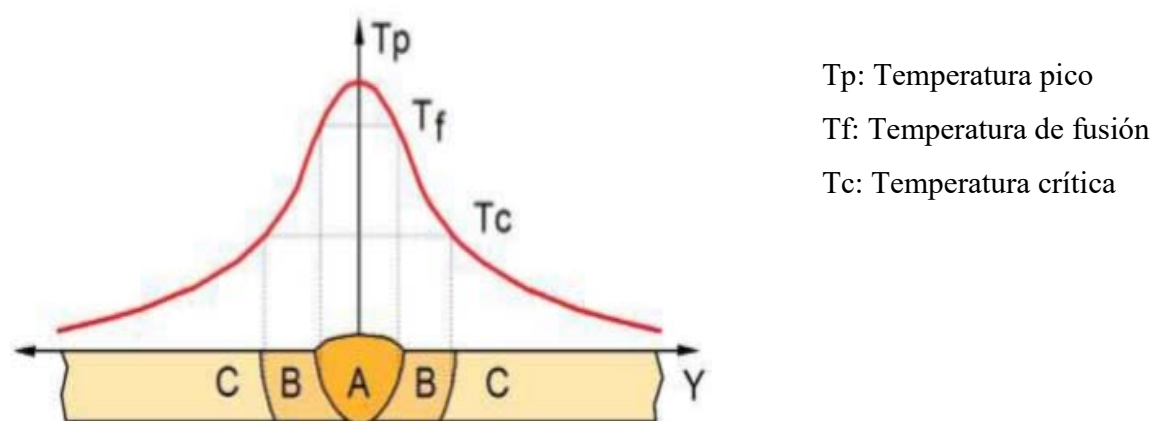


Figura 1.8. Macroestructura de la sección transversal de una unión soldada y su relación con las temperaturas: A- Zona de fusión, B- ZAC, C- Metal base. Fuente: Modenesi y Marques (2011).

Existen métodos propuestos por la *American Welding Society* (2010) para determinar o estimar, a través de cálculos y normas la necesidad de precalentar una soldadura. En ellos se consideran algunos o todos los factores que influyen en la susceptibilidad a la fisuración en frío, como son: composición química, nivel de hidrógeno difusible del metal de aporte, espesor y diseño de la junta, aporte térmico, tensiones residuales y grado de restricción. Estos consideran la formación de estructuras frágiles en la ZAC y su comportamiento ante la presencia de hidrógeno en la misma. El uso de precalentamiento tiende a reducir la velocidad de enfriamiento, mejora la ductilidad. Este comportamiento modifica las propiedades de los tamaños de la zona afectada por el calor resultante y la dureza causada por las diferentes ratas de enfriamiento.

Cuando no se utiliza el precalentamiento, esta zona es relativamente angosta y exhibe alta dureza próxima a la interfase metal de soldadura / ZAC. El alto valor de esta dureza es el resultado de la transformación de austenita a martensita indicativo de enfriamiento rápido. Sin embargo, al utilizar precalentamiento, la ZAC es más ancha y la dureza resultante es significativamente más baja debido a la más baja rata de enfriamiento que permite la formación de las microestructuras deseables: ferrita, perlita y bainita, en lugar de martensita.

El precalentamiento es benéfico para controlar la velocidad de enfriamiento de la soldadura, para reducir o evitar la transformación martensítica en la zona afectada por el calor; esto, a su vez controla la dureza, también tiende a reducir los esfuerzos producidos. La temperatura de precalentamiento puede ser alta para prevenir el agrietamiento, particularmente en juntas altamente restringidas (*American Welding Society*, 2010). La especificación del procedimiento de soldadura (WPS) debe incluir la temperatura mínima, la máxima y entre pases. La compañía constructora debe determinar los límites entre pases y cuándo es necesario incluirla en el WPS (*ASME Code B 31.4*, 2012). El control de la temperatura de precalentamiento y entre pases se puede llevar a cabo utilizando tizas térmicas, pirómetros ópticos, termómetros de contacto.

Ha sido referido por Li *et al.* (2010) que, las altas corrientes en la aplicación de la soldadura y las bajas velocidades de avance con arco aportan calor por cada unidad de longitud, lo cual facilita un enfriamiento lento. Adicionalmente, los espesores gruesos del metal base y su baja temperatura permiten la disipación rápida del calor y, por lo tanto, el rápido enfriamiento.

En las investigaciones de Li *et al.* (2010) han indicado que, las propiedades térmicas, la conductividad y el calor específico, varían muy poco entre aceros al carbono y los de baja aleación y que la velocidad de enfriamiento no es afectada de manera significativa por estos

factores. La geometría de la junta de soldadura, el espesor del metal base, su temperatura, y el precalentamiento, mostraron un efecto pronunciado en la velocidad de enfriamiento.

Según Pichardo *et al.* (2019), en la práctica, la temperatura inicial del metal base para el último pase es a menudo mucho más elevada que la del primero si se permite que el calor se acumule a medida que progresa el proceso de aporte de la soldadura. Por consiguiente, el último pase en las soldaduras a tope puede enfriar más lentamente que el primero.

1.4.3. Transformaciones en la zona afectada por el calor

La respuesta del área próxima a la línea de fusión en una junta soldada de acuerdo con Melgarejo *et al.* (2013), depende de la naturaleza del material soldado y del proceso empleado. Debido a que el ciclo térmico es muy rápido, los materiales más afectados serán aquellos que aumentan su resistencia por tratamiento térmico. Las temperaturas en la ZAC varían entre la del ambiente y la del líquido, por lo tanto, muchos procesos metalúrgicos que se producen lentamente a la primera, dependen de la difusión en estado sólido y pueden ocurrir muy rápidamente próximas a la de líquido.

La relación entre el pico de temperaturas y las estructuras generadas por el ciclo térmico exhibidas en diferentes sub-regiones de la junta de soldadura de un solo pase, y una porción del diagrama de equilibrio hierro – carburo de hierro (Fe-Fe₃C) se muestra en la Figura 1.9. Cada sub-zona se refiere a un tipo diferente de microestructura y, cada tipo estructural es probable que posea diferentes propiedades mecánicas.

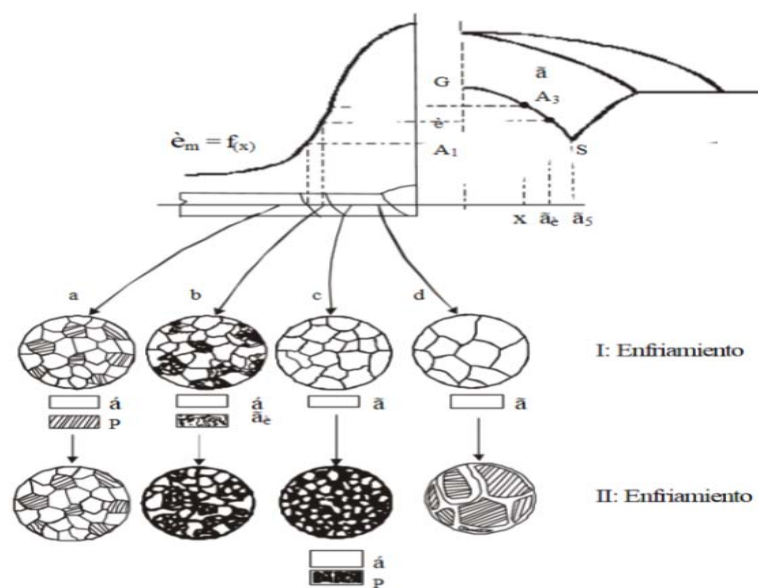


Figura 1.9. Estructuras generadas en el ciclo térmico. Fuente: Akselsen *et al.* (1986).

La transformación de sólido a líquido está gobernada por un proceso combinado de nucleación y crecimiento de cristales, y el tamaño, orientación y distribución de los granos producidos define las propiedades mecánicas y la sanidad de la estructura solidificada. Cada grano se inicia en un núcleo a partir del cual se produce el crecimiento. La nucleación puede iniciarse a partir de partículas sólidas externas suspendidas en el líquido (Akselsen *et al.*, 1986).

Adak *et al.* (2015) plantean que, la ZAC de una junta de soldadura forma un área no homogénea dentro de la cual se forman las sub-regiones que se diferencian en su morfología y en sus propiedades mecánicas y ductilidad. Varias regiones de los aceros ferríticos han sido definidas y caracterizadas, utilizando un pico de temperatura específico del ciclo térmico de esta zona junto con un diagrama de fase Fe-C en equilibrio (ASM, 2005). Estas son la de grano grueso, grano refinado, intercrítica, subcrítica, y parcialmente fundida. Sin embargo, el comportamiento metalúrgico que sufre calentamiento y enfriamiento rápido es un proceso de no equilibrio.

Según Suzuki (2007), el crecimiento de los cristales se forma con la misma orientación cristalina que los granos de metal base parcialmente fundidos. Este fenómeno recibe el nombre de crecimiento epitaxial. Es el mecanismo común a todos los procesos de soldadura por fusión y posibilita la coalescencia para tener continuidad entre el metal base y el de soldadura. Durante el crecimiento de estos granos iniciados epitaxialmente, se produce una selección de unos a expensas de otros, formándose una textura de crecimiento.

Refiere Ju (2008) que, este crecimiento competitivo se produce debido a que cada grano posee direcciones preferenciales de crecimiento. Por lo tanto, los que poseen esa orientación, o cercana a ella, tendrán mayor oportunidad de acomodarse. Se ha descrito en términos generales que es la formación de la estructura primaria o de solidificación, que resulta del pase de líquido a sólido, por el cual se obtiene una estructura crecida epitaxialmente a partir de los granos parcialmente fundidos del metal base. Esta estructura primaria corresponde a una determinada fase estable a la temperatura de solidificación.

Las transformaciones de fase en estado sólido tienen importancia tecnológica, fundamental en los aceros ya que permiten obtener diferentes propiedades mecánicas según sea el tratamiento termomecánico a que es sometido un material de una composición química dada. Durante la soldadura, el enfriamiento se produce en forma continua, en dependencia del material, proceso, espesor de las chapas, calor aportado, precalentamiento y temperatura interpase.

Sin embargo, el metal de soldadura y la ZAC llegan a ser más complejos durante pases múltiples, ya que una porción es recalentada por el ciclo térmico posterior e incluso por los subsiguientes. Un cordón solidificado estará sometido a una serie de atenuación de pulsos térmicos, debido a los pases siguientes, pero solamente el primero y el segundo son probables que resulten en reaustenización significativa (Esteves y Távora, 2016). A medida que se forma la ZAC por recalentamiento compuesta por diversas subzonas, las propiedades mecánicas totales del metal se esperan sean determinadas por la combinación de las propiedades de todas las subzonas (Esteves y Távora, 2016).

Para el caso de la ZAC, el control de las características microestructurales ocurre desde la selección del material base (MB) y el diseño de la aleación; sin embargo, en la mayoría de las ocasiones no es posible cambiarlo, por lo que el control de las características se realiza por medio del calor aportado por el arco eléctrico de la soldadura por arco (Chen y Pollack, 1993). Generalmente, la subzona de crecimiento de grano de la zona afectada por el calor (ZACCG), es la que mayormente se ve afectada, debido a que en esta subzona se alcanza la mayor temperatura pico del ciclo térmico, provoca el crecimiento de grano de la austenita, esfuerzos residuales de tensión y, depende de la rapidez de enfriamiento que se desarrolle, microestructuras susceptibles al agrietamiento asistido por el medio ambiente.

1.5. Solidificación en el charco de soldadura

La soldadura resulta de una aplicación localizada de calor en el material base que altera su microestructura y consecuentemente sus propiedades mecánicas. Esas alteraciones microestructurales dependen de las reacciones que ocurren durante la solidificación y enfriamiento del cordón de soldadura. El proceso de solidificación ocurre en dos etapas: la nucleación y el crecimiento. Inicialmente se forma en el líquido un pequeño núcleo sólido que posteriormente crece. Eso ocurre con varios núcleos al mismo tiempo hasta que todo el material líquido solidifique (Marques y Modenesi, 2009).

Plantean Modenesi *et al.* (2012) que, el inicio de la solidificación en el charco de soldadura empieza en la línea de fusión, donde los granos del metal base sirven de substrato para la nucleación. El crecimiento en la ZF es influenciado por el tamaño y la orientación cristalina de los del metal base adyacente. Los del charco, cerca de la línea de fusión crecen como prolongamiento de los del metal base y a ese tipo de crecimiento se le llama epitaxial. El proceso de solidificación es similar al de la fundición y comienza con la formación de granos

columnares (dendríticos). Estos granos son relativamente largos y se forman paralelos al flujo de calor. En la figura 1.10 se muestra este tipo de crecimiento.

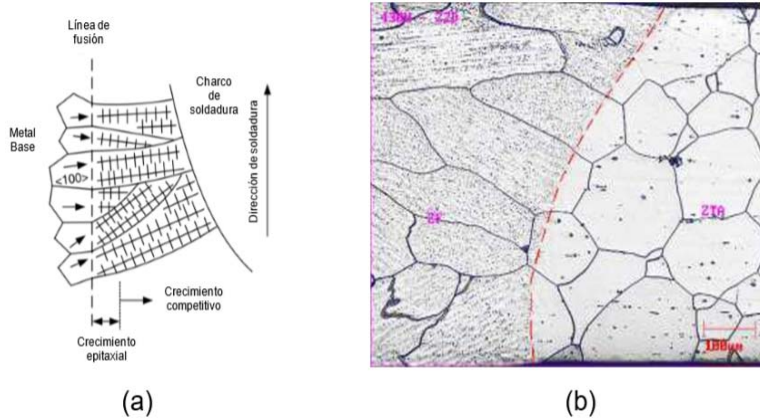


Figura 1.10. Crecimiento epitaxial en la ZF. (a) cerca de la línea de fusión. Fuente: Kou (2003), (b) Crecimiento epitaxial de una soldadura autógena en acero inoxidable ferrítico. La línea discontinua limita la frontera entre la ZAC y la ZF. Fuente: Modenesi *et al.* (2012).

El crecimiento epitaxial ocurre solamente cerca de la línea de fusión, lejos de esta línea el crecimiento pasa a ser competitivo. Ese tipo de crecimiento ocurre porque los materiales cristalinos, durante la solidificación, crecen con mayor facilidad en determinadas direcciones cristalinas y como resultado, los granos mejor orientados en la dirección de extracción de calor tienden a crecer delante de los demás, impidiendo o bloqueando su crecimiento (figura 1.10 (a)).

El calor de entrada según Marques *et al.* (2009), puede afectar significativamente el modo de solidificación del charco de soldadura. Los modos de solidificación pueden cambiar de planar a celular y dendrítico si la razón gradiente de temperatura (G) y la velocidad de crecimiento (G/R) es reducida (Kou, 2003). Además de modificar el modo de solidificación, la velocidad de soldadura también tiene efecto sobre la forma del charco, donde para altas velocidades de avance este tendrá la forma de lágrima y para bajas velocidades una forma elíptica como se muestra en las figuras 1.11 (a) y (b).

Como se muestra en las figuras 1.11 (c) y (d) es posible tener en la microestructura del metal de soldadura granos equiaxiales, cuando se utilizan técnicas de refinamiento de grano, como la adición de pequeñas partículas de carburos que actúan como inoculantes (Kou, 2003; Modenesi *et al.*, 2012). Estos granos pueden iniciarse en el contorno de la línea de fusión en el punto inicial de la soldadura y continuar por toda longitud de la misma, bloqueando el crecimiento de los granos columnares en la línea de fusión.

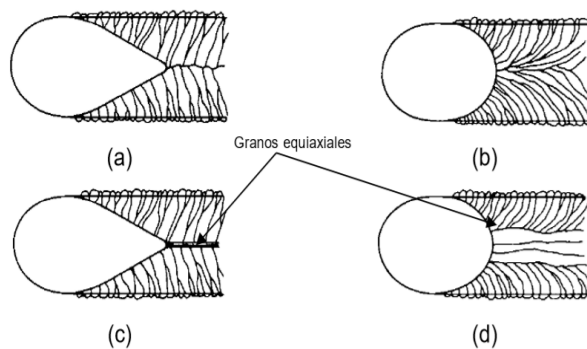


Figura 1.11. Efecto de la velocidad de avance en la estructura columnar en el charco de soldadura. (a) Alta velocidad con estructura regular; (b) Baja velocidad con estructura regular; (c) alta velocidad con estructura equiaxial; (d) Baja velocidad con estructura equiaxial.

Fuente: Kou (2003).

Según Kou (2003); Marques y Modenesi (2014), los granos equiaxiales tienden a crecer perpendicular a la dirección axial de la soldadura y por eso en el charco con forma de lágrima apenas una pequeña sección del contorno de esta puede ser perpendicular a la dirección axial de la soldadura, ya para la forma elíptica hay una mayor sección que puede ser perpendicular a la dirección axial, formando mayor cantidad de granos equiaxiales.

