



**UNIVERSIDAD MICHOACANA DE
SAN NICOLAS DE HIDALGO**

**INSTITUTO DE INVESTIGACIÓN EN METALURGIA Y
MATERIALES**

**PROGRAMA DE MAESTRIA EN METALURGIA Y
CIENCIAS DE LOS MATERIALES.**

**“SOLDADURA DE PLACAS DE ACERO AL CARBONO API
Spec 5L X60 REVESTIDAS CON ACERO INOXIDABLE 316L
MEDIANTE EL PROCESO GMAW, CON CAMPO
MAGNÉTICO.”**

**Tesis que para obtener el Grado de Maestro en Metalurgia y Ciencias de
los Materiales presenta:**

BLANCA ANILÚ PICHARDO ÁLVAREZ

Asesor:

DR. VÍCTOR HUGO LÓPEZ MORELOS

Asesor Externo:

DR. MELCHOR SALAZAR MARTÍNEZ

Morelia Michoacán a agosto de 2018

Dedicatoria
A la UMSNH

Agradecimientos

Mis más sinceros agradecimientos al Instituto de investigaciones en metalurgia y ciencia de los materiales, a la UMSNH y de igual manera a CONACYT, de forma muy especial a mis compañeros y amigos quienes fueron parte fundamental en mi desarrollo y aprendizaje, Heriberto, Yareth, Martin, Saúl, Yesenia, Oswaldo y Fernando, a los doctores que me brindaron sus conocimientos y depositaron la confianza en mí desempeño, a los técnicos quienes fueron parte importante del desarrollo experimental y a mi familia ya que siempre me han apoyado y motivado para que continúe mi preparación profesional y por ultimo pero no menos importante mi asesor Dr. Víctor López quien me acompañó como maestro y amigo depositando un voto de confianza y me mantuvo motivada cuando llegué a creer que no podría lograrlo.

Contenido

Índice de figuras.....	v
Índice de tablas	x
Resumen.....	xi
CAPÍTULO 1	1
1.1 Introducción	2
1.2 Justificación	5
1.3 Objetivo general.....	5
1.4 Objetivos específicos	5
1.5 Hipótesis	6
CAPÍTULO 2 Revisión Bibliográfica	7
2.1 Tubería API Spec 5L	8
2.2 Acero inoxidable 316L	10
2.3 Metalurgia física de los aceros en estudio	11
2.4 Formación de martensita.....	14
2.5 Formación de carburos de cromo.....	16
2.6 Tubería con revestimiento interno resistente a la corrosión	16
2.7 Electromagnetismo	25
2.7.1 Campo producido por flujo de corriente en un solenoide	26
2.7.2 Campos magnéticos en el proceso de soldadura	27
CAPÍTULO 3 Metodología experimental	32
3.1 Materiales.....	33
3.2 Procedimiento de soldadura para revestimiento	34
3.3 Revestimiento de acero inoxidable 316L sobre placas de acero API Spec 5L X60 con el método de depositación de soldadura	37
3.4 Caracterización metalográfica	39
3.5 Caracterización microestructural mediante microscopía óptica	41
3.6 Inspección del revestimiento por ultrasonido	42
3.7 Preparación de la junta y proceso de soldadura empleado para unión de placas bimetálicas	42

3.8 Medición de microdureza Vickers	45
3.9 Prueba de tenacidad al impacto.....	46
3.10 Ensayo de tensión	47
3.11 Ensayos de dobléz.....	48
CAPÍTULO 4 Resultados y Discusión	50
4.1 Caracterización del material base	51
4.2 Selección de parámetros para aplicación de revestimiento por soldadura con y sin aplicación de campos	53
4.3 Inspección de la placa con revestimiento y de la unión soldada por ultrasonido	69
4.4 Junta soldada.....	70
4.4.1 Macrografía de la junta soldada	71
4.4.2 Microestructura de la junta soldada.	72
4.5 Microscopia electrónica de barrido.....	77
4.6 Caracterización mecánica	82
4.6.1 Perfiles de microdureza Vickers	82
4.6.2 Resistencia a la tensión de la junta soldada.....	84
4.6.3 Absorción de energía al impacto de las soldaduras.....	87
CAPÍTULO 5 Conclusiones	90
Bibliografía	93

Índice de figuras

Figura 2.1 Diagrama de Schaeffler.....	12
Figura 2.2 A, B, C y D sección transversal de cordones sobre placas de acero API X-60. Banda de martensita a lo largo de la unión E) [21].	13
Figura 2.3 Microestructura representativa de la martensita en un acero inoxidable 410 [22].	14
Figura 2.4 Secuencia de pasadas con proceso de soldadura TIG [1].	20
Figura 2.5 Diagrama esquemático del muestreo de diferentes zonas en las uniones soldadas [1].	20
Figura 2.6 Tubería revestida X60 / 316L aleación resistente a la corrosión [30].....	21
Figura 2.7 Placa X-60 revestida por depositación de soldadura de Inconel 600 y 625 [31].	22
Figura 2.8 Pruebas de corrosión para Inconel 600 (a) y (c) a 1000X, mientras que la (b) y (d) son las imágenes representativas del Inconel 625 [31].	22
Figura 2.9 a) Micrografía obtenida por microscopía óptica de la interfaz de línea de fusión de una soldadura depositada con 10,3 kJ / cm y sin precalentamiento y b) Micrografía obtenida por MEB de la interfaz de la línea de fusión de una soldadura depositada con 11 kJ / cm y sin precalentamiento. 1-4: puntos de microanálisis. Ataque: Nital 2 % [33].....	23
Figura 2.10 Interfaz de la línea de fusión de soldaduras depositadas con corriente de soldadura 50 A ataque: Solución electrolítica (5 g FeCl ₂ 2 mL HCl 99 mL etanol) [33].....	24
Figura 2.11 a) Zona parcialmente diluida con formación de martensita a lo largo de la interfaz de revestimiento / sustrato. b) Detalle ampliado de la Figura 2.11 a) [35].	25
Figura 2.12 Perfiles de los cordones de soldadura depositados con aplicación de campo magnético axial; a) polaridad directa y b) polaridad inversa [24].....	28
Figura 2.13 Microscopía óptica de la superficie soldada por puntos de las muestras a) sin y b) con el campo magnético de 1,0 T. Sección transversal de las muestras (c) sin y (d) con el campo magnético de 1.0 T. Las líneas discontinuas en c) y d) muestran el área de la ZAT [44].....	30
Figura 2.14 Oscilación en el arco durante la soldadura en densidades de flujo magnético de 25, 50 y 75 gauss [40].....	31
Figura 3.1 Vista superior de placa de acero X60 con depósito de soldadura 316L.....	35
Figura 3.2 Arreglo de bobinas de cobre del solenoide para inducir el campo magnético durante la soldadura por sobreposición.	37

Figura 3.3 Macrografías de secuencia de llenado de depósitos de cordones de acero inoxidable 316L sobre placa de acero C-Mn API Spec., 5L X-60.....	38
Figura 3.4 a) Placa con depósito de cordones y b) Sección de placa con caras rectificadas y acabado liso.	39
Figura 3.5 Zonas de donde se tomaron las probetas para metalografía de los cordones depositados.	40
Figura 3.6 Medición de la geometría y áreas del cordón.....	40
Figura 3.7 Secciones transversales posterior al ataque químico.	41
Figura 3.8 Arreglo experimental de la inspección por ultrasonido por inmersión de las placas revestidas.	42
Figura 3.9 Medidas de acuerdo con la norma ISO 9692 para la preparación de junta de placas bimetálicas.....	43
Figura 3.10 Montaje de las placas con bobinas al inicio y fin para depositar el cordón de raíz. ...	43
Figura 3.11 Distribución de las probetas a lo largo de las placas soldadas en vista isométrica. ...	44
Figura 3.12 Líneas de corte para seccionamiento de probetas, indica el ancho en mm para cada sección.	45
Figura 3.13 Macrografía que presenta la línea en la que se realizó el barrido de las mediciones de microdureza.	46
Figura 3.14 Orden y sentido de líneas de medición de microdureza para la junta soldada, línea 1 y 2 indica cordones depositados con electrodo ER70s-6 y línea 3 sobre el revestimiento de acero inoxidable 316L.....	46
Figura 3.15 a) Dimensiones en milímetros de las probetas ensayadas bajo la norma ASTM E23, b) Probetas de impacto 1,2 y 3 cara y A, B, y C de raíz.....	47
Figura 3.16 a) Dimensiones en milímetros de las probetas para ensayo de tensión de acuerdo con la norma ASTM E8/E8M y (b) imagen de probetas.....	48
Figura 3.17 a) Probeta en ensayo de doblez guiado, b) probetas para ensayo de flexión y c) probeta ensayada a flexión.	49
Figura 4.1 Microestructura característica del acero C-Mn API Spec 5L X-60, a) y b) vista superior, c) sentido de laminación y d) dirección de laminación.	51

Figura 4.2 a) Valores de dureza medida en la cara superficial de la probeta del MB, b) mediciones en el sentido transversal y c) valores de dureza en el sentido de laminación.....	52
Figura 4.3 Macrografías de cordón de soldadura depositado sobre placa de acero C-Mn API Spec 5L sin interacción de campos magnéticos; 1.a) 20V, 1.125 kJ/mm, 2.a) 22.5 V, 1.252 kJ/mm, 3.a) 25V, 1.422 kJ/mm y 4.a) 27.5 V, 1.679 kJ/mm.	54
Figura 4.4 Cortes transversales con proceso GMAW variando corriente, velocidad de alimentación, ángulo de la torcha y gas protector [33].....	55
Figura 4.5 Macrografías de cordón de soldadura depositados con interacción de campos magnéticos, se presentan vista completa de la placa con cordón, macro de superficie de cordón depositado y sección transversal; 1.a) 3 mT, 2.a) 4.5 mT 3.a) 6 mT y 4.a) 7.5 mT.....	57
Figura 4.6 Relación entre calor aportado y dilución, a) aplicación sin campos magnéticos y b) soldadura con interacción de campos magnéticos con calor de aporte de 1.252 kJ/mm.....	60
Figura 4.7 a) Efecto del calor aportado en la geometría de los cordones, b) efecto del campo magnético en la geometría de los cordones con un calor de aporte de 1.252 kJ/mm.....	61
Figura 4.8 Zona de transición en un acero al carbono revestido con acero inoxidable austenítico 308L [22]......	62
Figura 4.9 Banda de martensita cerca de la línea de fusión en cordones de soldadura depositados SC (a-b) y CC (c-d).	63
Figura 4.10 Interfaz de soldadura que muestra los efectos de las diferentes temperaturas de precalentamiento en un depósito de Inconel 625 sobre un acero API X-60 [21]......	63
Figura 4.11 1) ZT entre acero API X-60 con 316 L CC de las probetas en estudio, 3) ZT entre acero AISI 8630 revestido con aleación base de Ni 625 después de TT post soldadura, (A penetración de metal de soldadura por el límite de grano, (B zona de carbono empobrecido, (C región de crecimiento plana, y (D región de crecimiento celular [22].	64
Figura 4.12 Morfología de los granos en la ZAT, se muestran granos equiaxiales de ferrita (GEF) junto a línea de fusión (LF) y junto a esta zona se encuentran granos aciculares de ferrita y perlita (GAFP).	64
Figura 4.13 Microestructura de la interfaz 316L / API Spec 5L X-60 para cordones aplicados con a) 20 V, b) 22.5 V, c) 25 V y d) 27.5 V.	65

Figura 4.14 Microestructura de las interfases ER316L-Si / API 5L X-60 para cordones aplicados con diferentes intensidades de campos magnéticos a) 3 mT, b) 4.5 mT, c) 6 mT y d) 7.5 mT.....	67
Figura 4.15 a) Depósito con campos, sin defecto de fusión en los extremos, b) falta de fusión en los extremos del cordón depositado sin campos magnéticos.	67
Figura 4.16 Gráficas comparativas entre depósitos; a) sin y b) con campos magnéticos.	68
Figura 4.17 Probetas del ensayo de doblez; a) soldadura sobrepuesta 22.5 V y campo magnético de 4.5mT y b) probeta sometida a esfuerzo de flexión vista frontal.	68
Figura 4.18 Imagen C-scan por medio de ultrasonido en placa de acero C-Mn con revestimiento de acero inoxidable 316L.	69
Figura 4.19 Por escaneo en la unión soldada por técnica de ultrasonido.	70
Figura 4.20 Macrografía de soldadura de las placas bimetálicas.	70
Figura 4.21 Imágenes de la secuencia de pasadas y morfología física de los cordones al final de cada pasada de la unión. a) Vista superficial de la placa, b) y c) pasada de raíz con acero inoxidable, d) y e) pasadas expuestas a la superficie y f) línea de penetración parte inferior de la junta.	71
Figura 4.22 Macrografía de la sección transversal de la junta soldada.	72
Figura 4.23 Macrografía indicativa de las zonas caracterizadas microestructuralmente a) ZAT pasada de raíz, b) LF entre pasada de raíz y recubrimiento, c) recubrimiento 316L, d) ZAT entre MB y recubrimiento, e) ZAT entre pasada de raíz y MB, f) primer cordón de acero al carbono, g) ZAT entre pasada de vista y MB, y h) pasada de vista.	73
Figura 4.24 Caracterización metalográfica de la soldadura de placas de acero C-Mn API Spec 5L X60 con revestimiento de acero inoxidable 316 L.	74
Figura 4.25 Metalografías de las diferentes zonas en la unión soldada de placas bimetálicas	76
Figura 4.26 Imagen por MEB de la interfase entre el MB y revestimiento de acero inoxidable. .	77
Figura 4.27 Distribución de elementos químicos obtenidos por EDS a través de la interface.....	78
Figura 4.28 Línea de fusión entre la pasada de raíz y el segundo cordón de 70s-6 (MEB).	78
Figura 4.29 Microanálisis químico obtenido por EDS a través de la intrfase entre la pasada de relleno y la pasada de raíz.....	79
Figura 4.30 Morfología típica de la martensita formada en la segunda pasada de la junta.....	79
Figura 4.31 Línea de fusión entre la segunda y tercera pasada de electrodo 70s-6.....	80

Figura 4.32 Distribución de elementos químicos obtenidos con microanálisis puntual EDS entre el cordón de vista (PV) y la pasada de relleno (PR).....	80
Figura 4.33 a) Comparación de análisis químico puntual en cada cordón; b) barrido lineal de composición química en la interfase de acero API 5L X-60 y 316L-Si, y c) zonas de análisis químico lineal y puntual.	81
Figura 4.34 Perfiles de microdureza de la junta soldada, a) pasada de vista, b) pasadad de relleno y c) pasada de raíz.	83
Figura 4.35 Fracturas de la sección transversal de las juntas soldadas producto del ensayo de tensión.....	84
Figura 4.36 Gráfica esfuerzo contra deformación de la junta soldada.	86
Figura 4.37 Fractografías de la falla del ensayo de tensión; a) tomada en el material base API Spec 5L X-60 y b) tomada en la zona del recubrimiento, ambas con falla dúctil.....	86
Figura 4.38 Fractografía en la línea de transición entre el ER70s-6 y el revestimiento de 316L.	87
Figura 4.39 Fracturas de la sección de las juntas soldadas debido a la prueba de impacto.....	88
Figura 4.40 Fractografías de ensayo de impacto, a) combinación de falla dúctil y frágil en la línea de fusión, b) y c) falla frágil en zona del cordón 70s-6.	89

Índice de tablas

Tabla 2.1 Composición química de los grados X-52, X-60 y X-65 (% peso) [6].	9
Tabla 2.2 Composición química de electrodo ER70s-6 AWS-A5.18 (% peso max) [15].	10
Tabla 2.3 Proyectos en los que se ha utilizados tuberías revestidas [26].	19
Tabla 3.1 Composición química del acero API 5L X60 y los electrodos ER 316L y ER70s-6 (% en peso).	33
Tabla 3.2 Parámetros utilizados para depósitos de soldadura analizados.	34
Tabla 3.3 Parámetros para análisis de depósitos de acero inoxidable ER316L-Si sobre acero C-Mn API 5L X-60.	36
Tabla 3.4 Parámetros utilizados para aplicar revestimiento de acero inoxidable 316L por medio de depositación de cordones de soldadura.	39
Tabla 3.5 Parámetros con los que se realizaron las juntas soldadas de las placas revestidas.	44
Tabla 4.1 Características de los depósitos aplicados sin campo magnético.	58
Tabla 4.2 Valores obtenidos de placas con campos electromagnéticos para lo cual se utilizaron 22.5 V y una corriente de 267 A.	59
Tabla 4.3 Tabla de resumen de resultados de deformación y resistencia máxima del ensayo de tensión.	84
Tabla 4.4 Comparación entre resultados promedio de los ensayos de tensión de tres probetas bimetalicas y los valores del material base.	85

Resumen

La tubería de acero C-Mn con revestimiento interno aporta a la industria del gas y petróleo alta resistencia a la corrosión, lo cual refleja el incremento de su vida útil, disminución de pérdidas económicas por fallas y mantenimiento, así como en prevenir la contaminación por derrames de hidrocarburos; de ahí la importancia de la investigación en soldadura de tuberías bimetálicas. Este estudio establece el comportamiento microestructural y mecánico de una junta soldada de placas de acero C-Mn revestidas de acero 316L con el proceso soldadura por arco metálico con protección de gas (por sus siglas en inglés GMAW). El revestimiento se elaboró por medio del proceso de depositación de soldadura sobre la placa, con un potencial de 22.5 V, corriente de 271 A, corriente directa-polaridad invertida e interacción de un campo electromagnético con intensidad de 4.5 mT. Para establecer estos parámetros se variaron valores de potencial e intensidad de campo magnético. Para unir la junta de placas bimetálicas con preparación en V simple, se usó el electrodo ER316L con un potencial de 22.5 V en la pasada de raíz y para las pasadas de relleno y de vista se utilizó el electrodo ER70s-6 con 21 V. Para prevenir el efecto del soplo magnético y estabilizar el arco eléctrico se aplicó un campo electromagnético de 3.5 mT durante todo el proceso de soldeo. En la caracterización microestructural de la junta soldada se identificaron las fases que conforman cada uno de los materiales, encontrando ferrita y perlita, características del acero API Spec. 5L X60, austenita en el acero 316L y martensita en la interfase entre los dos aceros, además de crecimiento de grano en las zonas afectadas térmicamente del acero C-Mn. En las pruebas mecánicas se hicieron mediciones de microdureza; se obtuvieron valores promedio de ~180 HV en el acero API X60, ~220 HV en el acero 316L y ~400 HV en la zona con formación de martensita. En los ensayos de tracción uniaxial, el límite elástico estuvo entre 400 y 450 MPa con una resistencia a la tensión de ~ 512 MPa. Los valores de los ensayos de impacto a 0 °C, fueron de 86 J para probetas de cara y 96 J en probetas de raíz, los resultados de las pruebas mecánicas estuvieron dentro del rango del material base API Spec. 5L X60. Así, en este proyecto fue posible la obtención de placas bimetálicas de acero API Spec. 5L X60 con revestimiento de acero inoxidable 316L y su unión mediante el proceso GMAW. A diferencia de procesos como el de adhesión mecánica el revestimiento por soldadura brinda una unión metalúrgica y con el uso de campo magnético durante la soldadura se obtuvo un refinamiento de grano en la zona afectada térmicamente del acero API Spec. 5L X60.