Durante la solidificación del metal de soldadura, los elementos aleantes y las impurezas tienden a segregarse a las regiones interdendríticas o intercelulares bajo las condiciones de enfriamiento rápido. Además, la recolección de elementos como el oxígeno por el charco fundido conduce al atrapamiento de inclusiones de óxido en el metal solidificado. Estas inclusiones actúan como sitios de nucleación heterogénea y pueden influir esencialmente en la cinética de las transformaciones posteriores del estado sólido. En consecuencia, el comportamiento de la transformación del metal soldado es diferente comparado con la del metal base, aunque la composición química nominal no tiene cambio significativo por el proceso de soldadura (González-Cabrera *et al.*, 2017).

Ha sido referido por González-Cabrera *et al.* (2017) que, las soldaduras pueden ser aplicadas mediante varios pases, lo cual puede resultar en la superposición de diferentes ciclos de calentamiento y enfriamiento en un punto. La solidificación del metal de soldadura es acompañada por contracción, y las condiciones anisotérmicas agudizan la deformación. Los ciclos térmicos, por consiguiente, actúan sobre el metal que está sometido a esfuerzos mecánicos al mismo tiempo.

1.6. Electroodos recubiertos para la soldadura de aceros

La composición de los revestimientos suele ser muy compleja, generalmente se emplea una mezcla de sustancias orgánicas y minerales. En la fabricación de la pasta para el revestimiento, suelen intervenir óxidos naturales: óxidos de hierro, ilmenita (50 por ciento óxido férrico y 50 por ciento óxido de titanio), sílice (óxido de silicio); silicatos naturales (caolín, talco, mica, feldespato), productos volátiles (celulosa, serrín), fundentes (fluorita), concentrados (carbonatos, óxidos (óxido de titanio), ferroaleaciones (FeMn, FeSi, FeTi), aglomerantes (silicato sódico, silicato potásico) (Ramírez, 2002).

Los electrodos revestidos según Il'yashchenko *et al.* (2015) se diferencian por el tipo de núcleo o de revestimiento que poseen. Cuando se trata de electrodos con un mismo tipo de núcleo, la diferencia se deberá al tipo de revestimiento empleado en su confección. En este caso, el tipo de revestimiento de acuerdo con Gómez-Pérez *et al.* (2013), determinará las características de operación de cada electrodo, por lo que es importante conocer esas diferencias. Refieren González-Cabrera *et al.* (2014) que, puede estimarse que la composición química del revestimiento influye de manera decisiva en la transferencia de material y la composición del baño fundido y las propiedades mecánicas de las uniones.

En estudio realizado por Gómez-Pérez *et al.* (2009) son del criterio que, las funciones operativas de los recubrimientos de los electrodos destinados al recargue superficial son similares a la de los destinados a la soldadura, por otro lado, y según Sham y Liu (2014) igual ocurre con los fundentes para relleno superficial, el recubrimiento de los electrodos destinados al mismo fin, pueden dividirse en dos partes constitutivas de funciones distintas: recubrimiento ordinario y carga de aleación. Concluye López-Fontanills (2012) que, los aportes para el relleno superficial se caracterizan por tener un mayor por ciento de elementos metálicos (ferroaleaciones) y grafito o carbono (que conjuntamente con la carga de aleación) y otra parte mayoritaria, considerada como recubrimiento ordinario.

Plantean Chotěborský *et al.* (2009) que, estos elementos de aleación posibilitan la formación de carburos, así como las propiedades de la matriz que se forma, dado por la distribución y las dimensiones de los carburos, sin embargo, ha sido reconocido por Delta Technology (2015) que, en la soldadura con electrodo revestido, la transferencia de elementos de aleación desde este hacia el baño de soldadura es el resultado de procesos metalúrgicos, a partir del aporte del

núcleo metálico y del revestimiento, esta función considera Cruz-Crespo *et al.* (2010), está influenciada por los demás elementos que forman parte de este último.

Según Sham y Liu (2014) la transferencia de elementos de aleación se realiza no solo hacia la pieza, parte también se pierde en la escoria, no obstante, Varnauskas *et al.* (2004) son del criterio que, en la transferencia de elementos de aleación hacia el baño de soldadura se debe prestar atención a la afinidad del elemento por el oxígeno, lo cual está estrechamente relacionado a la analogía de los elementos por el carbono y la formación de carburo (Lazić *et al.*, 2010). Comúnmente los recubrimientos de los electrodos están compuestos por mezclas de sus componentes técnicamente homogéneas, tanto en los destinados a la soldadura, como a los empleados para la recuperación de piezas (López-Fontanilla, 2012).

Sin embargo, plantean González-Cabrera *et al.* (2014) que, han surgido electrodos con recubrimientos multicapas, pero con menos nivel de comercialización. En estas multicapas, la relación entre las proporciones del recubrimiento ordinario y la carga de aleación desempeña un importante rol en las características operativas y metalúrgicas. De igual forma la colocación de las diferentes capas y su constitución caracterizan, de manera diferente, la transferencia de elementos de aleación y las propiedades químicas y mecánicas del metal depositado, específicamente, de la resistencia al desgaste, en electrodos desarrollados para el relleno superficial (González-Cabrera *et al.*, 2014).

Por consiguiente, el metal de aporte a menudo contiene un nivel más bajo de carbono que el del base. La resistencia del metal de soldadura no mejorará, incrementando el contenido de carbono, pero si mediante adición de elementos aleantes que suministren una solución sólida o de endurecimiento por precipitación y modificación de las microestructuras (Akselsen *et al.*, 1986).

1.7. Conclusiones del capítulo

- ✚ Dentro de los elementos fundamentales de la caldera se encuentra el domo de condensado, considerado como un recipiente sometido a presión externa de pared delgada cilíndrico vertical con tapas abombadas, encargado del proceso de evaporación del fluido de trabajo, expuesto a altas presiones y temperaturas.
- ✚ La influencia del ciclo térmico de soldadura en los aceros aleados genera transformaciones microestructurales debido a que experimenta temperaturas pico altas, con afectación en las propiedades mecánicas y metalúrgicas y el tamaño de la zona afectada por el calor.
- ✚ La tendencia al agrietamiento es un factor que determina la soldabilidad de los aceros de alta resistencia y baja aleación (HSLA), independientemente de que su contenido de carbono está entre 0,05 y 0,25 %, este fenómeno puede ocurrir en frío o en caliente.

Capítulo 2

Materiales y Métodos

CAPÍTULO 2. MATERIALES Y MÉTODOS

2.1. Introducción

La utilización de un metal de aporte es muy común en procesos de soldadura por fusión. Cuando la selección apropiada del metal de aporte/electrodo, las consideraciones primarias son sí el de aporte puede ser producido libre de defectos y sí o no los metales de soldadura son compatibles con el metal base y pueden suministrar propiedades satisfactorias. Para la mayoría de los aceros al carbono y de baja aleación, la solidificación y la rápida velocidad de enfriamiento incluidas en la soldadura de fusión resultarán en un metal de soldadura que tenga mayor resistencia y más bajas propiedades de tenacidad que el metal base cuando ellos son de la misma composición química.

El objetivo del capítulo es establecer el procedimiento metodológico del proceso de soldadura por arco eléctrico con electrodo revestido E 7018 del domo de la caldera fabricado con acero microaleado, así como para la caracterización microestructural del cordón de la unión soldada.

2.2. Composición química del material base

La tabla 2.1, extraída del Databook 1988 y editada por la *American Society for Metals*, muestra la designación adoptada por la AISI y SAE, de la *American Society for Testing Materials* - ASTM y la SAE, establece la composición química del acero EN15223.9.

Tabla 2.1. Composición química estándar del acero EN 15223.9, % en masa

Grado	C	Mn	Si	Mo	Fe
EN 15223.9	0,18 – 0,24	1 - 1,40	0,20 - 0,25	0,35 máx	Balance

Como se observa se trata de un acero microaleado, los cuales poseen, en su forma más sencilla una microestructura ferrita/perlita y una composición parecida a la de los aceros de bajo carbono, pero normalmente contienen un mayor contenido de manganeso entre 1,0 y 1,4 %, con adiciones de microaleantes de aproximadamente de 0,1 % en total, lo cual les aporta a los aceros microaleados propiedades mecánicas superiores a los de bajo carbono.

Al someter este acero microaleado (hipoeutectoide) al efecto del ciclo térmico, la perlita se transforma con una temperatura de 727 °C. También la ferrita se descompone lentamente. Cuando el acero se enfría rápidamente después de una temperatura fases no dispone del tiempo

suficiente como para regresar a su forma original. Se forma una estructura llamada martensita si se cumplen determinadas condiciones.

2.3. Caracterización de la zona averiada del domo de la caldera

En la figura 2.1 se muestra la zona donde se une el domo con los tubos alimentadores de la pared trasera de la caldera. La misma está formada por 84 tubos de \varnothing 102 x 10 mm y material 15020, los cuales son los encargados de alimentar con agua del domo, los cabezales inferiores de las paredes de agua: intermedia, lateral izquierda y derecha por encima de 900 °C, las del II tiro y frontal (piso).



Figura 2.1. Zona agrietada en el domo de la caldera.

La zona que se muestra es la afectada por el fenómeno del agrietamiento, la misma se encuentra ubicada entre el domo y el tubo alimentador, área donde han ocurrido averías de manera repetidas, esta es un área del equipo expuesto a elevadas temperaturas. Se observa que, en el interior existen zonas afectadas por efectos del desgaste y la corrosión, causada por los agentes característicos del petróleo y las altas temperaturas. Las grietas pueden estar provocada por el efecto de la tensión, la misma es el resultado de los esfuerzos residuales durante el enfriamiento de estructuras rígidas, que pueden ocurrir en cualquier zona del cordón.

Estos defectos pueden iniciarse en el cordón y terminar en la zona afectada por el calor (ZAC). Generalmente, son transversales en la soldadura de un solo pase y longitudinales en la de pases múltiples. Existen factores que pueden contribuir de manera aislada o conjunta en la disminución de la resistencia de los elementos, provocando la aparición de roturas; sin embargo,

existe uno que predomina y generalmente constituye un factor común en las fallas ocurridas a elevadas temperaturas: las inestabilidades metalúrgicas (Fernández-Columbié *et al.*, 2017).

2.3.1. Preparación de la unión para la soldadura del domo

Esta se realizó de forma manual, sobre la sección del domo, preparado para la soldadura como se muestra en la figura 2.2, el diseño de las juntas fue en U, se colocó la tenaza de soldadura en un ángulo aproximado a los 90° con respecto al metal base, con una distancia pieza - electrodo de 4 mm (aproximadamente el diámetro del electrodo), se determinó el tiempo y la distancia recorrida durante el proceso (distancia entre la marca inicial y la marca final), para obtener la velocidad de avance (V_s). Para el desarrollo de los depósitos de cordones, se biseló según el diseño de junta mostrados en la figura 2.2a, requerimientos del código ASME B31.4.



Figura 2.2. Zona para la soldadura.

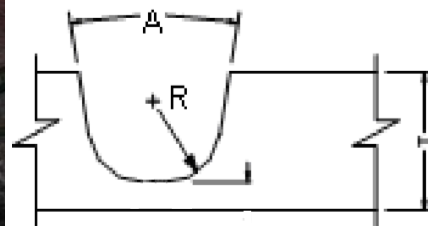


Figura 2.2a. Diseño de la junta.

La preparación de la unión de soldadura en el domo, el cual presenta un diámetro de 2 100 y un espesor de 120 milímetros respectivamente, se realizó ranurando los bordes a 30° aproximadamente para efectuar los depósitos en multipasadas en proceso de arco eléctrico. Se consideró que, en la soldadura de múltiples pases esta es más propensa a las inclusiones de escoria que la de un solo pase. El atrape de la escoria puede ocurrir al mezclarse la misma con el baño de fusión o la que está presente en la superficie no es completamente removida, cubriéndose los pases sucesivos.

La progresión fue descendente en todos los cordones, para lograr alta penetración en la raíz, poca escoria, calidad, mejor uniformidad en el cordón, y que permitirá un mejor control por su rápida solidificación. La razón es que permite al metal de soldadura y a la ZAC enfriarse

lentamente si la velocidad de arrastre es uniforme. El enfriamiento lento genera una microestructura con granos más finos, obteniéndose una unión dúctil y suave.

2.3.2. Material de aporte para la soldadura

El material de aporte empleado para la soldadura y sus características principales se muestran en la tabla 2.2. Se clasifica según la norma AWS: A5.1.

Tabla 2.2. Composición química del material de aporte, % en masa

AWS	C	Mn	Si	P	S
A5.1	0,006	0,9-1,00	0,48	0,012	0,015

Según la AWS A 5.1, referida a los electrodos para soldadura de aceros al carbono, es un aporte de polvo de hierro y bajo hidrogeno, de uso general que se utiliza para soldar aceros al carbono, de tornería libre y aleaciones de baja aleación con una resistencia mínima de 490 MPa. Presenta buen índice de deposición que proporciona un arco estable y firme con poca salpicadura y una penetración media. Los depósitos son de fácil remoción de escoria, propiedades mecánicas excepcionales y una apariencia lisa y uniforme.

Entre sus aplicaciones específicas están las tuberías de procesos, los aceros de enrollado en frío como los que se encuentran en las fabricaciones de maquinaria pesada, recipientes a presión cocidos y sin cocer, soldadura en el taller o en el campo de puentes y aceros estructurales, aceros fundidos, construcción de barcos, casi cualquier acero de medio carbono y acero de aleación baja, en los que las soldaduras están sujetos a inspección con rayos X.

Los parámetros de soldadura empleados se muestran en la tabla 2.3, los mismos se seleccionaron a partir del tipo y del diámetro del electrodo.

Tabla 2.3. Parámetros para la soldadura

Diámetro del electrodo (mm)	4
Longitud del arco (mm)	4
Temperatura de fusión (°C)	1 400
Temperatura de ignición (°C)	32
Conductividad térmica (W/mK)	54

La selección de los parámetros se fundamenta en que, para lograr la unión se debe tener presente los mismos, donde se incluye además la corriente, la tensión y diámetro del electrodo, así como también conocimiento de la curva volt-ampere, la cual indica que al seleccionar una fuente de potencia se debe escoger una en la cual halla intensidad constante para que la pendiente en dicha

curva sea mayor y disminuya el cambio en la longitud de arco. Entre menos oscile se obtendrá una buena calidad en la soldadura.

2.4. Cálculo del carbono equivalente

La influencia de los elementos químicos que componen el acero sobre la templabilidad se acostumbra a cuantificar a partir del parámetro carbono equivalente (C_{eq}), que reduce teóricamente el efecto que sobre esta propiedad tienen los elementos químicos, a otro equivalente, donde el único elemento de aleación además del hierro fuera el carbono. El espesor combinado se define como la suma de aquellos que concurren a la junta. El C_{eq} , es la forma de normalizar la composición química de un acero en un solo número para indicar la influencia en su templabilidad. La AWS D1.1 propone calcularlo como:

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

Donde:

C_{eq} - carbono equivalente; %

Cr - cromo; %

C - carbono; %

Mo - molibdeno; %

Mn - manganeso; %

V - vanadio; %

Ni - níquel; %

Cu - cobre; %

La facilidad o la dificultad para formar una soldadura sólida se muestra en la figura 2.3, denominado diagrama de Graville, el cual representa las tres zonas de susceptibilidad al agrietamiento de la zona afectada por el calor (ZAC), en una gráfica de carbono equivalente en función del contenido de carbono.

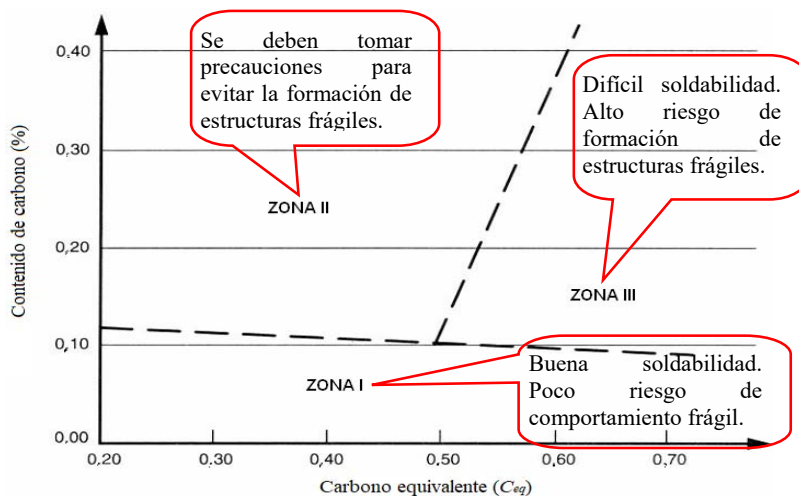


Figura 2.3. Diagrama de Graville. *American Welding Society* (2010).