PALABRAS CLAVES: Campo magnético, revestimiento, unión disímil, proceso GMAW y tubería revestida

Abstract

The use of carbon manganese steel clad pipes provides the oil and gas industry a high resistance to corrosion with the required mechanical strength, which in turn increases the useful life of the pipes, reduces economic losses due to failures and maintenance, preventing too the contamination caused by spills of hydrocarbons; thus, it is very important to carry out research on welding bimetallic pipes. This investigation is directed to establish the microstructural and mechanical behavior of a gas metal arc welded (GMAW) joint of 316L/C-Mn clad steel plates. The cladding was made by depositing overlapped weld beads on plate using direct current reverse polarity with 22.5 V and 271 A along with the simultaneous application of an external magnetic field of 4 mT. These parameters were set after performing trials varying potential and magnetic field intensity. In order to weld the bimetallic plates with a simple “V” joint design, the ER316L filler wire was used with 22.5 V in the root pass whereas an ER70s-6 filler wire was fed for the filler and caps welding passes with 21 V. Throughout the welding process an electromagnetic field of 3.5 mT was applied to overcome magnetic blow and stabilize the electric arc. In the microstructural characterization of the welded joint, the phases that constitute each material were identified; a ferritic matrix with perlite colonies, characteristic of the API Spec. 5L X60 steel, austenite in the 316L stainless steel and martensite at the interface between the different steels as well as a grain growth in the thermally affected zones of the C-Mn steel. Microhardness measurements across the welded joint revealed values of ~ 180 HV in the X60 steel, ~ 220 HV in the 316L steel and ~ 400 HV in the area with martensite formation. Regarding the uniaxial tensile tests, the yield strength was between 400 and 450 MPa with a tensile strength of ~ 512 MPa. The values of the impact tests at 0 °C were 86 and 96 J for face and root specimens, respectively. The results of the mechanical tests were within the range of API Spec. 5L X60 base material. Thus, in this study it was possible to obtain bimetallic plates of API Spec. 5L X60 steel clad with 316L stainless steel and their joining was successful with the GMAW process. The overlay welding process as compare to the lined (mechanically bonded) claddings guarantees metallurgical bonding and with the use of an external magnetic field during welding a grain refinement was obtained in the heat affected zones of the API Spec. 5L X60 steel.

CAPÍTULO 1

1.1 Introducción

En la industria del petróleo, el acero más utilizado para las líneas de transporte es el acero al carbono, esto debido a su bajo costo, además de sus propiedades mecánicas. Sin embargo, es un material susceptible a la corrosión, siendo esta última característica la responsable de fallas en las tuberías y elementos estructurales, dando como resultado pérdidas económicas significativas, accidentes catastróficos y contaminación al ecosistema. La corrosión externa presente en estos elementos es causada por el tipo de ambiente húmedo y salino al que están expuestos. Con lo que respecta al interior de los ductos, estos transportan gases y fluidos que son altamente corrosivos causantes del deterioro por corrosión dentro de las tuberías [1].

En México, algunos hidrocarburos han presentado altos contenidos de H_2S y CO_2 que pueden inducir el agrietamiento en los materiales, por lo cual es considerado uno de los factores que pueden afectar la integridad estructural o reducir la vida de las tuberías de acero. La fragilización ambiental es un término general que incluye: agrietamiento por corrosión bajo esfuerzo (por sus siglas en inglés SCC), agrietamiento cáustico, fatiga por corrosión, ampollamiento por hidrógeno, agrietamiento inducido por hidrógeno (por sus siglas en inglés HIC), susceptibilidad al agrietamiento por corrosión bajo tensión en presencia de sulfuros.[2].

La industria del gas y petróleo ha sido de gran importancia debido a que es una de las principales fuentes de ingreso económico en nuestro país y se le ha dado mayor relevancia en las últimas décadas [3], por ello se requiere el uso de materiales y métodos adecuados, para que los procesos de extracción, transporte y refinación, sean realizados de una manera segura y duradera durante su operación.

Los aceros API (Instituto Americano del Petróleo) Spec. 5L de grado X-52, X-60 y X-65, son los más utilizados en tuberías de diámetros desde 12" hasta 36". De acuerdo con la NRF-001 PEMEX, el acero API 5L X60 es un acero C-Mn C-Mn que aporta un buen comportamiento, con un límite de fluencia mínimo de 413 MPa, valor que indica la nomenclatura del grado de cada acero. De forma general la composición química de los aceros API Spec 5L se caracteriza por su contenido de carbono y manganeso, lo cual los hace aceros de alta resistencia y baja aleación. Microestructuralmente, estos aceros están constituidos por una matriz ferrítica con colonias de

perlita. Debido a la alta resistencia mecánica por unidad de área de los aceros API se tienen estructuras de poco peso, facilitando su diseño al poderse emplear en claros grandes. Los aceros API son dúctiles y tenaces, pero muy susceptibles a la corrosión.

Las tuberías con revestimientos internos ofrecen una mayor resistencia a la corrosión, esto para satisfacer las necesidades que presentan los nuevos desafíos, como bien se sabe, los tiempos de extracción del petróleo barato y fácil en aguas someras ha terminado. Se estima que el 70 % de las reservas de petróleo restantes del mundo consisten en petróleo crudo con alto contenido de azufre o CO₂ que requiere materiales de alta calidad y resistentes a la corrosión. Para mantenerse al día con la demanda, las compañías petroleras deben identificar nuevas tecnologías para explotar estas reservas de petróleo pesado. Lo mismo ocurre con el gas, más del 50 % del gas de los campos del mundo es altamente corrosivo [4]. En estos entornos desafiantes, los encargados de desarrollar las técnicas para la obtención del petróleo y gas deben aprovechar cada solución técnica disponible para mantener una producción óptima. Un elemento clave es la integridad de los ductos ascendentes y las líneas de flujo, que es donde entra en juego el tubo revestido resistente a la corrosión.

El acero inoxidable 316L es una versión del acero 316, en donde la L en la nomenclatura indica que este es de bajo carbono con un valor por debajo del 0.03%, lo que minimiza la precipitación de carburos perjudiciales en la zona afectada por el calor durante la soldadura, convirtiendo este acero en una opción para el revestimiento interno de la tubería [5]. Es clasificado austenítico y contiene cromo, níquel y molibdeno como principales elementos de aleación. La adición de estos elementos proporciona mayor resistencia mecánica a temperaturas elevadas e incrementa la resistencia a la corrosión, principalmente al ácido sulfúrico, clorhídrico, acético, fórmico y tartárico, sulfatos y cloruros alcalinos.

Los requerimientos de las tuberías para el transporte de hidrocarburos son definidos por el API Spec 5L, esta norma aplica para tuberías de acero C-Mn, la API Spec 5LD para tubería bimetalica, tubería con revestimiento unido metalúrgicamente por laminado en caliente, tubería con revestimiento unido mecánicamente y tubería con revestimiento unido metalúrgicamente ya sea mediante material de aporte depositado en forma de cordones de soldadura o por unión por explosión [6].

Los campos magnéticos comenzaron a utilizarse en los procesos de colada continua en el acero líquido para mejorar la calidad interna del producto, ya que la estructura en la solidificación se veía modificada aumentando la proporción de cristales equiaxiales en el centro de la palanquilla y evitando la formación de grandes rechupes y segregaciones que se forman cuando la estructura de solidificación es columnar. Proporcionando mejores resultados que la agitación en el interior de la fundición [7]. Estos estudios y mejoras respaldan a investigadores que estudian el uso de campos magnéticos en soldaduras con la finalidad de garantizar la integridad mecánica de la unión de tal forma que también se logre una disminución de costos y mejor rendimiento.

Existen trabajos reportados en donde se ha utilizado la agitación electromagnética para refinar la microestructura del cordón de soldadura, en lo referente al mejoramiento de las propiedades mecánicas y de resistencia a la corrosión en la zona afectada térmicamente (ZAT) de los aceros inoxidables austeníticos [8, 9].

Se ha estudiado el efecto de la agitación electromagnética sobre la eliminación de la susceptibilidad a la fisuración en caliente de soldaduras de magnesio, concluyendo que el refinamiento de la microestructura del cordón ayuda a una distribución homogénea de las impurezas, causantes de la fisuración en caliente en los cordones de soldadura [8]. Este efecto también se observó al aplicar agitación electromagnética a un acero API Spec X-65, mediante una bobina de inducción de campo magnético, durante la ejecución de la soldadura en posición vertical, aplicando una intensidad de campo magnético de 400 μ T [9].