Zona I. La fisuración es improbable, pero puede ocurrir con alto hidrógeno o 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 no resulta práctico, usar el método de control de hidrógeno para determinar el precalentamiento. En aceros con alto carbono, puede requerirse un mínimo de calor para el control de dureza y un precalentamiento para el hidrógeno en soldaduras de filete como de bisel.

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

Los aceros con bajos valores de carbono equivalente ($C_{eq} < 0,40 \%$), tienen una excelente soldabilidad (zona I). Sin embargo, la susceptibilidad al agrietamiento por hidrógeno se incrementa, cuando el $C_{eq} 0,41 < C_{eq} \leq 0,45 \%$ (zona II), la soldabilidad es buena y si la relación $0,46 < C_{eq} > 0,52$ (zona III), la soldabilidad es regular o limitada. En estas condiciones se recomienda precalentamiento de 120 y 220 °C.

Los métodos de ensayo del agrietamiento en caliente que permiten la medición del rango de temperatura de fragilización, son por consiguiente muy útiles para predecirlo en condiciones reales. El método del índice *Heat Steel Cracking* (HSC) para determinarlo en caliente es empleado usualmente en aceros al carbono y de baja aleación y se calcula como:

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

Si $HSC < 4$; no propenso a agrietamiento en caliente (espesores iguales o menores que 20 mm).

Si $HSC < 1,6$; no es propenso a agrietamiento en caliente (espesores mayores a 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 amplía 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 los 850 °C.

La máquina empleada para la soldadura es del tipo transformador, produce corriente alterna. La potencia es directamente de una línea de fuerza eléctrica y transforma la tensión requerida para soldar. En la tabla 2.4 se muestran las características de la fuente empleada.

Tabla 2.4. Características de la máquina empleada

Alimentación primaria		230 V monofásica - 60/60 Hz
Consumo primario de intensidad máxima		19A (TIG) - 29A (ARCO)
Tensión en vacío		82 V
Gama de ajuste		5A a 150 A
Factor de marcha (a 40° C)	a 100%	100 A
	a 60%	120 A
	a 35%	150 A
Diámetro de electrodo máximo		4mm / 5/32pulg
Dimensiones (L x A x H)		420 x 175 x 300 mm

La regulación de los parámetros se realizó con la modificación de la velocidad de soldadura, actuando 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. Los rangos de amperaje para los que son diseñadas son de hasta 315 A, la cual limita los tipos de materiales en los que se puede utilizar, el arco que produce es estable y alcanza un rendimiento de 85 a 90 %. La ventaja es su economía en el consumo energético y el tamaño reducido de los componentes, puede emplearse para muchos procesos, posee una elevada eficiencia con un tiempo rápido de respuesta y permite un arco con excelentes características.

2.5. Cálculo del ciclo térmico para el proceso de soldadura

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

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

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

Donde: I_s - intensidad de corriente de soldadura; A d_e - diámetro del electrodo; mm

La tensión del arco no influye en el ancho del cordón; pero si 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 y según Rodríguez (1987) se determina como:

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

Donde: U_a - tensión del arco; V

La velocidad de soldadura determina el desplazamiento del electrodo a una velocidad de donde se funde constantemente una porción del material base y se adiciona el de aporte producto de su propia fusión, en la medida que el proceso desarrolla el baño metálico, solidifica y forma el material de la costura, según Rowe y Jaffeus (2008) se determina como:

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

Donde: V_s - velocidad de soldadura; m/s α_d - coeficiente de aporte; g/A. h ($\approx 10 \% I_s$) F - área de la sección del cordón, cm^2 ρ - densidad del material fundido; g/cm^3 **2.5.1. Cálculo de la 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 y produce tensiones en función de la distancia a la fuente de calor, Talero y Muñoz (2000) proponen la ecuación siguiente:

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

Siendo: E_L - energía lineal; J/m η - eficiencia de la fuente de calor; %

La eficiencia (η) del proceso de soldadura SMAW oscila entre 0,8 a 0,9. A los efectos de los cálculos realizados, se asumió una eficiencia de 0,9.

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, el cual es observado por el soldador a la hora de ejecutarla.

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

$$Q = q \cdot l \quad (2.7)$$

Donde:

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

l - longitud a soldar; m

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

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

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

$$\tau = d \sqrt{\frac{\rho C_e (T_c - T_0)}{q}} \quad (2.9)$$

Donde:

τ - parámetro adimensional de espesor relativo de la placa

d - espesor de la placa: m

C_e - calor específico; J/kg K

El tiempo de enfriamiento del cordón se determina por la ecuación 2.10.

$$t = \eta \frac{I_s^{(1,24+0,0005T_c-0,005v_s)} \cdot U_a^{0,59}}{108 \cdot V_s^{(0,78-0,0005T_c)}} \quad (2.10)$$

2.6. Preparación metalográfica de las probetas

El examen microscópico proporciona información sobre la constitución del metal o aleación, pudiéndose determinar características tales como la forma, el tamaño y la distribución del grano, inclusiones y microestructura metalográfica. La microestructura puede reflejar la historia del tratamiento mecánico que ha ocurrido en el metal. Las operaciones son las siguientes: corte, desbaste, pulido, desengrasado, lavado y ataque químico.

Dentro de los procesos de diseños, el corte de las muestras debe realizarse meticulosamente, y tratar en lo posible de la selección adecuada de cada máquina, para ensayos microestructurales la no alteración de las propiedades de los materiales es de vital importancia, ya que el cambio de la misma refleja una imagen distorsionada de lo que queremos obtener. Usualmente, una soldadura se examina por medio de una sección transversal. En la preparación metalográfica se realizó un conjunto de operaciones como son: desbaste, pulido, desengrasado y lavado (ASTM E 3 - 95; Norma NC 10 - 56: 86).

En la figura 2.4 se muestra una macrografía realizada a la sección del domo de la caldera, donde se observa que los depósitos de soldadura se realizaron en multipasadas. Se especifica el área que se tuvo en cuenta para el análisis microestructural luego del ciclo térmico de soldadura.

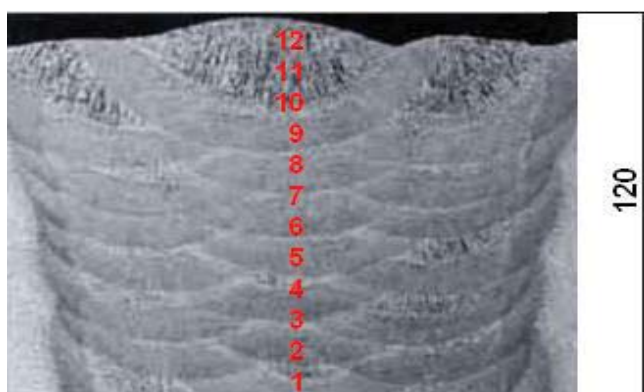


Figura 2.4. Análisis macrográfico de los depósitos de los cordones.

Como las muestras eran de grandes dimensiones para el proceso de pulido y desbaste, así como para la observación metalográfica se cortaron con longitud de 15 x 15 mm, el procedimiento se realizó en la fresadora vertical 6M13L, con regímenes de corte de 250 r/min y un avance transversal de 25 mm/r, para ello se empleó abundante refrigeración que permite realizarlo sin alterar la microestructura del material de acuerdo con la norma ASTM E 3 - 95. La probeta obtenida, se muestra en la figura 2.5, las mismas se emplearon posteriormente para el análisis metalográfico y el ensayo de dureza.



Figura 2.5. Muestra obtenida luego del corte.

La probeta fue elegida de la sección transversal del domo de la caldera y seccionada en toda la longitud del cordón. Se realizó de esta forma para poder realizar el análisis químico en la zona fundida y en la afectada por el calor, luego de ejecutado el proceso de soldadura. El corte se realizó de forma tal que se pudiera aprovechar las zonas con un mayor espesor de soldadura para su fácil manipulación y posterior nivelación, así como el ataque químico (Sturla y Castellanos, 1951). Luego se encapsularon como se muestra en la figura 2.6 para realizar las operaciones de desbaste y pulido y garantizar el manejo de las mismas.



Figura 2.6. Encapsulado de las muestras.

Cuando se va a realizar análisis microestructural en bordes de muestras deformadas, es importante conservar un ángulo de 90° en toda el área a observar, aspecto que no es posible, de no realizarse esta operación, ya que, durante las operaciones de desbaste y pulido, los bordes se distorsionan redondeándose, obteniéndose una falsa observación de la imagen. El encapsulado se realizó con resina epoxi ROYAPOX-5050.

La resina epoxi ROYAPOX 5050 tiene como propiedades que está compuesta por dos componentes y una vez polimerizada a temperatura ambiente, forma una masa incolora, dura y algo flexible. Presenta buenas cualidades de resistencia a la humedad y buenas propiedades mecánicas y dieléctricas que conserva sus propiedades a temperaturas comprendidas entre -30 y 125 °C. Se suministra en dos componentes separados y predosificados: ROYAPOX-5050 y endurecedor 5050.

2.6.1. Operación de desbaste y pulido

Se realizó variando la granulometría de los papeles abrasivos al ser aplicadas a la pieza de trabajo, desde la más gruesa a la más fina, del tipo No 400, 600 y 800 (ASTM E3 - 95). Las lijas fueron colocadas sobre una placa de vidrio, se cambió el sentido del lijado a 90° al pasar de un

pliegue a otro, para eliminar la capa de material distorsionado y deslizado dejado por el anterior, esto permitió obtener una superficie lisa y pulida, libre de impurezas o ralladuras, por último, las muestras se pulieron en una pulidora metalográfica marca MONTASUPAL, ubicada en el laboratorio de Ciencia de los Materiales de la UMOA. Las características de la máquina son:

Tensión 250 V

Intensidad 2,5 A

Número de revoluciones 300 - 1 000 r/min

Potencia del motor 3,72 kW

Para el acabado se utilizó paño de fieltro grueso, se usó como sustancia abrasiva el óxido de cromo. Una vez pulida las muestras se lavaron con agua destilada, secándose con papel de filtro, se volvieron a lavar con tetracloruro de carbono (Cl₄C) para evitar cualquier vestigio de grasa y pasta de pulir. Luego de pulida las muestras y antes de realizar el ataque químico, a las mismas se le realizó un desengrasado con tetracloruro para eliminar vestigio de grasa y suciedad en la superficie, luego fueron secada con aire caliente. Para atacarlas se empleó como reactivo químico el nital al 5 %. En la tabla 2.5 se muestra el modo de preparación.

Tabla 2.5. Reactivo químico empleado

Material	Composición del reactivo	Régimen de ataque químico
EN 15223.9	1-5 ml de ácido nítrico (peso específico 1,42) + 100 ml alcohol (Nital)	Ataque químico bajo t 20 °C durabilidad de 15 segundos a un minuto.

Preparado el reactivo, se vertió una porción en una cápsula en la que se introdujo la probeta unos instantes para mojar la superficie pulida. Se detuvo el ataque y se sumergieron las mismas en el agua y luego se observó la superficie. La operación se repitió hasta que la superficie a examinar estuvo bien atacada. El tiempo de ataque fue variable y sólo la práctica o la observación repetida de la probeta al microscopio expuso su terminación. El objetivo fue hacer visible al microscopio las características estructurales de la aleación mediante el uso adecuado del reactivo. Después del ataque se lavó la probeta de nuevo con abundante agua corriente, se secó con alcohol (absoluto) y secada al aire.

2.6.2. Ensayo de dureza en las diferentes zonas

En la medición de la microdureza se siguieron los procedimientos de la norma NC 10 - 56: 86, se utilizó un microdurómetro modelo PMT - 3 No 168, que tiene acoplado un objetivo acromático con compensación libre trinocular de tubo inclinado a 30°. Las superficies de las

probetas se prepararon de la misma manera que para el análisis microestructural, el desbaste y el pulido, se efectuaron tres mediciones a las muestras en diferentes lugares, las que se promediaron, la carga aplicada fue de 0,49 N, en un tiempo de 15 s. El indentador empleado fue el de pirámide de diamante, con un ángulo de 136° según la ASTM E 92 - 82. La figura 2.7 muestra las zonas donde se realizó el análisis de dureza.

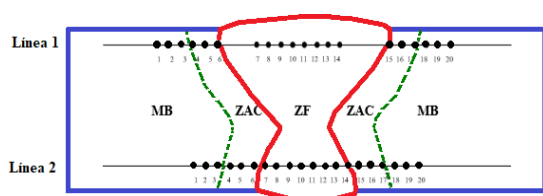


Figura 2.7. Barrido de durezas en las diferentes zonas.

Como en el proceso de soldadura las zonas que se obtienen son de un margen de pequeños milímetros, se precisó la limitación de cada una de ellas, se midió dureza en el material base (MB), en la zona afectada por el calor (ZAC) y en la interfase del cordón. Se realizó el mismo procedimiento en ambos extremos de la soldadura. El ensayo de microdureza se aplicó para la determinación de la dureza de los volúmenes microscópicamente pequeños de la aleación. El número de dureza (HV) se determinó por el tamaño de las huellas. En la tabla 2.6 se muestra el procedimiento empleado para la medición en las zonas de la unión soldada.

Tabla 2.6. Procedimiento para la medición de la dureza, en Vickers (HV)

D	ZAC ₁	ZAC ₂	Interfase ₁	Interfase ₂	ZF ₁	ZF ₂
0,0	HV1	HV2				
0,25	HV1	HV2				
0,5	HV1	HV2				
0,75	HV1	HV2				
1,0			HV1	HV2		
1,25			HV1	HV2		
1,5			HV1	HV2		
1,75					HV1	HV2
2,0					HV1	HV2
2,25					HV1	HV2
-2,0					HV1	HV2
-1,75					HV1	HV2
-1,5			HV1	HV2		
-1,25			HV1	HV2		
-1,0			HV1	HV2		
-0,75	HV1	HV2				
-0,5	HV1	HV2				
-0,25	HV1	HV2				
0,0	HV1	HV2				

Variable distancia: se seleccionó esta ya que, luego del proceso de soldadura, el material no es homogéneo en toda su masa, así como pudieran existir zonas duras por las transformaciones de fase impuesto por el ciclo térmico o por efecto de la aparición de carburos. Permitirá determinar las propiedades mecánicas en diferentes partes (dureza), así como el comportamiento microestructural.

Variable dureza: la dureza es uno de los parámetros más importantes de los materiales, se admite también que es el más relevante en cuanto a la influencia en la resistencia al desgaste abrasivo, adhesivo y a la fatiga por contacto superficial. Esta define el comportamiento del proceso, se medirá en las diferentes zonas de la unión.

2.6.3. Microestructura patrón de la aleación

Se empleó un microscopio óptico binocular marca NOVEL modelo NIM - 100, ubicado en el Laboratorio de Ciencia de los Materiales de la UMOa, dotado de una cámara instalada con el hardware IMI.VIDEOCAPTURE.exe 2006, que refleja la micrografía en el computador. La figura 2.8, se corresponden con la estructura metalográfica de la muestra patrón del acero microaleado del tipo EN 15223.9.

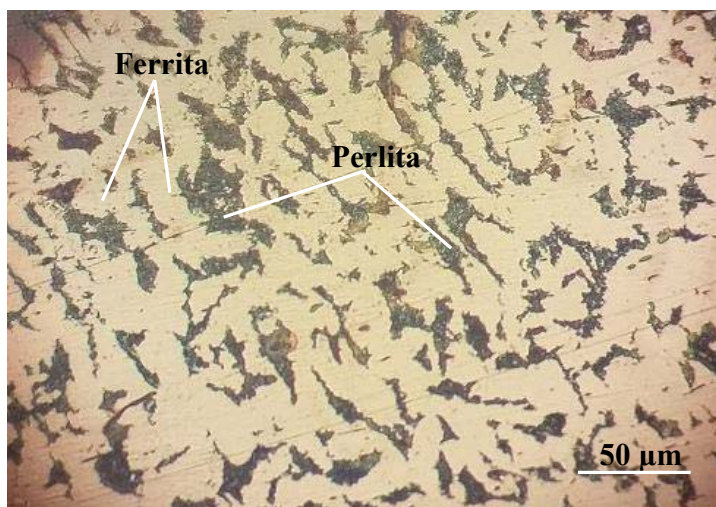


Figura 2.8. Microestructura del acero 15223.9.

Se observa la microestructura del material base correspondiente al domo de la caldera, una estructura laminada (*as-rolled*) compuesta de granos aproximadamente equiaxiales de ferrita (F) proeutectoide (regiones grises) con pequeña cantidad de perlita (P), (regiones negras), microconstituyentes de un acero baja aleación y de bajo contenido de carbono. El tamaño de grano fino es el resultado de la adición de aleantes afinadores de grano (Al, Nb, V) y del proceso termomecánico controlado a que son sometidos los aceros microaleados durante su fabricación. El

objetivo fue obtener una muestra sin afectación en su estructura cristalina que permitiera determinar, luego de la soldadura, los cambios ocurridos en la zona afectada por el calor (ZAC), en la zona fundida (ZF) y la interfase.

2.7. Procesamiento estadístico de los datos

Las técnicas estadísticas del diseño experimental tienen su razón de ser en la investigación empírica que trata de indagar cómo ciertas variables conocidas como factores, actúan sobre una variable respuesta registrada tras la realización del experimento. Es importante destacar que los factores que influyen sobre el valor de la variable respuesta solo pueden tomar un número finito de estados o niveles. La ciencia de la estadística ofrece numerosos métodos para revelar y presentar las asociaciones entre dos y hasta más variables. Los medios más simples son los medios de presentación gráfica y tabulación.

Para comprobar la idoneidad del método y los modelos propuestos se desarrolló el tratamiento estadístico tanto de los simulados como los experimentales, a través de un diseño factorial completo con la utilización del tabulador Microsoft Excel 2016 y el paquete estadístico STATGRAPHICS Centurión XVI.II, que permitió establecer la correspondencia entre las observaciones teóricas y las experimentales. La tabla 2.8 muestra la matriz de planificación de experimentos para evaluar el comportamiento de la dureza con respecto a la distancia.

Tabla 2.8. Matriz de planificación de experimentos

No. cordón		Distancia	Velocidad enfriamiento	Dureza ₁	Dureza ₂
1	2			HV	HV
1	2	0,0	X	X	X
1	2	0,25	X	X	X
1	2	0,5	X	X	X
1	2	0,75	X	X	X
1	2	1,0	X	X	X
1	2	1,25	X	X	X
1	2	1,5	X	X	X
1	2	1,75	X	X	X
1	2	2,0	X	X	X
1	2	2,25	X	X	X

En el diseño de experimentos establecido se seleccionarán tres distancias teniendo en cuenta la ubicación de cada una de las zonas del cordón de soldadura, la velocidad de enfriamiento, en correspondencia con el tiempo que dura el cordón en solidificar, así como la mayor dureza alcanzada en las zonas analizadas de los dos cordones.

2.7.1. Determinación de los coeficientes de regresión

En los modelos de regresión la variable dependiente Y, es siempre una variable aleatoria, mientras que los factores o variables independientes son considerados como variables no aleatorias. Se argumenta en el hecho de que en las aplicaciones prácticas los valores de las X_i suelen ser controladas o elegidas de antemano por el investigador, a los factores también se les denomina variables explicativas, ellos en definitiva son los que explican el comportamiento de la variable dependiente (Walpole *et al.*, 2007). La regresión del diseño de experimentos se determina como:

$$Y_1 = b_0 + b_{1X1} + b_{2X2} + b_{12X12} \quad (2.11)$$

Donde Y_1 es la dureza obtenida del ensayo en HV; X_1 son las diferentes distancias medidas en el extremo de las zonas del acero y X_2 la velocidad de enfriamiento.

2.7.2. Cálculo de la varianza

Montgomery (2004), considera que el ANOVA, como técnica estadística, permite el estudio de las características medidas u observadas, cuyos valores dependen de varias clases de efectos que operan simultáneamente, esta técnica se basa en la división de la variabilidad total de una característica medible en la variabilidad causada por diferentes factores que intervienen en el problema. Después de calcular los coeficientes de regresión se realiza el procesamiento estadístico de los datos, determinando la varianza por la ecuación siguiente:

$$J_y^2 = \frac{\sum_{i=1}^{n_o} J_{yi}^2}{N_o} \quad (2.12)$$

La significación de los coeficientes de regresión se comprueba por el criterio de t student para una probabilidad de un 95 % o un intervalo de confianza de 0,05 y 15 grado de libertad ($N-1$).

Posteriormente se calcula la varianza por la ecuación siguiente:

$$J_{aj}^2 = \frac{\sum_{i=1}^{n_o} (y - y^{\text{mod } f})^2}{N_o - K_o - 1} \quad (2.13)$$

Donde $N_o = j$ y K_o , son el número de coeficientes significativos.

Por la ecuación 2.14 se calcula el coeficiente de fisher (F_{cal}) y se compara con el fisher tabulado (F_{tab}) según los grados de libertad del numerador y del denominador:

$$F_{cal} = \frac{J_{aj}^2}{J_y^2} \quad (2.14)$$

Si el $F_{cal} > F_{tab}$, entonces la ecuación describe adecuadamente el campo de la experimentación.

2.7.3. Diagrama causa y efecto

Se consideró el diagrama causa-efecto de Ishikawa (figura 2.9), que identifica el defecto del cordón con el parámetro que lo provoca, para establecer los factores o causa raíz que ocasionan los que se detectan posteriormente a la aplicación de la soldadura, permitiendo determinar los factores controlables y variables independientes de la matriz experimental, lo cual es importante para la reducción del número de experimentos (Sandoval *et al.*, 2020).

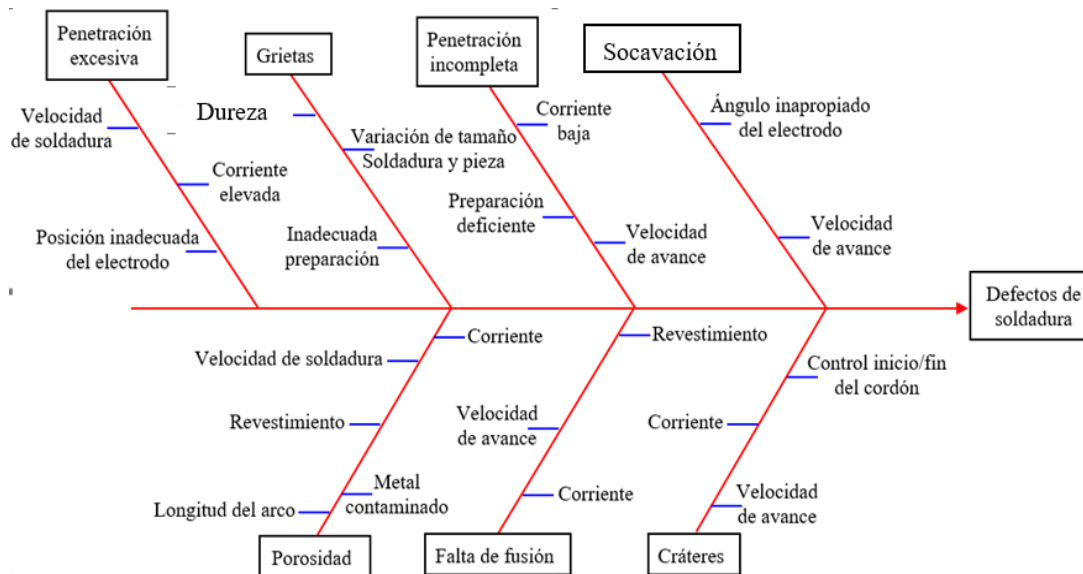


Figura 2.9. Diagrama Causa-Efecto (Ishikawa) de defectos de soldadura.

Al analizar el diagrama causa-efecto Ishikawa las causas principales que ocasionan los diferentes defectos en el proceso de soldadura de arco con electrodo revestido son los siguientes:

1. El defecto de soldadura porosidad (bolsas de gas que se quedan retenidas en la soldadura o abiertas a la superficie), ocurre comúnmente por un revestimiento húmedo, en otros casos la corriente de soldadura y velocidad de avance excesivo o metal base contaminado;
2. La penetración excesiva (exceso material de soldadura respecto a la cantidad requerida para rellenar la junta), este problema puede ser causado por el uso de corriente de soldadura muy alta, también de un avance demasiado lento, en ambas situaciones, se consume mucho más metal de aportación de lo que se requeriría normalmente, también la posición inadecuada del electrodo puede provocar el defecto;

3. Penetración incompleta, se produce cuando la corriente de soldadura está regulada demasiado baja, el avance demasiado rápido también puede producir penetración insuficiente, en ambos casos puede ocurrir la fusión incompleta a lo largo del contorno de la soldadura. La preparación inadecuada de la probeta puede provocar la aparición del mismo;
4. La socavación (ranura en el material adyacente a la soldadura) es provocada por una velocidad de avance alta o corriente de soldadura inadecuada, ya que no permite que una cantidad suficiente de metal de aporte se funda y se deposite sobre la zona soldada hasta el nivel de la superficie del metal base, también el ángulo de trabajo inapropiado produce soldaduras de filete de catetos dispares;
5. El defecto de falta de fusión sucede cuando el arco no consigue fundir el material base, ocasionado por corriente de soldadura y velocidad de soldadura inadecuada, también el ángulo incorrecto y una selección inadecuada de la tensión y el amperaje.

Como factores controlables se opta por mantener fijos la composición del aporte, la posición del electrodo, el tamaño de las probetas, así como la limpieza de la probeta a soldar. Las variables independientes son la velocidad de avance y la corriente de soldadura de la máquina de soldar. El diseño de la probeta para aplicación de soldadura también se considera un factor controlable (todas las probetas son de las mismas dimensiones).

Se consideró que la validación de las normas y procedimientos y el nivel de acreditación de los laboratorios y equipamiento que se utilizaron para desarrollar las mediciones, permiten una alta precisión con muy pocas posibilidades de que se introdujeran errores sistemáticos, lo cual implicaba el número mínimo de réplicas que garantizara la confiabilidad de los resultados.

2.8. Conclusiones del capítulo

- ✚ Se establecen las ecuaciones referentes a la determinación del carbono equivalente y de la susceptibilidad al agrietamiento que permitan definir la soldabilidad y fenómeno de grietas en caliente del acero EN 15223.9 empleado en el domo de la caldera.
- ✚ La metodología de cálculo propuesta permite determinar el ciclo térmico de soldadura en función de las diferentes transformaciones de fase que ocurren en una unión soldada por el proceso de soldadura manual por arco eléctrico.
- ✚ La microestructura del acero del domo de la caldera es una estructura laminada (*as-rolled*) compuesta de granos equiaxiales de ferrita (F) proeutectoide (regiones grises) con pequeña cantidad de perlita (P), (regiones negras), microconstituyentes de un acero baja aleación y de bajo contenido de carbono.

Capítulo 3

Análisis de los resultados

CAPÍTULO 3. ANÁLISIS DE LOS RESULTADOS

3.1. Introducción

Las propiedades mecánicas, describen la forma en que el material responde a una fuerza aplicada, muchos de ellos al estar expuesto a uso se someten a cargas y fuerzas, un ejemplo de ello son las calderas de vapor, lo importante de un material que se somete a presiones constantes o variables para estos tipos de componentes es que tenga alta resistencia a la tensión, un alto punto de cedencia y porcentaje de alargamiento con la mínima reducción de área. Usando estas propiedades se establece el diseño del recipiente. Los aspectos a tener en cuenta para establecer una equivalencia son aquellos que definen la igualdad de un acero a otro en la estimación, estos aspectos en los empleados para las calderas por su importancia serían la composición química, las propiedades mecánicas y la soldabilidad.

El objetivo del capítulo es realizar el análisis de los resultados relacionados con el comportamiento microestructural, la dureza y las fases presentes en el acero EN 15223.9 empleado en el domo de la caldera y soldado por el proceso de soldadura con electrodo revestido (SMAW) del tipo E 7018.

3.2. Análisis de la composición química

El análisis químico del material, como se muestra en las tablas 3.1 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.

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

Grado	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Fe
EN 15223.9	0,20	1,35	0,20	0,010	0,09	0,034	Bal.

Comparando los valores establecido por las normas y comparándolo con los obtenidos según el análisis espectral, se observa que, el acero analizado cumple con los requerimientos de la especificación ASTM. Esta aleación microaleada con 0,20 % C; se puede clasificar como un acero hipoeutectoide, endurecido por refinamiento de grano y precipitación. Donde con el

contenido de este elemento es improbable que ocurra el agrietamiento, por otro lado, el cromo presente, conjuntamente con el molibdeno, estabilizan la ferrita y aumentan la templabilidad, estos son más susceptibles a las fisuraciones en frío, debe considerarse que el cromo incrementa la dureza del metal de soldadura.

3.3. Análisis del carbono equivalente

Las precauciones necesarias para evitar el agrietamiento en las soldaduras de aceros HSLA, como por ejemplo el acero EN 15223.9, dependen del espesor de la pieza a ser soldada, del carbono equivalente, de los consumibles y del tipo de proceso utilizado. Para determinar el carbono equivalente se tuvo en cuenta cada uno de los elementos químicos que intervienen en la ecuación, así como los obtenidos en el análisis de composición química efectuado al acero. Según la ecuación 2.1 y reemplazando los valores se tiene que el $[C_{eq}]$ es de 0,43 %. En la figura 3.1 se muestra el comportamiento de la soldabilidad de esta microaleación de acuerdo al diagrama de Graville, en correspondencia con las zonas establecidas en él.

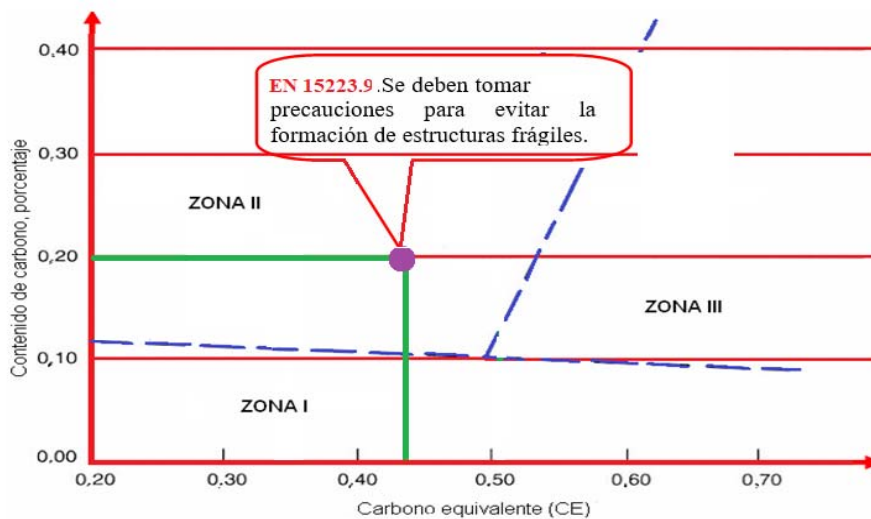


Figura 3.1. Caracterización de la zona de soldadura del acero EN 15223.9.

Según el carbono en el acero microaleado EN 15223.9, se cumple la relación de que el $C < 0,45$ %, por lo que va a presentar excelente soldabilidad (zona I), sin embargo, al plotearlo con el contenido de C_{eq} se observa que, según el diagrama de Graville, este se ubica en la zona II ya que este es de 0,43 %, por lo que hay que tener en cuenta la susceptibilidad al agrietamiento por la dureza en el cordón de soldadura. En los aceros al carbono y de baja aleación la propiedad de templabilidad determina, en muchos casos la soldabilidad y aunque el C_{eq} obtenido no afecta esta propiedad, por el espesor del material del domo puede ocurrir el agrietamiento por

hidrógeno, por lo que se recomienda la aplicación de temperatura de precalentamiento para mejorar la ductibilidad de la unión, recomendado por El-Hebeary *et al.* (2004).

En esta zona, al llegar a una temperatura de 200 °C, empieza una difusión irregular de hidrógeno, que aumenta mientras esta disminuye. Al tener 30 °C, la velocidad de difusión del hidrógeno es 10^{12} veces mayor que la del carbono y el nitrógeno, debido a que el primero se comporta como un protón no como un átomo, según el criterio de Easterling (1992).

Por lo tanto, una de las maneras de prevenir el endurecimiento de este acero es el precalentamiento, el cual va a permitir una velocidad de enfriamiento controlada, este procedimiento es recomendado por el código estructural AWS-D1.1 donde utiliza el método de Seferian, con el cual se puede calcular la temperatura de precalentamiento a través del nuevo carbono equivalente total (C_{eqT}) y aplicando las ecuaciones siguientes:

$$T_{prec} = 350\sqrt{C_{eqT} - 0,25} \quad (3.1)$$

Donde el C_{eqT} se determina como:

$$C_{eqT} = C_{eq} + C_e \quad (3.2)$$

El carbono equivalente C_{eq} depende del espesor de la plancha y se determina como:

$$C_{eq} = 0,005 \cdot e \quad (3.3)$$

Siendo e , el espesor del material, en este caso el domo de la caldera es de 120 mm

Reemplazando en la ecuación de carbono equivalente total (C_{eqT}) entonces:

$$C_{eqT} = C_{eq} (1 + 0,005 \cdot e) \quad (3.4)$$

Sustituyendo los valores de las ecuaciones 3.2, 3.3 y 3.4 en 3.1 se obtiene que, la temperatura de precalentamiento a aplicar es de 162 °C. Se empleará un equipo de soldadura oxiacetilénica y una llama neutra (1:1), tendrá como objetivo evitar la formación de estructura dura y frágil como carburos y nitruros, es un tratamiento térmico de recocido de homogenización.