Los materiales bimetalicos ofrecen grandes beneficios, sin embargo, también presentan problemas en las uniones de las secciones de este tipo de tubos, debido a que en el cordón se tendrá la interacción de dos materiales diferentes, en donde se presentan zonas afectadas por formación de martensita derivada de la fase austenita presente en el acero 316L, esto ocasionado por el rápido enfriamiento. La martensita es una microestructura débilmente estable, consiste en una solución sólida supersaturada de carbono en la fase α , por lo cual se debe tener especial cuidado en el control del calor de aporte durante el proceso de la soldadura [10, 11].

La presente investigación está enfocada a estudiar la unión entre placas bimetalicas de acero API Spec 5L X-60 con revestimiento de acero inoxidable 316L, unidas por el proceso de soldadura por arco metálico y protección gaseosa (por sus siglas en inglés GMAW), con el propósito de

obtener buenas propiedades en el cordón y en la zona afectada térmicamente, se utilizó la aplicación de campos electromagnéticos externos, para mejorar las características de la microestructura.

1.2 Justificación

Esta tesis propone establecer los parámetros para el proceso de soldadura GMAW para la unión de placas revestidas, también conocidas como bimetálicas. Considerando satisfacer los requisitos de calidad de juntas soldadas. Este tipo de tubería ha sido implementada desde hace décadas para el transporte de gas y petróleo. Sin embargo, su uso se ha limitado debido a las dificultades que se presenta en la soldadura y tendido. Las tuberías de esta clasificación garantizan mayor seguridad de operación y un mayor tiempo de vida útil.

Por lo tanto, la importancia de definir parámetros adecuados que ofrezcan y garanticen a la industria de los hidrocarburos: procesos factibles y de bajo costo, y por otro lado no se vean afectadas las propiedades mecánicas y microestructurales.

1.3 Objetivo general

El objetivo de esta investigación es establecer los parámetros del proceso de soldadura GMAW con la aplicación de campos electromagnéticos externos en la junta soldada de placas de acero C-Mn API 5L Spec X60 con revestimiento metálico de acero inoxidable 316L y determinar las características microestructurales y mecánicas de la junta.

1.4 Objetivos específicos

1. Obtener una placa de acero C-Mn revestida con acero inoxidable 316L mediante depositación por soldadura.
2. Obtener soldaduras de las placas revestidas con buenas propiedades mecánicas y sin defectos mediante la aplicación del proceso GMAW con campos magnéticos.
3. Obtener las características macroestructurales, microestructurales y mecánicas con los parámetros definidos para el proceso de soldadura de las placas bimetálicas.

1.5 Hipótesis

La redistribución de temperatura causada por la interacción del campo magnético disminuirá defectos en la soldadura de las placas tales como la cantidad de martensita entre la línea de fusión de la pasada de raíz y la pasada de relleno además de disminuir la precipitación de carburos de cromo en el acero inoxidable.

El uso de los campos magnéticos tendrá un efecto en la difusividad térmica al disminuir la temperatura debido a la agitación ejercida por el flujo. Los flujos magnéticos facilitarán el refinamiento al actuar en el sentido perpendicular al crecimiento dendrítico, lo cual causará la fragmentación de las dendritas y estos fragmentos actuarán como nuevos agentes nucleantes durante el proceso de solidificación.

CAPÍTULO 2

Revisión Bibliográfica

2.1 Tubería API Spec 5L

La tubería API es fabricada de acero magnéticamente anisotrópico, donde los ejes de fácil magnetización (EFM) y ejes de difícil magnetización (EDM) se encuentran en la dirección longitudinal y transversal del tubo, respectivamente [10]. Los aceros API están diseñados para promover una alta resistencia mecánica, se ha señalado que la fabricación de este tipo de aceros requiere de una práctica estricta de aceración, laminación en caliente en forma controlada y enfriamiento acelerado de la placa deformada [12], debido a su carbono equivalente (CE), los aceros API 5L de grado X-52, X-60 y X-65 cuentan con una excelente soldabilidad.

Los aceros API 5L son denominados de baja aleación debido a los porcentajes en peso de sus aleantes en su composición química. Como ya se mencionó, los aceros API son de aplicación industrial y tienen la característica de una estructura constituida básicamente por dos fases (ferrita y perlita). La microestructura de este acero, en el cual la ferrita se encuentra en mayor proporción, es originada por el efecto de la composición química y por los diferentes tratamientos termo mecánicos aplicados en su elaboración, lo cual permite que este acero alcance el límite de fluencia y la tenacidad requerida para ser utilizada en la fabricación de tubos de grandes diámetros para el transporte de hidrocarburos [13].

La tubería para transportar gas, agua y petróleo son de acero al carbono con o sin costura en dos calidades PSL 1 y PSL 2. El PSL 2 tiene mayores requerimientos en tenacidad, máximo esfuerzo de fluencia, tensión y, por lo tanto, es de mayor calidad. Los PSL 2 requieren contenidos más bajos de S y P que el grado PSL 1 además de que no permite ningún tipo de reparación ni en el cuerpo del tubo ni en la soldadura. Los grados que cubre el PSL2 son el A25, A, B, X42, X46, X52, X56, X60, X65, X70 y X80 según la ISO 3183.

La ISO 15156-2 menciona los grados de acero comúnmente más usados en las tuberías (X-52 - X-60 y X-65), en la tabla 2.1 se muestra la composición química de estos aceros, de donde se pueden saber las características que el acero tendrá debido a que cada elemento contenido en su composición aporta propiedades definidas, y de ello depende su comportamiento y susceptibilidad. La fragilidad inducida por el hidrógeno es la causa principal del agrietamiento en uniones soldadas de aceros API X-52, X-60 y X-65. Este fenómeno es una de las debilidades

presentes en estos materiales, las fallas de este tipo son las responsables de la búsqueda de nuevas alternativas para encontrar soluciones prácticas y factibles, ya que las tuberías en la industria del petróleo son sometidas a transporte de crudo y gases con altos contenidos de CO₂ y H₂S que provocan la corrosión localizada y fragilidad inducida por hidrógeno [14].

Tabla 2.1 Composición química de los grados X-52, X-60 y X-65 (% peso) [6].

Elemento	Grado (X-52 hasta X-60)	Grado X-65
	Porcentaje máximo	
C	0.10	0.10
S	0.005	0.005
Mn	1.05	1.05
Cu	0.35	0.35
P	0.02	0.02
Microaleantes (Nb+V+Ti)	0.13	0.13
CE	0.32	0.34 ¹

1. El CE en tubería sin costura puede ser incrementado hasta el 0.37 por ciento para espesores mayores de 19.1 mm (3/4 in).
2. Para tubos de espesor mayor de 19 mm (3/4 in) en todos los grados y para el grado (X65) en cualquier espesor se puede incrementar el contenido de Mn hasta un máximo de 1.35 %; sin embargo, para cada incremento en este elemento se debe disminuir el contenido de S.
3. Para grados (X60 y X65), se permite un incremento de Mn hasta 1.45 %, siempre y cuando el contenido de carbono sea de 0.05 por ciento máximo.

Para la unión de los diferentes aceros API 5L y aceros inoxidable se debe llevar a cabo la selección de electrodos compatibles y que cumplan con las características químicas y mecánicas bajo las cuales estarán trabajando estas juntas soldadas. La selección depende también del proceso de soldadura que se emplee y se debe buscar la factibilidad cuando se requieran de grandes volúmenes de material depositado. Sin embargo, el electrodo seleccionado deberá cumplir con lo requerido en cuanto a su composición y la resistencia mecánica en operación.

El electrodo ER70s-6 es empleado en la soldadura de aceros al carbono o de baja aleación como lo son los aceros API Spec 5L X60. Este electrodo está diseñado para aplicaciones en donde se requieren efectividad y alto volumen de depositación. El electrodo ER70s-6 es empleado para la soldadura de láminas, placas, perfiles y demás formas del material base en una sola pasada o

pasadas múltiple. Típicamente, se utiliza en la unión de cualquier tipo de acero al carbono comercial, su composición química se presenta en la Tabla 2.2. En general es empleado en donde se requiere una alta calidad de la soldadura, rapidez, limpieza y bajo costo de producción. Las ventajas se encuentran en su combinación y balance adecuado de manganeso y silicio, lo cual le permiten tener un alto poder desoxidante en donde los procedimientos convencionales de limpieza no son posibles, además de proporcionar propiedades mecánicas notables. Su balance en los componentes químicos permiten tener una soldabilidad sobresaliente, creando una apariencia suave del cordón, dando como resultado una superficie tersa y un mínimo de limpieza posterior a la unión soldada [15].

Tabla 2.2 Composición química de electrodo ER70s-6 AWS-A5.18 (% peso max) [15].