La temperatura de precalentamiento calculada anteriormente indica que, es imprescindible evaluar, en el caso de la soldadura para la recuperación del domo de la caldera el comportamiento de los ciclos térmicos en la zona afectada por el calor (ZAC), según el aporte térmico que introduce el proceso, geometría de la pieza, temperatura de precalentamiento y tipo

de acero (propiedades termo físicas). A partir de estos ciclos obtenidos en esta zona, puede determinarse la $\Delta t_{8/5}$ (tiempo de permanencia entre 800 - 500 °C) en cada caso y evaluar los niveles de temperaturas 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), reportado por Franco *et al.* (2017).

Por la ecuación 2.2 se determinó a partir de los elementos químicos el índice de agrietamiento en el acero (HSC), donde el mismo, para un espesor de 120 mm este es de 3,7 mm. El resultado obtenido es de $3,7 < 4$; indicativo de que no es propenso al agrietamiento en caliente para espesores iguales o menores que 20 mm, no obstante, como el espesor del domo de la caldera es de 120 mm, entonces existe la tendencia a este fenómeno en el acero EN 15223.9 por efecto del ciclo térmico de soldadura, por otro lado, la tendencia de un área de la ZAC a agrietarse en caliente depende de la temperatura de austenización y de los procesos de precipitación de carburos, así como de la presencia de fases de bajo punto de fusión. También hay que precisar que, según el contenido de manganeso (1,35 %), va a tener afinidad con el azufre para formar sulfuros de manganeso (SMn), con puntos de fusión elevados, reduce notablemente el riesgo de agrietamiento, reporte realizado por Esteves *et al.* (2016).

3.4. Análisis de los regímenes 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 para la recuperación del domo de la caldera fue de 4 mm, la elección del mismo justifica el empleo por el contenido de carbono presente con lo cual minimiza los esfuerzos térmicos y de contracción, los cuales originan cargas residuales y distorsiones longitudinales y transversales, así como la obtención de estructura que no sean frágiles.

Para el establecer el circuito eléctrico formado por el electrodo y el arco se determinó la intensidad por la ecuación 2.3 que, para un diámetro de 4 mm, es de 160 A. Independientemente del valor obtenido, se considera que, si las otras variables se mantienen constantes, el amperaje puede variar con la velocidad de alimentación del electrodo o la rata de fusión en una relación no lineal y viceversa si se utiliza una fuente de potencia de tensión constante.

Esta corriente es el factor determinante en la dinámica de la transferencia de cortocircuito, entregará la potencia calorífica necesaria para fundir el material de aporte y parte del base. La

intensidad de corriente influye en la profundidad de penetración del baño fundido. Al incrementarse la corriente se hace más potente el arco. El flujo de las cargas incide más sobre el baño, incrementando su potencia térmica, según consideraciones de Winczek (2016).

La tensión del arco fue calculada por la ecuación 2.4 donde se consideró la intensidad de la corriente, se determinó que esta tensión necesaria es de 18 V, siendo esta magnitud permisible dentro de los rangos establecidos en la soldadura SMAW que es de 5 a 30 V (Maratray, 2000). A partir de un valor específico de la tensión del arco, con un aumento, tiende a aplanar el cordón, pero se incrementa el ancho de la zona de fusión, por otro lado, uno excesivamente alto puede causar porosidad, salpicaduras y socavado. La reducción de este parámetro, resulta en un cordón más angosto con una corona más alta y una penetración más profunda, pero excesivamente bajo puede causar que el electrodo se embote, referido por Waheed *et al.* (2015).

La tensión de arco no influye en el ancho del cordón, sino en el refuerzo (forma cóncava o convexa), teniéndose soldaduras planas (con tensiones altas) y abultadas (con tensiones bajas), pero siempre en el rango de tener un arco estable, planteado por Gaul *et al.* (2011).

La velocidad de soldadura se calculó por la ecuación 2.5, se tuvo en cuenta el coeficiente de aporte (ad) de 16 g/A·h, un área de sección transversal del cordón de 253,15 mm² y una densidad del material fundido de 7,850 g/m³, se obtuvo que la misma es de 0,0017 m/s.

Este es la velocidad en que se depositará una gota del metal de aporte para formar el cordón, pero en la medida en que se aumenta la misma, la cantidad de energía térmica por unidad de longitud de soldadura transferida, desde el arco hacia el metal base al principio se incrementa, ya que el arco actúa más directamente sobre este, se transferirá hacia el metal menos energía por unidad de longitud. Por lo tanto, la fusión del metal primero se aumenta y luego se disminuye, cuando se incrementa. Como el charco metálico lleva una velocidad se forman isothermas de forma aproximadamente elípticas alrededor de la fuente de calor, por lo que se requiere del control de este parámetro para lograr la costura soldada de acuerdo al criterio de Pichardo *et al.* (2019).

Al aumentar la velocidad, habrá una tendencia a producir socavado a lo largo de los bordes del cordón ya que hay insuficiente deposición de metal de aporte para llenar el trayecto fundido por el arco. La relación entre la velocidad de alimentación y la corriente de soldadura se ve afectada por la composición química del mismo, según criterio de Reyes-Carcasés *et al.* (2018).

Por la ecuación 2.6 se calculó la energía lineal del proceso de soldadura, en la misma se tuvo en cuenta una tensión del arco de 18 V, la intensidad de 160 A, una velocidad de 0,00175 m/s y el rendimiento del proceso que, para la soldadura SMAW es de 0,7. El valor obtenido para esta energía es de 716 352 J/mm. Esta está relacionada con factores, como la distancia a que se encuentra la fuente, la velocidad de traslación e intensidad de la misma, donde para esta distancia y según Radhakrishnan (2000), la temperatura lograda en un punto determinado guarda una relación inversa con la separación desde la línea de aplicación del calor. Los efectos en el material serán en las zonas cercanas al cordón debido a la disipación del calor. Esta zona alcanza temperaturas mayores a la de fusión del material y, por lo tanto, la estructura del acero EN 15223.9 varía proporcionalmente a la zona afectada por el calor, también reportado por Almaguer-Zaldivar y Estrada-Cingualbres (2015).

Para calcular la energía entrante por la ecuación 2.7 se determinó la 2.8, donde luego de sustituir estos valores se tiene que la misma es de 11 939,2 W. Para el caso de la soldadura del acero EN 15223.9, este calor aportado va a tener influencia sobre el fenómeno de fisuración en frío, ya que la cantidad de energía por unidad de longitud aportada a la costura, demorará más tiempo en enfriarse. Por otro lado, el empleo del electrodo E 7018, al ser de revestimiento básico, lo hace más eficaz para evitar la fisuración por hidrógeno.

El calor entrante (*heat input*) involucrado durante el proceso afecta la extensión de la ZAC y las microestructuras generadas en esta y en el material base. Las condiciones térmicas en la soldadura y cerca de ella deben mantenerse bajo ciertos límites, para controlar la estructura metalúrgica, las propiedades mecánicas. Los esfuerzos residuales y las distorsiones que resultan de la operación de soldeo. Dentro de esto se debe considerar la conexión entre la velocidad de solidificación del material que se aporta, la distribución de la temperatura máxima o pico en la ZAC y por último la velocidad de enfriamiento en la soldadura en esta zona, según el criterio reportado por Melgarejo *et al.* (3013).

En el proceso de una soldadura, el flujo de calor desde la fuente depende del espesor de la placa a soldar. Teniendo en cuenta la ecuación 2.9 se determinó el parámetro espesor relativo, donde el mismo con un valor de 0,12; se considera gruesa.

Los parámetros establecidos para considerar placas finas están entre 0,6 y 0,9; por lo que, con este resultado se puede plantear que, el flujo que ocurre en la soldadura del acero EN 15223.9

con un espesor de 120 mm en el domo de la caldera es tridimensional (3D), la mayor velocidad de enfriamiento se encuentra en las primeras capas, ya que en posteriores se enfrían más lentamente debido al precalentamiento o calor que le aportan las precedentes. La velocidad de enfriamiento va a depender de los rangos de temperatura y el tiempo de permanencia.

El flujo de calor que se extiende en el metal base es importante para analizar la soldadura. Pero existe una diferencia entre el calor efectivo ocupado y el suministrado y a esto se le conoce como eficiencia térmica, es decir al expresado por tensión contra corriente no es el total utilizado en el desarrollo del proceso; 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 de almacenamiento y el perdido por convección y radiación, de acuerdo con Bhatti *et al.* (2015).

Por la ecuación 2.10 se determinó el tiempo de enfriamiento del cordón, se consideró el rendimiento del proceso, la intensidad de corriente, la temperatura de fusión, la velocidad de soldadura y la tensión del arco, al sustituir estos valores, este tiempo será de 17,8 min.

El tiempo de enfriamiento en las uniones soldadas 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. Desde el punto de vista de la metalurgia, en la zona afectada por el calor, sometida a un ciclo térmico, el tiempo de calentamiento y de enfriamiento juegan un papel importante, dada la influencia que tienen sobre el tamaño de grano. También influye el proceso de soldadura, ya que el aporte térmico variará sensiblemente en función de los parámetros de tensión, intensidad y velocidad de soldeo del procedimiento por lo que, en cierta forma, el consumible puede tener alguna incidencia según lo plantean Rosenthal (1935); Rodríguez (2017).

3.5. Comportamiento microestructural de la unión soldada

Los cambios metalúrgicos, geométricos y superficiales que ocurren en la soldadura, son producto de causas como el aumento de la velocidad de depósito en la geometría del charco de soldadura, el efecto de la polaridad de la corriente, la extensión y diámetro del electrodo. Además, los factores anteriormente mencionados modifican la tasa de fusión, el tamaño de grano y la penetración de la soldadura por arco. Para el análisis microestructural de los depósitos de soldadura en el domo de la caldera fabricado con el acero EN 15223.9 y realizado por el proceso

manual con electrodo E 7018 se analizó las zonas donde existen transformaciones de fase como la zona fundida (ZF), la zona de influencia térmica (ZIT) y el metal base (MB).

3.5.1. Microestructura para la primera zona fundida

El examen microestructural de la ZAC del metal base de las juntas muestran distintas regiones que varían notablemente debido al ciclo térmico local experimentado durante la soldadura. Se analizaron las microestructuras de las diferentes zonas obtenidas para el pase de raíz y de relleno. En la figura 3.3 se muestran los resultados. La figura 3.2a es la zona fundida (ZF) del primer cordón y la 3.2b, la del segundo.

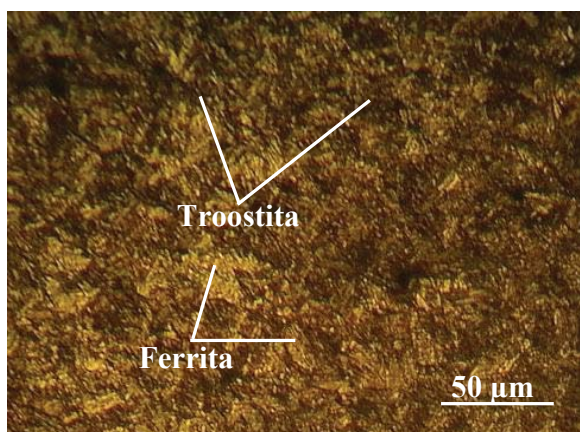


Figura 3.2a. Zona fundida del 1er cordón.

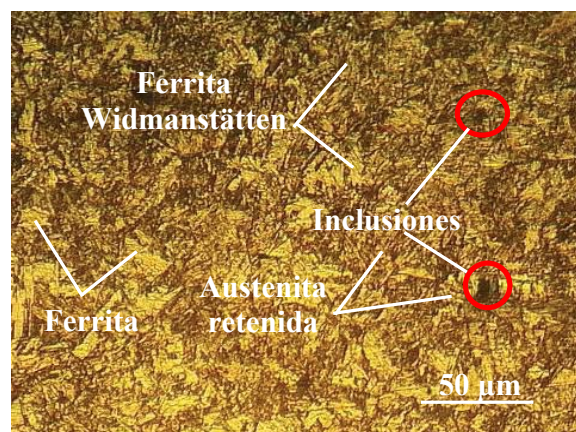


Figura 3.2b. Zona fundida del 2do cordón.

Se observa que, en la unión soldada la estructura del metal depositado (parte oscura) presenta un fondo de granos finos del tipo troostítico y grueso con red de ferrita y la zona fundida del metal base (parte clara) presenta granos finos, alineados consistente en una estructura de ferrita.

En la microestructura 3.2b muestran una estructura de ferrita acicular en la superficie del cordón, en la zona media se observa ferrita más ferrita acicular en regiones preferenciales, en la parte inferior se localizó ferrita. El mecanismo para este crecimiento se basa en la movilidad de la austenita hacia los granos de ferrita que le rodean. Esta estructura va disminuyendo de grosor hasta desaparecer en la zona adyacente al cordón, esto se debe al calor generado en el proceso de soldadura. La estructura ferrita acicular se forma a partir de un enfriamiento rápido. Se aprecia el efecto del tratamiento térmico que ejerce el pase de relleno sobre la raíz y entre pase; esto origina un acomodamiento columnar típico de la solidificación del metal.

Esta estructura aumenta la tenacidad del material, es decir, se espera en el cordón la aparición de esta estructura, pero hay que destacar que, cuando se realiza soldadura multipasadas, la

estructura de los cordones internos cambia debido al calor generado por el pase siguiente. En esta zona existe mayor presencia de la ferrita acicular en la superficie del cordón y en menos proporción en el interior de este.

Aunque los solutos sustitucionales y los átomos de hierro no se difunden durante el crecimiento de la ferrita Widmanstätten, termodinámicamente para la formación de la misma se requiere la redistribución del carbono. Debido a su forma de placa, esta tiene un contenido de este elemento para equilibrado. Por otro lado, en el material base se observó una estructura en forma de banda ferrítico - perlítico, la cual tiende a disminuir de grosor hasta desaparecer en la zona adyacente al cordón, esto se debe al calor generado. Estas bandas ferrítico - perlíticas son formadas por una mala práctica de laminación y su eliminación es conveniente, ya que en presencia de humedad produce atrapamiento de hidrógeno lo cual puede inducir a un daño, reportado por Chilque *et al.* (2014); Sun *et al.* (2016).

3.5.2. Análisis microestructural para el 4to y 5to cordón

En la soldadura multipasadas, estas actúan sobre las estructuras de las zonas de transformación del metal base, en una sucesión de capas alternadas de zonas afectadas y parcialmente normalizadas, encontrándose distribuidas en un volumen reducido, entremezcladas y complejas debido a la superposición de varios tratamientos térmicos. La figura 3.3 se corresponde con el depósito del 4to y 5to cordón. La 3.3a, se corresponde con el primero y la 3.3b, con el segundo.

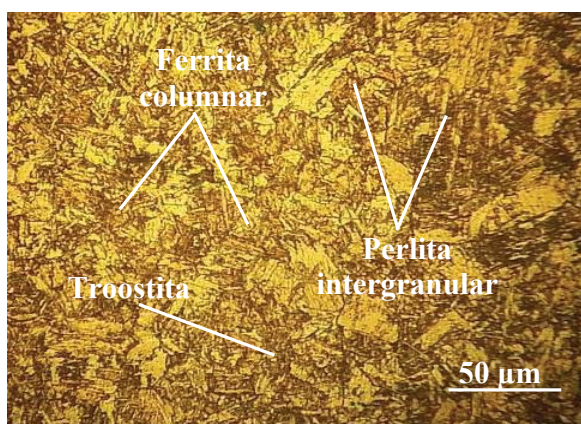


Figura 3.3a. Zona fundida del 4to cordón.

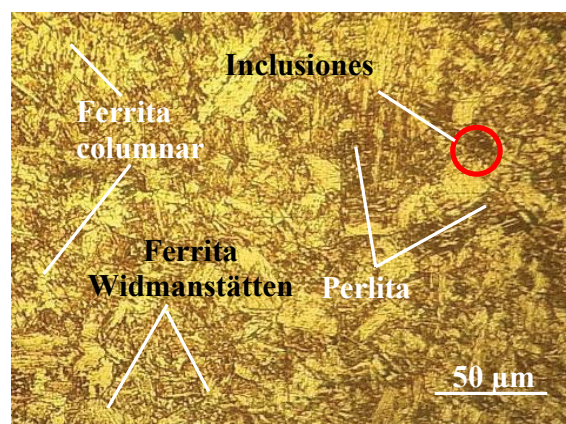


Figura 3.3b. Zona fundida del 5to cordón

En la figura 3.3a, estructura del metal depositado, se observan microestructuras características del proceso de solidificación de un acero hipoeutectoide, como son la orientación columnar del grano y zonas dendríticas finas con ferrita acicular, la cual se caracteriza por el arreglo de placas alargadas finas. Entre los bordes de granos se ha obtenido una pequeña porción de troostita.

En la figura 3.3b se ha obtenido la transformación de ferrita a ferrita de granos más finos. En el metal base esta tiene un comportamiento más fino, 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 de fusión, generándose esta de finos granos, trayendo como consecuencia una diferencia en cuanto a las propiedades mecánicas.

En la figura 3.3b, se puede observar la presencia de escasos granos equiaxiales de ferrita, ubicadas en el centro de la estructura y granos alargados de esta misma fase en mayor proporción, con similitud a la obtenido en el cordón precedente. Existe la formación de austenita primaria alrededor de los granos de ferrita, pero con mayor crecimiento de ferrita Widmanstätten que la alcanzada en las condiciones anteriores, la cual llega a atravesar los granos de ferrita, aparentando una estructura más desordenada.

El tamaño de la ferrita acicular disminuye al incrementar el contenido de molibdeno presente en el material base (0,034), pero la ferrita con segunda fase, en el nivel más alto de molibdeno, presentaba un tamaño de colonia más grueso. En estos depósitos se han obtenido un proceso de microfases, término usado para describir a las pequeñas cantidades de martensita, austenita degenerada y perlita, las cuales se forman después de que todas las otras fases principales como la ferrita alotriomórfica, Widmanstätten y acicular) ya se han constituido.

Cuando los depósitos de soldadura se enfrían a aproximadamente a 500 °C, la mayoría de la austenita se consume y la pequeña cantidad de austenita restante (aproximadamente 5 %) se enriquece de carbono y se transforma en martensita, o en perlita degenerada, pues no tiene la oportunidad de establecer una estructura laminar. Con velocidades de enfriamiento lentas se favorece la formación de perlita relativa a martensita. Después del enfriamiento algo de austenita puede ser retenida a la temperatura ambiente.

Las transformaciones de fase pueden relacionarse con aquella observada a 850 °C durante la aplicación de los ciclos térmicos en la ZAC, siendo esta la temperatura en la cual el acero inicia su proceso de austenización, por lo que algunas fases son diluidas durante el calentamiento. La región de refinamiento de grano lejos de la línea de fusión, originada por la breve exposición a ciclos térmicos dentro de una región de baja temperatura, dando como resultado una refinación de grano. Esta ocurre por la nucleación de nuevos granos cada vez que las líneas de temperatura A1 y A3 son atravesadas, según González-Cabrera *et al.* (2017).

3.5.3. Microestructura para el 7mo y 8vo cordón

Las características en la soldabilidad en estas zonas dependen principalmente de los parámetros o variables que tienen mayor influencia sobre el proceso, tales como: la corriente de soldadura, la velocidad de avance y el equilibrio de las fuerzas de presión del arco sobre el charco metálico. Las figuras 3.4a y 3.4b, muestran el comportamiento microestructural en ambos cordones.

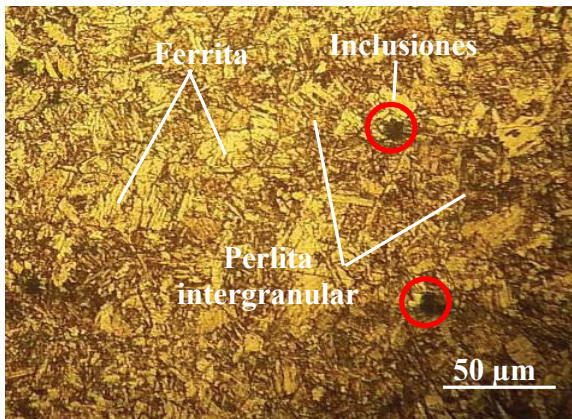


Figura 3.4a. Zona fundida del 7mo cordón.

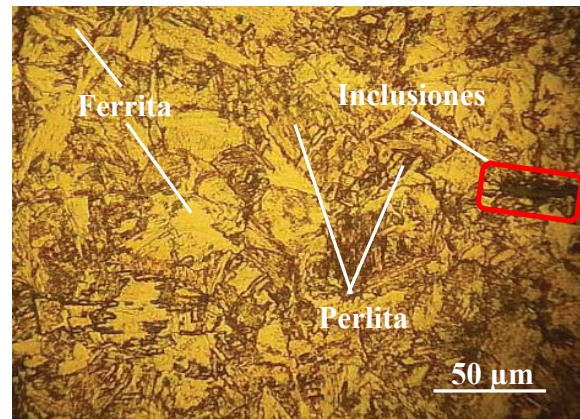


Figura 3.4b. Zona fundida del 8vo cordón.

La microestructura de la figura 3.4a se observó en una zona cercana al borde del cordón, en tanto que, la figura 3.4b se realizó en el centro del 8vo cordón, en ambas 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 oscuras característico de un acero de media aleación, ambas estructuras tienen similitud con la muestra en estado de entrega. Todo lo anterior sugiere que, este material luego del conformado pudo ser sometido a un tipo de tratamiento térmico de normalizado, otra posibilidad es que, este material haya sido sometido a un proceso de laminado en caliente.

La región de crecimiento de grano adyacente a la línea de fusión es debido a que esta región experimenta picos de temperatura muy altos durante el proceso de soldadura, lo que provoca una microestructura de grano grueso como el mostrado en la figura 3.4b. También es notorio el engrosamiento de la ferrita.

Esta diferencia puede atribuirse a la formación de una zona interfacial característica de estos procesos conocidos con el nombre de “Zona de Fusión del Metal 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 zona afectada por el calor, 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 coincide con la del metal base.

3.5.4. Microestructural para el 11no y décimo segundo cordón

Se realizó el análisis microestructural del 11no y décimo segundo cordón, como se muestra en las figuras 3.5a y 3.5b. Estos son los últimos depositados para completar el proceso de recuperación de las grietas en el domo de la caldera.

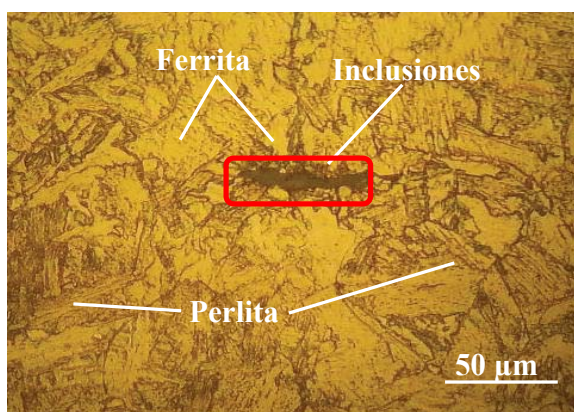


Figura 3.5a. Zona fundida del 11no cordón.



Figura 3.5b. Zona fundida del 12vo cordón.

En la zona fundida de la figura 3.5a (11no cordón) se observan granos de ferrita equiaxial y de ferrita columnar, además de la presencia de austenita metaestable alrededor de los granos de ferrita. Se observa que, la red de austenita no presenta una formación completa alrededor de los granos en algunas zonas, lo cual es posible debido a la rápida velocidad de enfriamiento. Se puede apreciar un tamaño de grano mayor con relación a los demás cordones y la presencia de porciones pequeñas de ferrita. Esta estructura implica un valor de dureza ligeramente superior al que se obtiene en el metal base después de realizado el proceso de soldadura, por tener una buena penetración y fusión y presentar una superficie más uniforme.

En el depósito del cordón número once (figura 3.5a) se manifiesta la presencia de una discontinuidad. La aparición de la misma podría tener su origen en una posible turbulencia en el baño de material fundido durante el proceso de soldadura. Esta se podría generar por la acción individual o combinada de factores como el aumento en la velocidad de alimentación del electrodo y el arco más ancho y caliente que se forma, debido a la conductividad térmica y la capacidad de disociación y recombinación que tienen los gases en el proceso.

Por otro lado, se observa el efecto del tratamiento térmico que ejerce el pase de relleno sobre la raíz y entre pase; esto origina un reacomodo columnar característica de la solidificación del

metal. A medida que se va creando la ZAC por recalentamiento compuesta por diversas subzonas, las propiedades mecánicas totales del metal se esperan sean determinadas por la combinación de las propiedades de todas las subzonas, según el criterio de Abedi (2017).

La trayectoria seguida en forma ascendente que se muestra en la figura 3.5b, constituido por el último cordón, inicia con una microfotografía que muestra esta costura soldada en la zona fundida y en la afectada por el calor. Se muestra una sección de estructuras del tipo ferrita + perlita, pero refinada y austenita retenida. Esto es debido a que, por ser el último, su microestructura ya no es refinada por pasadas subsiguientes, debido a que en los cordones posteriores esta ya está afectada térmicamente. Se observa un aspecto uniforme y rectilíneo, no se visualizan regiones en donde exista la presencia de poros, sin embargo, si de precipitados, presumiblemente de sulfuro de manganeso (MnS).

3.6. Análisis de la microdureza

Para establecer el comportamiento de la dureza en el material del domo de la caldera se tuvo en cuenta dos condiciones, la primera fue realizar perfiles antes del proceso de soldadura, y un barrido de dureza de acuerdo a cada condición de aporte térmico empleado, lo cual permitiera caracterizar las condiciones de soldabilidad del acero EN 15223.9 con el electrodo E 7018. En la figura 3.6 se muestra el comportamiento.

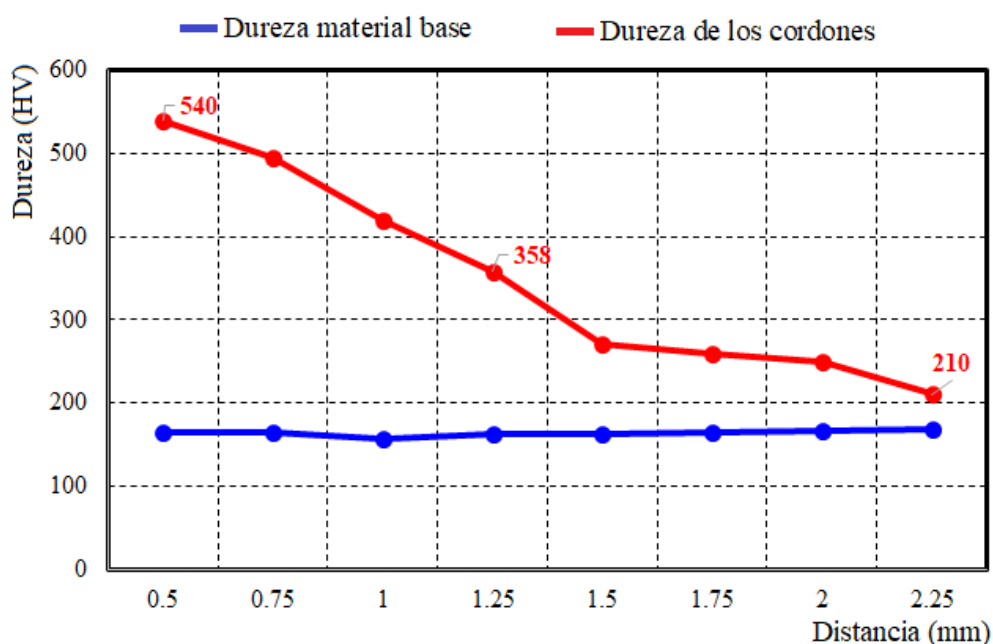


Figura 3.6. Comportamiento de la dureza vs zonas analizadas y cordones depositados.

Para una dureza inicial de 165 HV en el acero EN 15223.9, al exponerlo al ciclo térmico de soldadura y realizar el primer y segundo cordón, esta se incrementa hasta 540 HV aproximadamente, considerada excesiva para provocar la fragilización y sensibilidad a la fisuración en esta zona, según lo ha referido Modenesi (2012). No obstante, en el 4to y 5to, esta tiene un proceso de descenso hasta 358 HV. Al seguir aplicando los pases en los subsiguientes cordones (7 y 8), esta tiene una tendencia al decrecimiento con un valor de 270 HV. Para el último depósito este comportamiento es de 210 HV, es decir, representa un 38 % con respecto a la alcanzada inicialmente.

El último cordón de relleno presenta menor dureza debido a la estructura formada, mayoritariamente constituida de ferrita+perlita, este se ve afectado por el calor generado durante la ejecución de los pases posteriores. La zona afectada por el calor cercano a la raíz del cordón, es la que presenta menor dureza, motivado a que es afectada por el calor generado por el pase de raíz y los pases de relleno, creando una condición que simula a un recocido.

Con el aumento de las velocidades de enfriamiento el valor de dureza incrementa. Resultados coherentes con los presentados por Da y Santos (2013), esto está motivado porque, al aumentar esta velocidad de enfriamiento de la austenita no habrá tiempo suficiente para una completa movilidad atómica y las reacciones de transformación de fases son modificadas y por lo tanto las propiedades mecánicas también, según lo reportado por Da Costa y Mei (2010).

La dureza, como propiedad mecánica, puede proveer una estimación por fragilización de las diferentes sub regiones de la ZAC de un acero. Para los de alta resistencia y baja aleación, como es el caso del acero EN 15223.9. Como resultados de estas durezas, se puede plantear que, aunque ocurre un rápido enfriamiento durante el proceso de soldadura, este acero no es susceptible a la formación de estructuras frágiles en la ZAC, corroborado también por el diagrama de Graville.

Luego de analizado el comportamiento obtenido en cada uno de los cordones depositados en el material del domo de la caldera, así como su durezas, se puede plantear que, según el ángulo de bisel empleado, con el electrodo E 7018 y la potencia determinada para cada uno de los pases realizados, se logró penetración completa, buena deposición del material, fusión, entrada de calor y buen ancho de la ZAC, por lo que bajo estas condiciones, es posible minimizar el fenómeno del agrietamiento en esta pieza.

3.6.1. Procesamiento estadístico de los datos

Se modeló estadísticamente a través del análisis de regresión, la influencia de las durezas en las diferentes zonas, luego de haber sometido a proceso de soldadura por arco eléctrico el acero ASME EN 15223.9. Se realizó el análisis de varianza, según el método de Fisher con el software STATGRAPHICS Centurión XVI. II., para evaluar el nivel de significación de las variaciones provocadas por los diferentes experimentos. En la tabla 3.2 se muestra el comportamiento obtenido de este análisis.

Tabla 3.2. Análisis de la regresión múltiple

Parámetro	Estimación	Error estándar	Estadístico T	Valor-P	
CONSTANTE	-1.42656	2.24592	-0.63518	0.5532	
Dureza inicial	0.0268022	0.0133672	2.00507	0.1013	
Dureza final	-0.00452	0.000422	-10.7104	0.0001	
Análisis de Varianza					
Fuente	Suma de Cuadrados	Gl	Cuadrado Medio	Razón-F	Valor-P
Modelo	2.54303	2	1.27152	77.56	0.0001
Residuo	0.0819673	5	0.0163935		
Total (Corr.)	2.625	7			

R-cuadrada = 96.8774 por ciento

R-cuadrado (ajustado para g.l.) = 95.6284 por ciento

Error estándar del est. = 0.128037

Error absoluto medio = 0.0849994

Estadístico Durbin-Watson = 1.4401 (P=0.0168)

Autocorrelación de residuos en retraso 1 = 0.205136

La salida muestra los resultados de ajustar un modelo de regresión lineal múltiple para describir la relación entre Distancia y 2 variables independientes. La ecuación del modelo ajustado es:

$$Dis\ tan\ cia = 1.42656 + 0.0268022 \cdot Dureza\ inicial - 0.00452072 \cdot Dureza\ cordones$$

Puesto que el valor-P en la tabla ANOVA es menor que 0.05, existe una relación estadísticamente significativa entre las variables con un nivel de confianza del 95.0 %. El estadístico R-Cuadrada indica que el modelo así ajustado explica 96.8774 % de la variabilidad en Distancia. El estadístico R-Cuadrada ajustada, que es más apropiada para comparar modelos con diferente número de variables independientes, es 95.6284 %. El error estándar del estimado muestra que la

desviación estándar de los residuos es 0.128037. Este valor puede usarse para construir límites para nuevas observaciones relacionada con la dureza. El error absoluto medio (MAE) de 0.0849994 es el valor promedio de los residuos. El estadístico de Durbin-Watson (DW) examina los residuos para determinar si hay alguna correlación significativa basada en el orden en el que se presentan en el archivo de datos. Puesto que el valor-P es menor que 0.05, hay indicación de una posible correlación serial con un nivel de confianza del 95.0 %.

3.6.2. Resultados de los parámetros del diagrama causa efecto

En contrastes de hipótesis y en estadística general, el valor p (conocido como p-valor, valor p consignado, o bien directamente en inglés p-value) es la probabilidad de obtener un resultado al menos tan extremo como el que realmente se ha obtenido (valor del estadístico calculado), suponiendo que la hipótesis nula es cierta, en términos de probabilidad condicional. Al analizar las salidas del diseño de experimentos para el diagrama causa efecto. Se realizó un análisis de regresión múltiple, donde la variable dependiente es la dureza y las independientes: la velocidad avance y la distancia. En la tabla 3.3 se muestra los resultados.