C	Mn	P	S	Mo	Cu	Si	Cr	Ni	V
0.06	1.4-1.85	0.025	0.035	0.15	0.5	0.8 –1.15	0.15	0.15	0.03

2.2 Acero inoxidable 316L

Los aceros inoxidables austeníticos (serie 3XX), contienen cromo y níquel. El contenido total de cromo varía entre 16 % y 26 %. Se pueden trabajar fácilmente en caliente o en frío. Son muy resistentes al impacto. Estos aceros tienen mejor resistencia a altas temperaturas, su resistencia a la corrosión es alta. El mayor inconveniente que presenta la soldadura de los aceros austeníticos es la precipitación de carburos que pueden producirse en las zonas cercanas al cordón de soldadura, quedando sensibilizados a la corrosión intergranular. Para evitar esta precipitación se deben soldar las piezas sin precalentamiento y con el menor aporte de calor posible. Otra posibilidad es emplear aceros austeníticos con porcentaje de carbono menor a 0.03% o aceros austeníticos estabilizados con titanio, niobio o tántalo [16].

Debido a su excelente resistencia a la corrosión, por su alto contenido de Ni, Cr y Mo, este acero cumple con características satisfactorias para utilizarlo como material de revestido interno. Un factor que resulta perjudicial al llevar a cabo la unión entre aceros al carbono y aceros austeníticos es la formación de fases indeseables como la martensita, esto se puede predecir mediante el diagrama de Schaeffler utilizando los porcentajes equivalentes del Ni y Cr del acero API 5L X60 y 316L [17].

El acero inoxidable austenítico 316L es excelente en aplicaciones donde el equipo está expuesto a altos niveles de corrosión, es una aleación usada en manufactura de componentes para reactores nucleares, equipos para generación de energía de combustibles fósiles, refinerías petroquímicas y plantas químicas. Debido a su alto contenido de molibdeno lo hace resistente a la corrosión por picaduras en presencia de ácido sulfúrico [18]. Los aceros 316L esencialmente no son magnéticos en su forma recocida y se tornan ligeramente magnéticos cuando se trabajan en frío. El acero inoxidable 316L presenta una estructura cristalina FCC y una resistencia a la tensión de 620 MPa [19] bajo norma ISO 14343:2017 y AWS A5.9/A5.9M:2012.

2.3 Metalurgia física de los aceros en estudio

Al tener soldaduras de carácter disímil se requiere de un análisis en el cual se deben considerar sus elementos de aleación y su manufactura, referente a la metalurgia, la Figura 2.1 muestra el diagrama de Schaeffler, el cual se usa principalmente para predecir la estructura del metal de soldadura obtenido en la unión de aceros inoxidables disímiles, o de aceros inoxidables con aceros al carbono. Este diagrama permite determinar la estructura de un metal conociendo su composición química. Este diagrama es válido únicamente cuando los elementos se encuentran en proporciones no mayores a: C máx. 0.2%, Mn máx. 1.0%, Si máx. 1.0%, Mo máx. 3.0%, Nb máx. 1.5%. para lo cual se deberá calcular el cromo y níquel equivalente, en función de las siguientes ecuaciones [20].

$$\text{Cromo equivalente} = (\% \text{ Cr} + \% \text{ Mo}) + (1,5 \times \% \text{ Si}) + (0,5 \times \% \text{ Nb})$$

$$\text{Níquel equivalente} = \% \text{ Ni} + (30 \times \% \text{ C}) + (0,5 \times \% \text{ Mn})$$

En general todos los electrodos presentan un buen comportamiento, sin embargo, aunque todos se comportan de manera sobresaliente frente a los medios corrosivos, las diferencias se producen frente a la capacidad de absorber energía, esfuerzo de fluencia, esfuerzo máximo o su ductilidad.

Como una ley fundamental, el metal de aporte para una soldadura debe ser de igual o mayor aleación al metal base. Los aceros al carbono pueden ser soldados con un metal de aporte inoxidable como por ejemplo tipo 316, mientras que, un acero inoxidable no puede ser soldado con un metal de aporte de acero al carbono [20]. En la soldadura de aceros inoxidables debe

tenerse especial cuidado para que, ni la estructura ni la composición del cordón de soldadura y de la zona afectada por el calor, cambien sustancialmente.

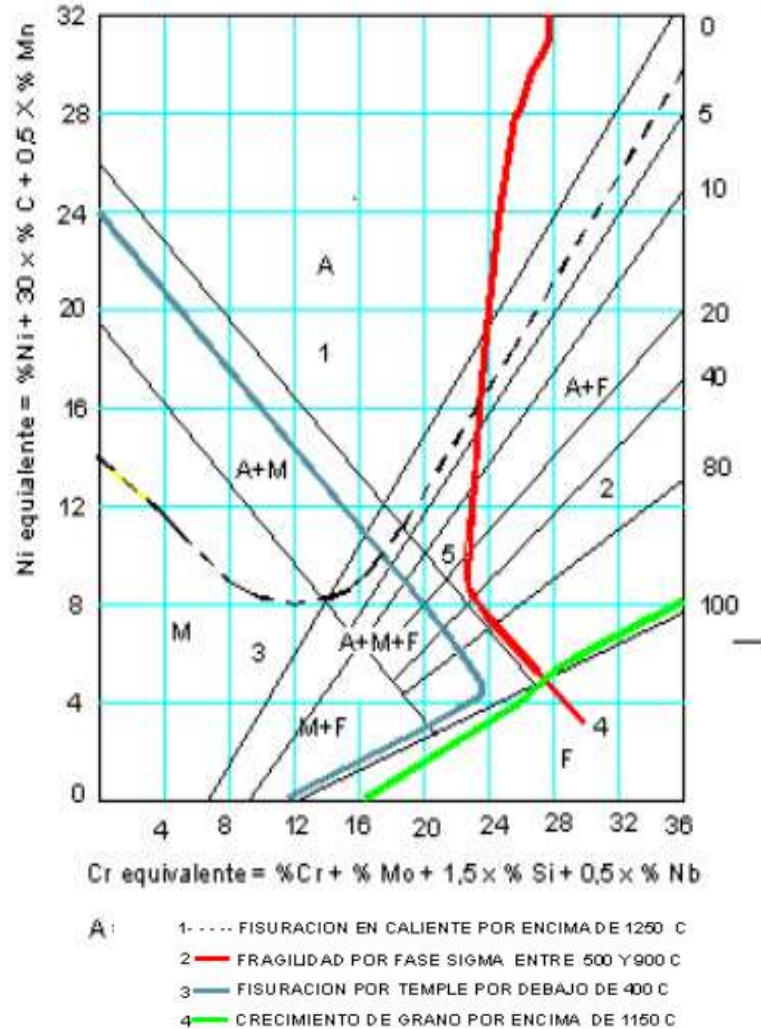


Figura 2.1 Diagrama de Schaeffler.

Como particularidades de los aceros al carbono estos contienen principalmente hierro con adiciones de carbono, la cantidad de C tiene un gran efecto en las propiedades mecánicas de estos aceros. En estos aceros la cantidad de manganeso no puede exceder de 1.65% y los contenidos de cobre y silicio deben ser cada uno menores de 0.60%. Los aceros al carbono pueden subdividirse en los que contienen entre 0.08% y 0.35% de carbono, los que contienen entre 0.35% y 0.50% de carbono y los que contienen más de 0.50% de carbono. Estos se conocen respectivamente como aceros de bajo carbono, aceros de medio carbono y aceros de alto carbono.

Augusto y col. [21] realizaron un estudio experimental para evaluar la soldabilidad del acero micro aleado API X-60 con metal de aporte E NiCrMo-3. Estas soldaduras exhiben generalmente pequeñas zonas duras localizadas a lo largo del límite de fusión como se observa en la Figura 2.2, en ellas se puede observar una dureza superior a 400 HV, a las que se hace referencia como zonas parcialmente diluidas. Estos autores mantuvieron una velocidad de enfriamiento óptima y la temperatura de interpaso para un grosor de metal base dado, el control de la dilución del metal base durante la soldadura dio como resultado una reducción drástica en la formación de zonas diluidas. Otra directriz adoptada en este estudio fue depositar cordones de soldadura superficiales con material de aporte 9018 G (0.05% C), promoviendo de este modo, menos dilución de carbono en la posterior deposición de Inconel E NiCrMo-3. El tratamiento térmico posterior a la soldadura también se evaluó en muestras que contenían zonas parcialmente diluidas (PDZ).

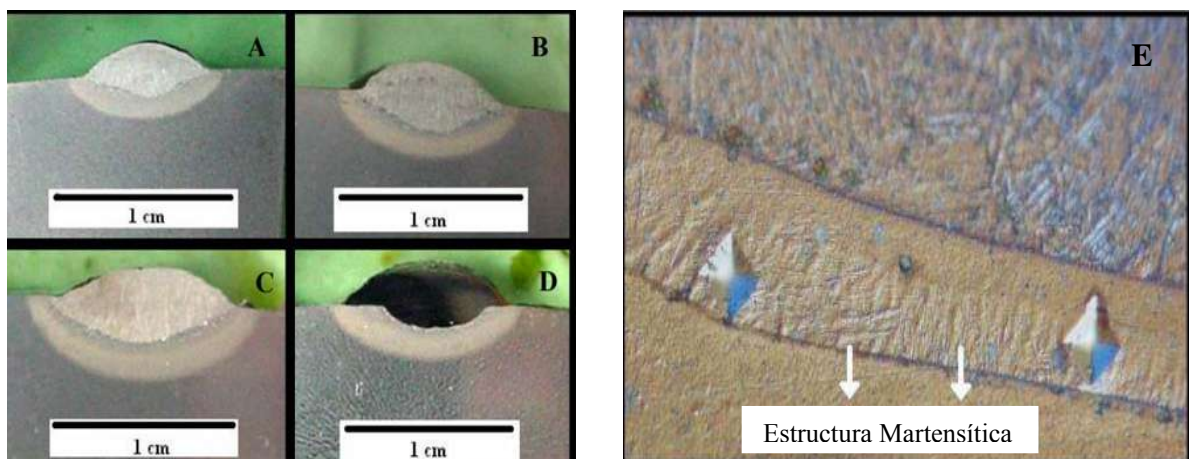


Figura 2.2 A, B, C y D sección transversal de cordones sobre placas de acero API X-60. Banda de martensita a lo largo de la unión E) [21].