Tabla 3.3. Análisis de regresión múltiple

Parámetro	Estimación	Error Estándar	Estadístico T	Valor-P	
CONSTANTE	225.476	239.717	0.940591	0.4002	
Velocidad avance	158333.	188186.	0.841367	0.4475	
Distancia	-144.476	59.8728	-2.41305	0.0733	
Análisis de Varianza					
Fuente	Suma de cuadrados	Gl	Cuadrado medio	Razón-F	Valor-P
Modelo	15806.3	2	7903.17	52.07	0.0014
Residuo	607.095	4	151.774		
Total (Corr.)	16413.4	6			

R-cuadrada = 96.3012 por ciento

R-cuadrado (ajustado para g.l.) = 94.4518 por ciento

Error estándar del est. = 12.3197

Error absoluto medio = 8.38095

Estadístico Durbin-Watson = 2.77809 (P=0.6898)

Autocorrelación de residuos en retraso 1 = -0.518983

La salida muestra los resultados de ajustar un modelo de regresión lineal múltiple para describir la relación entre Dureza y 2 variables independientes. La ecuación del modelo ajustado es:

$$\text{Dureza} = 225.476 + 158\,333 \cdot \text{Velocidad de avance} - 144.476 \cdot \text{Distancia}$$

Puesto que el valor-P en la tabla ANOVA es menor que 0.05, existe una relación estadísticamente significativa entre las variables con un nivel de confianza del 95.0 %. El estadístico R-Cuadrada indica que el modelo así ajustado explica 96.3012 % de la variabilidad en Dureza. El estadístico R-Cuadrada ajustada, que es más apropiada para comparar modelos con diferente número de variables independientes, es 94.4518 %. El error estándar del estimado muestra que la desviación estándar de los residuos es 12.3197. El error absoluto medio (MAE) de 8.38095 es el valor promedio de los residuos. El estadístico de Durbin-Watson (DW) examina los residuos para determinar si hay alguna correlación significativa basada en el orden en el que se presentan en el archivo de datos.

Para determinar si el modelo puede simplificarse, note que el valor-P más alto de las variables independientes es 0.4475, que corresponde a velocidad avance. Este término no es estadísticamente significativo, llamado efecto principal porque se refiere al interés primario en el experimento, según lo expone Montgomery (2004), al ser el valor $p > 0,05$ en la variable de salida penetración del cordón, socavación, cráteres y falta de fusión, es importante tener un control con la velocidad con la que se está trabajando. De igual manera se observa que la efectividad de la experimentación es del 96.3012 % de confianza, obtenida por el cálculo del coeficiente de determinación, r-cuadrado.

3.7. Costos del proceso

Dada la importancia de los costos en un proceso de manufactura, se hace necesario la necesidad de tener una herramienta que permita el registro y el análisis de estos y que genere información detallada de todos los implicados en el proceso. Esta información tiene un papel ya que basados en esa información los ingenieros están en la capacidad de tomar las mejores decisiones. El análisis empresarial es significativo, principalmente desde el punto de vista práctico, puesto que su desconocimiento puede acarrear riesgos para la empresa (Taffoni, 2006). En ellos se considera los de producción, que son los que permiten obtener determinados bienes a partir de otros, mediante el empleo de un proceso de transformación, además:

- ✚ Costo de la materia prima y materiales que intervienen en el proceso productivo.

- ✚ Sueldos y cargas sociales del personal de producción.
- ✚ Depreciaciones del equipo productivo.
- ✚ Costo de los servicios públicos que intervienen en el proceso productivo.

Para el análisis económico se consideró los costos de realización de los ensayos. En la tabla 3.4 se muestran los mismos.

Tabla 3.4. Costos de realización de los ensayos

Denominación	Cantidad	Precio unitario	Precio total
		CUP	CUP
AWS E 7018 Ø 4 (kg)	8	15,42	123,36
Precio preparación	6	36,82	220,92
Análisis Lab. probeta	6	18,75	112,50
Análisis microestructural	6	18,75	112,50
Proc. Maq. Prob.	3	15,85	47,55
Proceso de soldadura	3	15,85	47,55
Corte de las probetas	3	18,75	56,25
Máquinas kW/h	3	0,9	2,7
Sub-total			723,33

El sub total de los costos por concepto de realización de los ensayos es de 723,33 CUP, a estos costos se le añaden los gastos por concepto de mano de obra directa, que es tiempo real invertido en la ejecución de los procesos. La tabla 3.5 muestra los mismos.

Tabla 3.5. Resultados de los costos de la mano de obra, en CUP

Costos de mano de obra				
No	Especialidad	\$/horas	Horas trabajadas	Costos totales
1	Mecánico taller "A"	18,85	5	94,25
2	Soldador Homol "A"	18,75	8	150,00
3	Técnico de laboratorio	18,75	4	75,00
Sub total				319,25

Estos costos se relacionan con los directos, que incluyen la cantidad pagada por diseños, materiales, equipos, salarios directos, quedan identificadas las alternativas técnicas posibles, en función de las circunstancias materiales y de las tecnologías disponibles. El sub total de estos costos es de 319,25 CUP.

Para establecer el cálculo de costos del proceso de soldadura se tiene en cuenta que es la suma de varios costos, como son el de los materiales empleados, el de cada una de las operaciones

ejecutadas, así como el de su montaje, los salarios pagados a los trabajadores que participen en el proceso de fabricación. En la tabla 3.6 se muestran los de fabricación.

Tabla 3.6. Costo de fabricación de la soldadura

No	Operación	Equipo y mater.	Tiempo (h)	Tarifa horaria CUP	Importe CUP
1	Fresadora	6 M 12 L	4,0	18,85	75,4
2	Encapsulado	Resina epoxi	0,50	18,75	9,37
3	Pulido	Lijas	4,50	18,75	84,37
4	Observación	Microscopio	3,00	18,75	56,25
Sub total					225,39

Al realizar la valoración económica, donde se tuvo en cuenta los gastos por concepto de materiales, los costos de la mano de obra directa y el costo de fabricación de la soldadura, se incurre en un costo total de 1 267,97 CUP.

3.8. Impacto ambiental

El desarrollo sostenible de la humanidad constituye una constante preocupación para la sociedad. En tal sentido, al precisar la cantidad de material, las operaciones tecnológicas y el valor de los consumibles, se logra minimizar la cantidad de recursos y destinar solamente aquellos que resultan indispensables para el proceso. Esto contribuye al necesario aprovechamiento racional de los recursos materiales y humanos y al optimizar la tecnología, se disminuye la emisión de gases tóxicos al ambiente, los tiempos operacionales con la consiguiente exposición de los operarios a las altas temperaturas, radiaciones y los gases, así como el consumo de energía del equipamiento.

Las altas temperaturas de calentamiento durante el proceso de soldadura del domo de la caldera son perjudiciales para el proceso y para el medio ambiente, ya que aceleran rápidamente los procesos de fusión del metal de aporte, metal base, revestimiento y fundentes, teniendo lugar durante este proceso la evaporación, salpicaduras, y oxidación de los materiales y elementos que participan en las reacciones químicas de la zona fundida.

El agrietamiento del domo de la caldera requiere de horas de ejecución, por los prolongados tiempos de soldadura va a ser perjudicial para los obreros que en ella laboren, así como para el medio ambiente debido a la incidencia de las radiaciones, gases y altas temperaturas generados por el proceso. Por lo tanto, los efectos contaminantes derivados de la recuperación de este elemento de la caldera de vapor, independientemente de la limpieza que se le realice, siempre en las paredes del mismo quedan adheridas partículas como: aceites, pinturas; que se van a evaporar

durante el proceso e incidirán en el hombre junto a los gases y los del local, siendo más agresivos a la salud.

Como la recuperación se realiza mediante la soldadura por arco eléctrico, las radiaciones visibles, ultravioletas e infrarrojos surgen directamente de la fuente de soldadura. Las infrarrojas y ultravioletas causarán cambios químicos en la atmósfera circundante y producirán gases tóxicos como: ozono y dióxido de nitrógeno presentes en el aire. Los vapores y gases en forma de humos serán producidos por las elevadas temperaturas que además de fundir el metal lo evaporarán. Este vapor se condensa en pequeñas partículas de metal oxidado que salen en forma de humo. Dependiendo del tipo y la composición química del domo de la caldera y del electrodo, podrán estar presentes óxidos de aluminio, cadmio, cromo, cobre, hierro, plomo, manganeso, níquel, titanio y vanadio.

Los gases, como el ozono, el dióxido de nitrógeno y el monóxido de carbono, se generan por la descomposición de los revestimientos de electrodos y la acción de los rayos ultravioleta. Los humos, partículas de metales tóxicos que se producen durante los trabajos de soldadura, generalmente tienen diferentes composiciones.

3.8.1. Calidad del aire en el entorno de la empresa termoeléctrica “Lidio Ramón Pérez”

Durante la operación de la instalación es necesario evitar el consumo excesivo de vapor producto a que esto conllevaría a un aumento en la utilización de combustible en los generadores de vapor produciéndose mayor cantidad de gases de escape liberados a la atmósfera. En la empresa termoeléctrica “Lidio Ramón Pérez” expulsan los gases por una chimenea de 150 m de altura y 6,72 m de diámetro.

La zona de ubicación de la planta está poco poblada, siendo los núcleos poblacionales más cercanos los de Felton, (ubicado al norte, a unos 2 km, aproximadamente de la planta, extendiéndose hasta una distancia de unos 500 metros de la misma) y 4 caminos, (ubicado aproximadamente a unos 2,5 km al Sur de la planta). La ocurrencia de los vientos en las direcciones Norte y Sur, que son las que dirigen los gases hacia los poblados antes mencionados, tiene una frecuencia de ocurrencia media anual de 1,8 y 1,6 %, respectivamente. En la zona ubicada al oeste y oeste-suroeste de la empresa termoeléctrica, sobre la que influyen los vientos predominantes no existen objetivos significativos que puedan verse afectados por las emisiones de la empresa termoeléctrica.

3.9. Conclusiones del capítulo

- ✚ Al determinar el carbono equivalente para el acero EN 15223.9, el contenido obtenido permite plantear que no es susceptible al agrietamiento, sin embargo, hay que considerar el efecto del hidrógeno en el cordón de soldadura, que puede generar grietas.
- ✚ Las microestructuras obtenidas en cada uno de los cordones depositados en el domo de la caldera, así como su dureza, el ángulo de bisel, el electrodo E 7018 y la potencia determinada para cada uno de los pases realizados, se logró penetración completa, buena deposición del material, fusión, entrada de calor y buen ancho de la ZAC, por lo que, bajo estas condiciones, es posible minimizar el fenómeno del agrietamiento en esta pieza.
- ✚ Las altas temperaturas de calentamiento durante los procesos de soldadura son potencialmente perjudiciales para el proceso y para el medio ambiente, ya que aceleran rápidamente los procesos de fusión del metal de aporte, metal base, revestimiento y fundentes.

CONCLUSIONES GENERALES

- ✚ Para un contenido de carbono equivalente de 0,43 % determinado por el diagrama de Graville, el domo de la caldera fabricado del acero EN 15223.9 no es susceptible al agrietamiento durante el proceso de soldadura, no obstante, se deben tomar precauciones para evitar la formación de estructuras frágiles.
- ✚ En el ciclo térmico de soldadura donde se empleó una energía entrante de 11 939,2 W; con velocidad de 0,0017 m/s, las estructuras obtenidas en las zonas de la unión soldada, la fundida, la afectada por el calor y la interfase son de granos finos del tipo troostítico y grueso con red de ferrita, ferrita acicular y Widmanstätten, pero sin la presencia de martensita, no propensa al agrietamiento.
- ✚ En los perfiles de dureza realizados en la línea superior e inferior del cordón de soldadura, desde un valor inicial de 165 HV, incrementa hasta 540 HV en los primeros cordones, pero con un descenso de 210 HV en el último, lo cual representa un 38 % con respecto a la alcanzada inicialmente.
- ✚ Al abordar el costo del proceso donde se consideró la mano de obra, los de producción, los de la energía, los de la soldadura y los de la materia prima, se incurre en un total de 1 267,97 CUP para determinar la caracterización de la soldadura del domo de la caldera.

RECOMENDACIONES

- ✚ Proponer a la ETE “Lidio Ramón Pérez” verificar en cada parada de mantenimiento las condiciones de trabajo del domo de la caldera.
- ✚ A partir de los resultados obtenidos del ciclo térmico de soldadura, evaluar a través del método de los elementos finitos (MEF), la influencia de la entrada de calor en la unión soldada del domo de la caldera.
- ✚ Determinar si los regímenes de operaciones del domo de la caldera están en correspondencia con los establecidos por el fabricante.

Referencias bibliográficas

REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. Abedi, S. Failure investigation of a defective weldment of an oil product transmission pipeline. *J. Fail. Anal. Prev.* 17 (1): 30-37, 2017.
2. Adak, D.; Mukherjee, M.; Pal, T. Development of a direct correlation of bead geometry, grain size and HAZ width with the GMAW process parameters on bead-on-plate welds of mild steel. India: Springer India. 68 (9): 839-849, 2015.
3. 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.
4. Askeland, D.; Phulé, P. *Ciencia e Ingeniería de los Materiales*, Cengage Learning Editores, 4ª ed., p. 341. México. 2010.
5. Akselsen, O.; Grong, M.; Ryum, N.; Christensen; N. HAZ grain growth mechanisms in welding of low carbon microalloyed steels. *Acta Metallurgical.* 34(9): 1807-1815, 1986.
6. American Welding Society. *Metals and their weldability*, Welding Handbook Vol 4, USA. 2010.
7. Ashby, M., *Engineering Materials 1. An Introduction to their Properties and Applications.* Second Edition. Department of Engineering, University of Cambridge, UK. ISBN 0 7506 3081 7. p 131-140, 1996.
8. ASTM E 3 - 95: Standard Practice for Preparation of Metallographic Specimens.
9. ASTM E 92 - 82: Standard Test Method for Vickers Hardness of Metallic Materials.
10. ASM Metal Handbook, Vol 1, Properties and selection irons. USA, p. 655. 2005.
11. ASME. Código ASME 2010 para Calderas y Recipientes a Presión, in *Reglas para la construcción de Calderas de Potencia*, ed. Three Park Avenue. NY, 10016 USA: Comité ASME para Calderas y Recipientes a Presión en Calderas de Potencia, 2010.
12. ASME Code B 31.4 for Pressure Piping. *Pipeline Transportation Systems for Liquid Hydrocarbons and Other Liquids*, 2012.
13. AWS, *Materials and applications - part 2*, in *Welding Handbook*, 8th ed., W. R. Oates and A. M. Saitta, Eds. Miami: AWS, 1998, p. 627.
14. AWS, *Preheating and Postweld Heat Treating*, in *Welding Inspection Handbook*, 3rd ed., Miami: AWS, 2000, p. 3.
15. Barsom, J. Fracture mechanics analysis of fatigue crack initiation and growth. *The International Conference on Fatigue*, pp. 88-98. Toronto, Ontario, Canada. 1994.
16. Bergant, M.; Yawny, A.; Pérez-Ipiña, J. Structural integrity assessments of steam generator tubes using the FDA methodology. *Nuclear Engineering and Design.* 295, 457-467, 2015.

17. 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 (3): 159-170, 1998.
18. Bhatti, A.; Barsoum, Z.; Murakawa, H.; Barsoum, I. Influence of thermomechanical material properties of different steel grades on welding residual stresses and angular distortion. *Materials and Design*. 65 (6): 878 - 889, 2015.
19. Biro, E.; McDermid, J.; Embury, J.; Zhou, Y. Softening kinetics in the subcritical heat affected zone of dual-phase steel welds. *Metall and Mat Trans A*. 41 (9):2348-2356, 2010.
20. Bulletin, N. B. Ten years of incident reports underscore human error as primary cause of accidents. 57 (2): 2002.
21. Castro-Castro, J.; Cendales-Ladin, E. Casos aplicados del análisis de causa raíz: revisión. *Revista Ciencia e Ingeniería Neogranadina*. 29 (1): 95-134, 2019.
22. Changheui, C.; Pyung-Yeon, K.; Minu, O.; Seung-Jin.; Jun-Seog, Y. Effects of microstructure and residual stress on fatigue crack growth of stainless steel narrow gap welds. *Materials and Design*. 31 (6): 1862-1870, 2010.
23. Chen, C.; Pollack, A. Influence of welding on steel weldment properties, in: *Metals Handbook. Welding Brazing and Soldering*, 1993.
24. Chilque, A.; Jardim, M.; Gonçalves, P.; Tavares, S. Determinação da resistência ao impacto da região de grão grosseiro da ZTA do aço API5L X80 soldado em condições de alta energia. *Congr. Nac. Soldag.*, 2014.
25. Chotěborský, R.; Hrabě, P.; Müller, M.; Válek, R.; Savková, J.; Jirka, M. Effect of carbide size in hard facing on abrasive wear. *Research in Agricultural Engineering*. 4 (1): 149-158, 2009.
26. Cruz-Crespo, A.; Fuentes, R.; Scotti, A. The influence of calcite, fluorite, and rutile on the fusion-related behavior of metal cored coated electrodes for hard facing. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 19 (5): 685-692, 2010.
27. Da Costa, A.; Silva, L.; Mei, P. *Aços e ligas especiais*, 3rd ed. São Paulo: Blucher, 2010.
28. Da, I.; Santos, C. *Elaboração de um diagrama TAC para um aço de alta tenacidade API X-70*. Universidade Nova de Lisboa, 2013.
29. Daneshvar-Fatah, F.; Mostafaei, A.; Hosseinzadeh-Taghani, R.; Nasirpouri, F. Caustic corrosion in a boiler waterside tube: root cause and mechanism”, *Engineering Failure Analysis*. 28 (3): 69-77, 2013.