Como ya se había mencionado las uniones disímiles entre aceros al carbono y aceros inoxidables austeníticos dan como resultado la formación de una estructura martensítica en la cual si se analiza se verá un incremento en la dureza característica de esta fase, esta microestructura es promovida tanto por enfriamientos acelerados como por los porcentajes de elementos de aleación como son el C, Ni y Mo.

2.4 Formación de martensita

La martensita se genera a partir de una transformación de fases sin difusión, a una velocidad que es muy cercana a la velocidad del sonido en el material. La estructura de la martensita tiene la apariencia de láminas o de agujas como se aprecia en la Figura 2.3 en donde la fase clara es austenita que no se transforma durante el temple rápido. La martensita también puede coexistir con otros constituyentes, como la perlita.

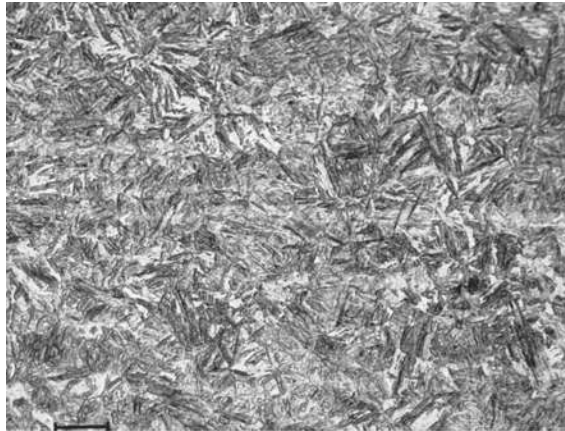


Figura 2.3 Microestructura representativa de la martensita en un acero inoxidable 410 [22].

La martensita se presenta debido a enfriamientos rápidos desde la temperatura de austenización hasta la temperatura ambiente. La martensita resulta como una estructura de no equilibrio de la transformación sin difusión de la austenita. La transformación martensítica tiene lugar a velocidades de temple muy rápidas que dificultan la difusión del carbono, los átomos de carbono permanecen como solutos intersticiales en la martensita y constituyen una solución sólida sobresaturada, la austenita FCC experimenta una transformación polimórfica a la martensita tetragonal centrada en el cuerpo (TCC). La dureza de la fase martensítica dependerá del contenido en carbono. En la unión disímil entre acero inoxidable 316L austenítico con acero C-Mn API Spec 5L X60 debido a su composición química se predice la aparición de la martensita principalmente en la zona donde ambos aceros estarán en contacto directo. Sin embargo, existen necesidades en la industria que requieren que este tipo de uniones disímiles se lleven a cabo, estos requerimientos se ven de manera precisa en los tubos con revestimiento de la industria del

gas y petróleo, ya que el principal acero con el que se trabaja en las líneas de transporte del gas y el crudo es el acero al carbono, y como material de revestimiento interno para la protección anticorrosiva se proponen aceros con altos contenidos de Cr-Ni-Mo como es el caso del Inconel 600, Inconel 625 y aceros inoxidable austeníticos [22].

Ospina y col. [17] realizaron un estudio basado en la soldabilidad de aceros inoxidable y aceros disímiles en donde mencionan características de los aceros y su comportamiento durante el proceso de la unión por soldadura. Estos autores se basaron el diagrama de Schaeffler (Figura 2.1) para encontrar mejores resultados en este tipo de uniones.

Aguilar y col. [23] estudiaron fenómenos metalúrgicos que ocurren en la soldadura con el proceso de electrodo revestido de un acero inoxidable ferrítico AISI 430 con un acero inoxidable austenítico AISI 316L con dos tipos de electrodos, austenítico AWS E309L y dúplex AWS E2209. Las uniones soldadas se realizaron con una sola pasada y se variaron simultáneamente la corriente y la velocidad de avance de la torcha, y se evaluó la microestructura de las zonas afectadas por el calor y de las zonas de fusión, encontrando diferencias en la morfología y cantidad de ferrita delta para todas las condiciones estudiadas. Se evidenció crecimiento y refinación de grano ferrítico y formación de martensita en la zona afectada por el calor del metal base ferrítico.

La martensita se produce sin difusión, como la reacción ocurre rápidamente y a tan baja temperatura no hay tiempo para que la difusión actúe. La transformación no requiere superar mediante activación térmica una barrera de energía.

Cabe mencionar que otro factor presente en este tipo de juntas es la formación de carburos de cromo debido a los altos contenidos de Cr y C. Factores como la temperatura, tiempo y composición química son parámetros que si no se tiene el cuidado durante la soldadura son los principales factores que causan la formación de los carburos de cromo. Cabe mencionar que existen alternativas y tratamientos para evitar la precipitación de los carburos de cromo que provocan este tipo de corrosión. Mora y col. [24] hacen importante énfasis en revisar las proporciones químicas elementales de los electrodos para unión de aceros inoxidable. Ya que a

partir de aquí se puede evitar la formación de los carburos de cromo. Este tema ha sido estudiado desde décadas atrás, sin embargo, es un fenómeno que sigue presente, de ahí la importancia.

2.5 Formación de carburos de cromo

Al tener una unión entre acero inoxidable y un acero C-Mn se debe considerar la formación de carburos ricos en cromo con la estequiometría (Cr_{23}C_6). En los aceros inoxidables, es necesario una cantidad mínima de aproximadamente 12% de cromo para crear la capa protectora de óxido de cromo, que es la que aporta la resistencia a la corrosión a los aceros inoxidables. El mecanismo que se presenta para la corrosión intergranular es la formación de carburos de cromo, normalmente con la estequiometría Cr_{23}C_6 , debido a la afinidad del cromo por el carbono es termodinámicamente muy estable. Cuando se eleva la temperatura, el carbono tiene buena difusividad a través del acero hacia el borde del grano, y en el borde de grano se produce la nucleación de los precipitados Cr_{23}C_6 muy ricos en cromo, provocando que quede una zona próxima a los carburos empobrecida en cromo (inferior al 12% de cromo), lo que provoca zonas sea débil comparada con las zonas con mayor contenido de Cr. Para que se formen los carburos de cromo en los bordes de grano, se tiene que producir la difusión del carbono hasta los límites de grano. Normalmente este proceso está asociado a un aumento y mantenimiento de la temperatura entre 580 a 900 °C, rango de temperatura en el cual se propicia el fenómeno de sensibilización a la corrosión intergranular, y normalmente es producto del ciclo térmico de soldadura [24].

2.6 Tubería con revestimiento interno resistente a la corrosión

El uso de aleaciones resistentes a la corrosión en zonas de producción de yacimientos petrolíferos costa afuera ha sido un tema de gran interés, que involucra tanto el rendimiento y costo beneficio. Se debe considerar el tipo de servicio, condiciones de operación, y la resistencia a la corrosión, picaduras de los materiales. En muchas aplicaciones, las limitaciones económicas o de ingeniería dictan el material seleccionado para el revestimiento. El tipo de revestimiento usado en accesorios como válvulas o recipientes en las zonas de extracción están hechos por depositación de soldadura [25].

El uso de tubería de acero revestida con aleaciones resistentes a la corrosión (por sus siglas en inglés CRA) es necesario costa fuera para la industria de petróleo y gas. En una tubería revestida, la aleación resistente a la corrosión forma una capa de barrera completa en la superficie interna del tubo de acero de carbono o de baja aleación (generalmente denominado "acero de respaldo"). Las tuberías con revestimiento permiten el uso de aleaciones caras aplicadas de forma económica debido al poco espesor de la capa del recubrimiento. La capa de revestimiento proporciona resistencia a la corrosión en el entorno del proceso, típicamente tiene de 2.5-3.0 mm de espesor, mientras que el acero de respaldo de carbono, menos costoso, proporciona a la línea de tubería la resistencia y dureza requeridas para mantener la integridad mecánica [26].

Comúnmente la industria del petróleo utiliza tuberías de acero al carbono las cuales satisfacen la parte de comportamiento mecánico, pero son de carácter susceptible a la corrosión tanto en la parte externa como interna de las tuberías. Sin embargo, las nuevas necesidades de esta industria demandan materiales capaces de resistir fluidos altamente corrosivos por las condiciones operativas que una tubería convencional no resiste, por ello una solución a esta problemática es el uso de tuberías con revestimiento interno de aleación resistente a la corrosión.

Los fluidos y gases transportados, como son gas amargo que contiene ácido sulfhídrico, en concentraciones que varían en cada yacimiento con valores promedio de 1.5% a 2.7% en volumen que se extrae de yacimientos marinos y de tierra adentro, *gas ácido* con un alto contenido de H₂S 34% y 42% en volumen y CO₂ 37% y 45% en volumen, *gas natural* compuesto por un átomo de carbono y cuatro de hidrógeno CH₄ y con un potencial de calentamiento 23 veces mayor que el CO₂ según glosario de gas y petroquímica PEMEX [27].