30. Dehnavi, F.; Eslami, A.; Ashrafizadeh, F. A case study on failure of superheater tubes in an industrial power plant. *Engineering Failure Analysis*. 80 (7): 368-377, 2017.
31. Delta Technology [página web]. Aleación del metal aportado por soldadura eléctrica. Russia: Biblioteca de la Literatura Técnica; 2015. Available from: <http://delta-grupru/bibliot/30/92.htm>
32. Ding, Q.; Tang, X.-F.; Yang, Z.-G. Failure analysis on abnormal corrosion of economizer tubes in a waste heat boiler”, *Engineering Failure Analysis*. 73 (5): 129-138, 2017.
33. Duarte, C.; Espejo, E.; Martínez, J. Failure analysis of the wall tubes of a water-tube boiler. *Engineering Failure Analysis*. 79 (6): 704-713, 2017.
34. EL-Hebeary, R.; Shennawy, M; Abdel-Aziz, A. Control del riesgo de hidrógeno inducido en grietas de la soldadura del acero, 2004 IIW. Congreso Internacional, 19-33, Cairo, 2004.
35. Easterling, K. Introduction to the physical metallurgy of welding, 2nd ed, 183-187. Oxford, Butterworths. 1992.
36. Esteves, M.; Távara, S. Mecanismos de corrosión en cordones de soldadura del acero API 5XL-70 del Proyecto Camisea. *Ciencia y Tecnología*. 12 (2): 91-104, 2016.
37. Fernández-Columbié, T.; Rodríguez González, I.; Correa Suárez, R.; Alcántara Borges, D. Junta de soldadura disímil de la aleación HK-40 y del hierro fundido 24. *Ingeniería Mecánica*. 17 (2): 98-107, 2014.
38. Fernández-Columbié, T.; Rodríguez González, I.; Alcántara Borges, D. Procesos metalúrgicos y tecnológico de la soldadura. Editorial Académica Española. 978-3-330-09141-2. 2017.
39. Ferrer, C.; Salas, F.; Maita, P.; Orozco, J.; Pascual, M. Resistencia a la fractura de la soldadura de fundición dúctil realizada con varillas de fundición laminar y con electrodos de Fe-Cr-Ni y de Ni, con y sin precalentamiento. *Anales de la Mecánica de Fractura*. 2 (1): 533-536. 2007.
40. Fosca, C. Introducción a la Metalurgia de la Soldadura. Séptima Edición. Pontificia Universidad Católica del Perú, 2007.
41. Franco, R.; Loaiza, G.; Lean, P.; Yépez, H. A one way coupled thermo-mechanical model to determine residual stresses and deformations in butt welding of two ASTM A36 steel plates. *Coupled Problems in Science and Engineering VII* 12-14, 2017.
42. Fuentes-Guilarte, R.; Fernández-Columbié, T.; Gámez-Córdova, O.; Durán-Batista, N. Microestructura de una unión disímil AISI 321 y una aleación A 351 grado HK-40

- obtenida mediante soldadura manual por arco eléctrico. *Minería y Geología*. 32 (2): 112-123, 2016.
43. Gaul, H.; Weber, G.; Rethmeier, M. Evaluation of fatigue crack propagation in spot welded joints by stiffness measurements. *International Journal of Fatigue*. 33 (7): 740-5, 2011.
44. Giraldo, J.; Chaves, C. El agrietamiento inducido por hidrógeno en soldadura de acero, Departamento de Ingeniería Mecánica, Universidad Nacional de Colombia, 2004.
45. Gómez-Pérez, C.; Guerra-Machado, I.; Esmerio-Mazzaferro, J.; González, A.; García-Rodríguez, A. Electrodo para el recubrimiento protector de piezas que trabajan en condiciones de desgaste abrasivo. In: *METÁNICA 2009-XIII Congreso Metalúrgico; 2009; La Habana. Cuba: METÁNICA; 2009. 10 p.*
46. Gómez-Pérez, C.; Paula-Perotti, A.; García-Rodríguez, A.; Esmerio-Mazzaferro, J.; Rubén-González, A.; Guerra-Machado, I. Lean-Anderson aplicado para obtener recubrimientos de electrodos aleados con carbono, cromo y titanio/Mc. *Ingeniería Mecánica*. 16 (2):132-143, 2013.
47. 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.
48. 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.
49. Gorni, A.; Reis, S. Metalurgia dos aços microligados usados em tubos soldados de grande diâmetro, *Corte e Conformação de Metais*, pp. 50-63, 2010.
50. Gurney, R. *Fatigue of Welded Structures*, Cambridge at the University Press. 1968.
51. Hicks, J. *Welded design-theory and practice*. England: Cambridge cb 1 6ah, Ambington publishing. pp 36-42. 54-57, 59-65, 68-72, 90-95, 2000.
52. Howard, B. *Manual de soldadura moderna*. Tomo 3. Prentice Hall. 2da Edición. 1992.
53. Il'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 (200): 101-104, 2015.
54. Ju, S. Characterization of bainitic microstructures in low carbon HSLA steels. *International Journal of Modern Physics B*. 22 (31): 5965-5970, 2008.

55. Kou, S. *Welding Metallurgy*, 2a ed. New Jersey: John Wiley & Sons, Inc., 2003.
56. Kursun, T. Effect of the GMAW and the GMAW-P welding processes on microstructure, hardness, tensile and impact strength of AISI 1030 steel joints fabricated by ASP316L austenitic stainless steel filler metal. *56* (4): 101-105, 2011.
57. Kumar, S.; Shahi, A. Studies on metallurgical and impact toughness behaviour of variably sensitized weld metal and heat affected zone of AISI 304L welds. *Materials and Design*, Elsevier. *89* (9): 399-412, 2015.
58. Lazić, V.; Milosavljević, D.; Aleksandrović, S.; Marinković, P.; Bogdanović, G.; Nedeljković, B. Carbide type influence on tribological properties of hard-faced steel layer. Part I: theoretical considerations. *Tribology in Industry*. *32* (2): 11-20, 2010.
59. Li, C.; Wang, Y.; Han, T.; Han, B.; Li, L. Microstructure and toughness of coarse grain heat-affected zone of domestic X70 pipeline steel during in-service welding. *J. Mater. Sci.* *46* (3): 727-733, 2010.
60. López-Fontanilla, R. Comparación entre electrodos simple y doblemente recubiertos destinados al relleno superficial. Villa Clara: Centro de Investigaciones de Soldadura, Universidad Central “Marta Abreu” de Las Villas; 2012. p. 62.
61. Lütjering, G., *Engineering Materials and Process: Titanium*, New York, pp. 203-250. 2007.
62. Maiz, Y.; Cobos, A. Estudio a fatiga al aire de un acero 1045 con y sin recubrimiento de NiCrBSiW aplicado mediante la técnica de termorrociado-HVOF. Tesis de Ingeniería Metalúrgica, 2004.
63. Maratray, F. Recargues por soldaduras resistentes a la abrasión. Consultado en marzo de 2000. Disponible en Web World Wide en www.soldadura.com
64. Marques, P.; Modenesi, P.; Bracarense, A. *Soldagem: fundamentos e tecnologia*, 3a ed. Belo Horizonte: UFMG, 2009.
65. Masubuchi, K., *Análisis de estructuras soldadas*. Pergamon Press, Elmsford, N. Y. 1980.
66. Meyer, H., Grietas laminares en construcciones soldadas. II Conf. On Significance of Defecte in Welds, Welding Inst. London. 1968.
67. Melgarejo, M.; Ramírez, C.; Aperador, W. Determinación de las causas de falla en la ZAC de un Acero ASTM A36 soldado por proceso SMAW. *Revista Inge CuC.* *9* (2): 75-82, 2013.
68. Modenesi, P.; Marques, P. *Soldagem I - Introdução aos processos de soldagem*. UFMG, Belo Horizonte, p. 52, 2011.
69. Modenesi, P. *Soldabilidade dos Aços Transformáveis*. Belo Horizonte, 2012.

70. Modenesi, P.; Marques, P.; Santos, D. *Introdução à Metalurgia da Soldagem*. UFMG, Belo Horizonte, p. 209, 2012.
71. Mohammad, A. *Structural integrity and fatigue crack propagation Life assessment of welded and weld-repaired structures*. Thesis South Dakota school of mines and technology. USA. 2005.
72. Mohtadi-Bonab, M.; Szpunar, J.; Razavi-Tousi, S. A comparative study of hydrogen induced cracking behavior in API 5L X60 and X70 pipeline steels. *Engineering Failure. Anal.* 33 (7): 163-175, 2013.
73. Montgomery, D. *Diseño y Análisis de Experimentos*. Tomo II. Segunda Edición. Limusa Wiley. México, 2004. p. 97.
74. Nangel, D. Tensión y propiedades de deformación de aceros estructurales en la dirección del espesor. *Metal Const.* 64 (2): 1-9, 1969.
75. Neesen, F.; De Roy, C. Smitweld, L. *Soldadura de alta productividad en la construcción naval*. Soldadura y tecnologías de unión. 2008.
76. Nolan, D.; Sterjovski, Z.; Dunne, D., Hardness prediction models based on HAZ simulation for in service welded pipeline steels. *Science and Technology of Welding and Joining.* 6 (10): 681-694, 2005.
77. Nordmark, G.; Herbein, W.; Dickerson, P. Effect of weld discontinuities on fatigue of aluminum butt joints. *Journal of Welding.* 66 (6): 162-173. 1987.
78. Norma Cubana: NC 10 - 56: 86. *Metalografía*. Microestructura de Metales de aleaciones duras. Métodos de ensayo.
79. Ordóñez, R. *Soldagem e caracterização das propriedades mecânicas de dutos de aço API 5L-X80 com diferentes arames tubulares*. UNICAMP, 2004.
80. Pakandam, F.; Varvani-Farahani, A. Fatigue damage assessment of various welded joints under uniaxial loading based on energy methods. *International Journal of Fatigue.* 33 (4): 519-28, 2011.
81. Palsson, N.; Kaewkumsai, S.; Wongpinkaw, K.; Khonraeng, W. Fatigue failure of hydrocarbon piping system. *J. Fail. Anal. Prev.* 17 (5): 838-847, 2017.
82. Park, Y.; Maroef, I.; Landau, A.; Olson, D., Retained austenite as a hydrogen trap in steel welds. *Welding Journal*, February, 27s-35s. 2002.
83. Pero-Sanz, J., *Ciencia de los materiales*. Metalurgia Física: Estructura y Propiedades, Editorial DUSSAT SA, 3ra Edición. España. 2000. pp 393 – 502.

84. Pichardo, B.; López, V.; Hernández, R.; Salazar, M. Microestructura y propiedades mecánicas de una junta soldada de placas bicapa API X60/316L. *Avance Científico*. VII (2), 135-145, 2019.
85. 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.
86. Quintero, M.; Cerpa, S.; Mejías, G.; León, J.; Quintero, A., Soldadura de un acero inoxidable dúplex 2205 por el proceso de soldadura GTAW. *Revista Latinoamericana de Metalurgia y Materiales*. 56 (4) 1-3, 2006.
87. Radhakrishnan, V. Hot cracking in austenitic stainless-steel weld metals. *Science and Technology of welding and Joined Magazine*. 5 (1): 25-32, 2000.
88. Ramírez, P. Agrietamiento inducido por hidrógeno en acero grado tubería expuesto a un medio amargo. Tesis Doctoral. SEPI-ESIQIE Zacatenco, IPN, México, 2002.
89. 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.
90. Rodríguez, H. *Metalurgia de la soldadura*. Editorial Pueblo y Educación. La Habana. Cuba. 1987. pp 134-154.
91. Rodríguez, M. Cinéticas de transformación de fases a 850 °C de aceros inoxidables dúplex clásicos (2205 y 2507) y de uno nuevo de bajo contenido en níquel y alto en manganeso (DBNi). Madrid: *Boletín Sociedad Española de Cerámica y Vidrio*. 43 (2): 237-242, 2017.
92. Rosenthal, D. Etude theorique du regime thermique pendant la soudure a l'arc-congres national des sciences, *Lomptes Rendus, Bruxelles*, 2, 1277, 1935.
93. Rowe, R.; Jeffeus, L. *Manual de soldadura GMAW (MIG-MAG)*. Paraninfo Ediciones. España. 2008.
94. Sandoval, T.; Ugalde, L.; Téllez, A.; Vergara, Hernández, H.; Ruiz, D. Análisis estadístico en aplicación de soldadura GTAW usando diseño de experimentos factorial completo. *Soldagem & Inspeção*. 25 (16): 1-10, 2020.
95. Sham, K, Liu, S. Flux-coating development for SMAW consumable electrode of high nickel alloys. *Welding Journal*. 93 (6): 271-277, 2014.

96. Shing-Hoa, W.; Po-Kay, C.; Jer-Ren, Y.; Jason, F. Gamma (γ) phase transformation in pulsed GTAW weld metal of duplex stainless steel. *Materials Science and Engineering A420*. 1 (2): 26-33, 2006.
97. Stewart, J.; Williams, J.; Chawla, N. Influence of thermal aging on the microstructure and mechanical behavior of dual-phase, precipitation-hardened. *Powder Metallurgy Stainless Steels. Metall and Mat Trans A*. 43 (1): 124-135, 2011.
98. Sturla, A.; Castellano, E. *Metalografía microscópica: guía práctica de metalografía microscópica y macrografía*. Buenos Aires: Alsina. 1951. 278 pp.
99. Sun, J.; Yan, Q.; Huang, J. Effect of bevel angle on microstructure and mechanical property of Al/steel butt joint using laser welding-brazing method. Shanghai, China: Elsevier. 90 (15): 468-477, 2016.
100. Suzuki, H. A new formula for estimating HAZ maximum hardness in welded steel, I.I.W. Doc IX 1351-85, 2007.
101. Taffoni, J. ESAB-CONARCO costos de soldadura. SOLDAR CONARCO, 2006. Publicación 125 Artículo del Boletín técnico que emite CONARCO ESAB en Argentina del mes de Septiembre [en línea]. http://www.esab.com.ar/ar/sp/education/boletin_soldar/upload/boletin_tecnico_125.pdf
102. Talero, J.; Muñoz, M., *Introducción al cálculo de estructuras metálicas según Eurocódigo 3*. 1^{ra} Edición corregida. España. 2000.
103. Varnauskas, V.; Rudzinskas, V.; Černašėjus, O. Influence of covering components of welding electrodes on chemical composition and mechanical properties of fused metal. *Materials Science*. 10 (1): 7-10, 2004.
104. Vicedo, E. Diagnóstico de fallos en una caldera de tubos de agua aplicando redes neuronales artificiales. *revista estudiantil nacional de ingeniería y arquitectura*. 2008.
105. Viswanathan, R. *Damage mechanisms and life assessment of high temperature components*. ASM International, 1993.
106. Vitek, D. Recent advances in modelling and a characterization in weld microstructure: Final Report. 2001, *Sci.Tech. Weld*. 7 (6): 362-365, 2001. www.ingenta.com
107. Wahab, M.; Alam M. The effect of torsional interaction of a circular porosity and a solidification crack on fatigue crack propagation life of butt-welded joints. *Proceeding of 10th International Conference of Composite Engineering*. 753-754. New Orleans. 2003.

108. Waheed, R.; Shakoor, A.; Azam, H. 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.
109. Walpole, R.; Myers, R.; Myers, S.; Ye. K. *Probabilidad y estadística para ingeniería y ciencias*. Octava Edición. Pearson, Prentice Hall. 2007.
110. Watanabe, M. Grietas laminares. *Welding in Shipbuilding*. Welding Inst. London. 1962.
111. Weman, K. *Welding Processes Handbook*. N.Y CRC Press LLC. ISBN 0-8493-1773-8, 2003.
112. Winczek, J. Simulation of heat flow during the welding of thin plates. *Journal of Applied Mathematics and Computational Mechanics*. 15 (3): 12, 2016.
113. Wormigton, H. Grietas laminares en planchas de acero calmados con silicio. *Weld and Metal Const*. 35 (9): 1967.
114. Zhang, T.; Zheng, Z.; Zhao, R. A dynamic welding heat source model in pulsed current GTAW. *Journal of Materials Processing Technology*. 213 (42): 2329-2338, 2013.