Una tubería con recubrimiento interno es un tubo que consta de una capa interna a base de una aleación resistente a la corrosión y esta puede ser metalúrgica (Clad) o mecánicamente (lined) unida al acero de refuerzo. El revestimiento puede unirse por laminado en caliente, coextrusión, soldadura de superposición, unión por explosión, metalurgia de polvo, o algún otro proceso que produce un enlace metalúrgico. El material de respaldo deberá cumplir con los requisitos de la norma API Spec 5LD.

La capa de recubrimiento interno proporciona resistencia a la corrosión en el interior donde se encuentra expuesta al agrietamiento por corrosión bajo esfuerzo (SCC) y en medios que contengan desgaste por cloruro y sulfuro, corrosión causada por ambientes que contienen CO_2 / Cl / H_2S , corrosión localizada (corrosión por picaduras y grietas), corrosión general, corrosión por erosión y fatiga-corrosión.

Durante el proyecto Bruce II mar del norte se usó una tubería bimetálica con unión metalúrgica de X-65 / 316L. Para la unión circunferencial de esta combinación Spence y col. [26] emplearon electrodo consumible a base de Ni Cr Mo-7, obteniendo resultados que cumplían lo establecido por la norma ASME Sec IX.

La tubería con revestimiento unido mecánicamente está especialmente indicada para tuberías en tierra firme o aplicaciones en tuberías submarinas, que se utilizarán en entornos altamente corrosivos y en condiciones extremas de temperatura y presión. Este tipo de tubos son empleados en la industria del petróleo y gas, debido a que estas líneas están expuestas a altos agentes corrosivos, desde el medio ambiente en el que se encuentran hasta los flujos que transportan, es una solución implementada para alargar la vida de los ductos, oleo gaseoductos y líneas en general que están en la industria del petróleo. Los países que ya las han empleado son Reino Unido, Noruega y Holanda del mar del norte y también en el Golfo de México entre otros, como se muestra en la Tabla 2.3 [26].

Dentro de los procesos empleados para la fabricación de tuberías revestidas está el método termohidráulico el cual consiste en una capa CRA insertada en una tubería exterior que ha sido calentada, en la cual se provoca una expansión térmica e hidráulica, en la cual al enfriar y quitar la presión hidráulica se logra un ajuste perfecto entre los dos materiales. Mientras que el método de expansión hidráulica se basa en realizar únicamente la expansión hidráulica de un revestimiento CRA dentro de un acero al carbono tubería exterior [28].

La tubería unida metalúrgicamente (denominada tubería revestida) generalmente se fabrica mediante procesos tales como coextrusión, unión laminada en caliente, unión explosiva. Para accesorios y tanques se usa el método de depositación de soldadura. Para el proceso de unión metalúrgica, es necesario los tratamientos térmicos los cuales pueden dar como resultado

propiedades mecánicas inferiores para el tubo exterior de acero y una condición no óptima para el revestimiento, que puede promover la corrosión localizada [29].

Tabla 2.3 Proyectos en los que se ha utilizados tuberías revestidas [26].

Ciente	Proyecto	Grado	Toneladas	Diámetro (in)
AGIP UK	Thelma North Sea	X-65-Alloy 825	1916	6-10
BP UK	Cyrus North Sea	X-65-Alloy 316L	550	10
Esser Brieden	Under Ground Mining Germany	X52-22 % Cr Duplex	358	6-10
ExxonMobil Oil USA	Mobile Bay Gulf of Mexico	X65-Alloy 825	190	5
Clyde Petroleum	P5/P6 Developments North Sea	X52-Alloy 316L	4762	10
ExxonMobil Oil USA	Aloe Bay Gulf of Mexico	X65-Alloy 825	340	5
StatoilNorway	Asgard Development	X65-Alloy 825	1360	10
BP UK	Bruce II North Sea	X65-Alloy 316L	2000	8-18
Total ELE Fina UK	Elgin& Franklin North Sea	X65-Alloy 825	1300	12
Mobil UK	Buckland North Sea	X65-Alloy 316L	2500	8
Mobil USA	Mobile Bay 822 GOM	X65-Alloy 825	200	6
Burlington Resource USA	Bighorn 5-6 Wyoming	X65-Alloy 825	208	8
Philips Petroleum	BayuUndan Australia	X65-Alloy 316L	1700	18
Conoco Indonesia	Belanak	X65-Alloy 825	1200	18
Exxon Production Malaysia Inc	Bintang	X65-Alloy 825	2200	16
Talisman	Tweedsmuir	DNV450/825	9200	12
Woodside	PerseusoverGoodwyn	DNV450/316LMo	4900	16

El rápido desarrollo de tuberías revestidas ha aumentado la demanda de diferentes aceros en las capas de revestimiento, por tal motivo autores como Xu y col. [1] aportan en su investigación que para mejorar la resistencia a la corrosión de los aceros de tuberías de acero de bajo carbono en agua de mar, es indispensable usar aleaciones resistentes a la corrosión, sin embargo, el método que ellos estudiaron está basado en tubería revestida usando el método de expansión térmica la cual da como resultado una unión mecánica. Dichos autores trabajaron con una tubería de acero API 5LD (X65 + Inconel 625) revestida. El tubo de acero X65 de 219.1 mm de diámetro exterior y 12.7 + 3 mm de espesor con ranura en V, se usó el proceso de soldadura con gas inerte y electrodo de tungsteno (por sus siglas en inglés TIG) con material de aporte ERCrNiMo-3.

El llenado de junta se llevó a cabo con 14 pasadas como se ilustra en la Figura 2.4 y posteriormente analizaron la pasividad en diferentes zonas de la junta, esto para demostrar que este tipo de tuberías tienen un alto nivel de resistencia a la corrosión. En conclusión, la zona más resistente a la corrosión es la ubicada en la pasada de raíz, la Figura 2.5 presenta que en la ZAT de los cordones superiores tiene mayor susceptibilidad a la corrosión.

Estos autores adjudican los resultados de las pruebas de susceptibilidad a la variación de composiciones químicas en cada una de las zonas analizadas para la resistencia a la corrosión entre las pasadas de soldadura. Por otro lado, mencionan que debido a la excelente compatibilidad metalúrgica de los diversos elementos de aleación tales como Cr, Ni y Mo, estos elementos de aleación proporcionan una buena resistencia a la corrosión para el manejo extremo en ambientes corrosivos en el proceso de transporte de petróleo y gas.

Con respecto a la adición de Mo, este elemento mejora la resistencia a la corrosión por picaduras en el Inconel 625. Cabe señalar que este trabajo estuvo destinado a estudiar la susceptibilidad a la corrosión en diferentes zonas de la junta soldada y es importante mencionar que el material de aporte utilizado para la unión fue con un solo electrodo ERCrNiMo-3 de la misma denominación al de la capa del revestimiento.

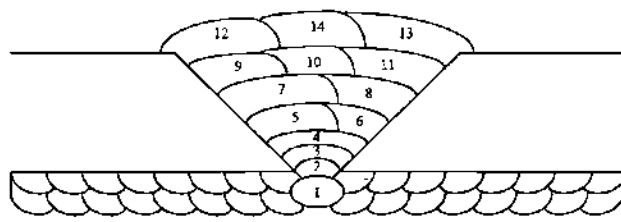


Figura 2.4 Secuencia de pasadas con proceso de soldadura TIG [1].

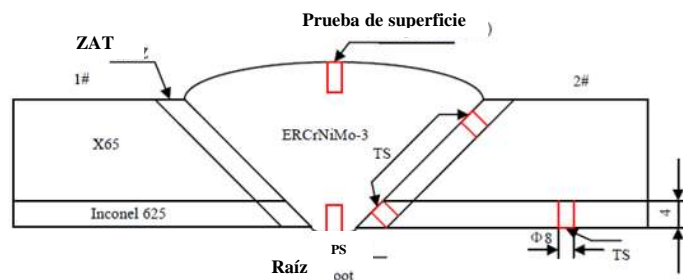


Figura 2.5 Diagrama esquemático del muestreo de diferentes zonas en las uniones soldadas [1].

Por otra parte, Endal y col. [30] seleccionaron para una tubería bimetálica de 9 km como la que se ilustra en la Figura 2.6, el acero de respaldo X60 con revestido en el interior con 316L para la resistencia contra el fluido corrosivo. En la junta usaron electrodos compatibles a cada uno de los materiales colindantes, es decir, un electrodo compatible con el material de revestido y otro para el material base X-60. La dureza fue de 180 - 240 Vickers para la capa revestida, con 220 - 240 Vickers en el área de la raíz de la soldadura.

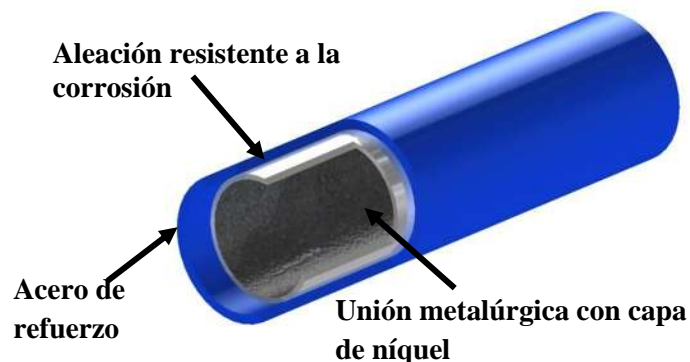


Figura 2.6 Tubería revestida X60 / 316L aleación resistente a la corrosión [30].

Jung y col. [31] realizaron depositación por soldadura de Inconel 625 e Inconel 600 sobre un acero al carbono ASTM A333. La fabricación de muestras se realizó mediante soldadura de arco metálico y gas de protección (GMAW). Dejando un recubrimiento de 4 mm sobre el espesor del material base de 21 mm como se muestra en la Figura 2.7, esto con la finalidad de evaluar la susceptibilidad a la corrosión en ambos materiales depositados. Al evaluar ambas soldaduras de Inconel 600 por microscopía electrónica de barrido se encontraron carburos de niobio, esto debido a la composición química de esta aleación, lo cual hizo un recubrimiento más susceptible a la corrosión general y localizada. Mientras que el Inconel 625 exhibió una clara diferencia con el Inconel 600, a excepción de los óxidos que se formaron con un color brillante en el límite de los subgranos. No presentó corrosión intergranular ni corrosión general, como se muestra en la Figura 2.8 [31].

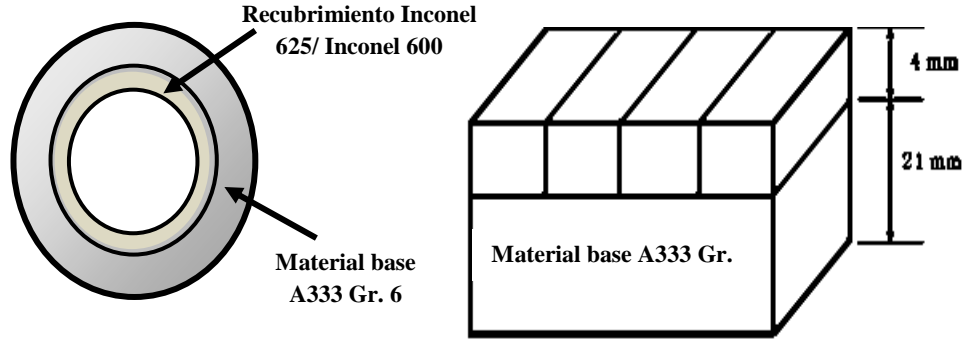


Figura 2.7 Placa X-60 revestida por deposición de soldadura de Inconel 600 y 625 [31].

Sung y col. [32] investigaron aceros para tuberías API X60. Fabricaron acero X60 para tuberías y variaron las composiciones químicas, además de las temperaturas de enfriamiento del acabado. En algunos aceros aumentaron las fracciones de volumen de ferrita bainítica (BF) y las fases secundarias al incrementar el contenido de C y la adición de Cr en lugar de Ni, mientras que en otros aceros elevaron su volumen, las fracciones de ferrita acicular (AF) y (BF) disminuyeron al aumentar C y agregar Ni.

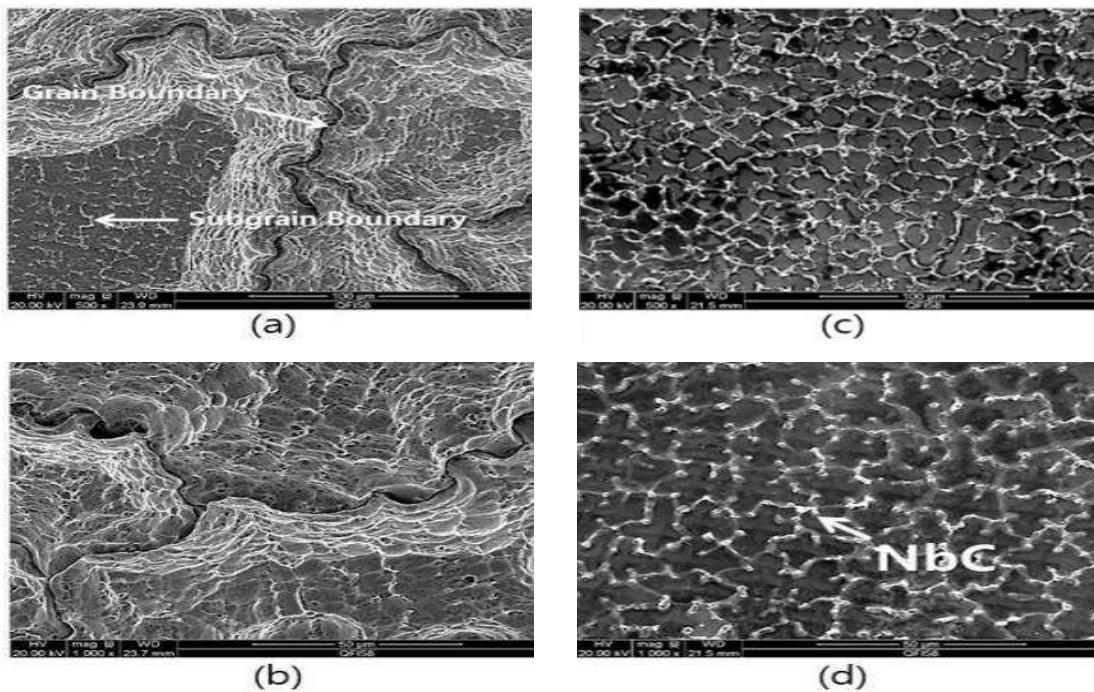


Figura 2.8 Pruebas de corrosión para Inconel 600 (a) y (c) a 1000X, mientras que la (b) y (d) son las imágenes representativas del Inconel 625 [31].

Kejelin [33] menciona como alternativa el uso de materiales resistentes a la corrosión depositados en forma de revestimiento. Para su investigación trabajaron con acero C-Mn y aleación base níquel de la serie 625, utilizando procesos de soldadura GMAW y GTAW. En el proceso GMAW, comenta que este proporciona una alta productividad, con la dificultad para obtener cordones de soldadura con niveles de convexidad aceptables y hace notar que altos niveles de diluciones impuestos por el proceso de soldadura puede reducir la resistencia a la corrosión de la superposición (por la incorporación de hierro del metal base) y se promueve la formación de microestructuras rígidas y frágiles, como la martensita a lo largo de la línea de fusión, llamada zonas parcialmente diluidas (por sus siglas en inglés PDZ). De igual forma muestra los efectos de cada proceso de soldadura, características geométricas, resistencia a la corrosión y formación de PDZ, lo que resulta un método práctico para el revestimiento de acero C-Mn con superaleación a base de níquel con bajo consumo de material y en niveles satisfactorios de dilución y convexidad. Se verificó que la correcta asociación de los parámetros de soldadura por proceso MIG / MAG pulsado con el empleo de la mezcla binaria constituida por aire-5% H₂ como gas de protección, ver Figura 2.9, este proporcionó la fabricación de soldaduras de revestimiento con características geométricas y de resistencia a la corrosión satisfactoria, resultando en niveles de dilución tan bajos como 1-3%, suprimiendo así la formación de las ZPD.

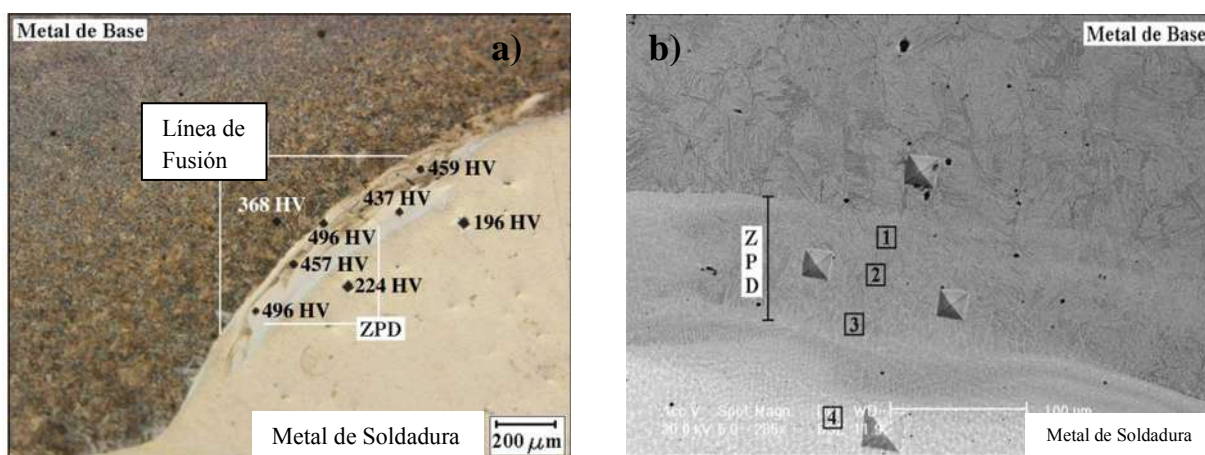


Figura 2.9 a) Micrografía obtenida por microscopía óptica de la interfaz de línea de fusión de una soldadura depositada con 10,3 kJ / cm y sin precalentamiento y **b)** Micrografía obtenida por MEB de la interfaz de la línea de fusión de una soldadura depositada con 11 kJ / cm y sin precalentamiento. 1-4: puntos de microanálisis. Ataque: Nital 2 % [33].

Kejelin [33] estudió tubos en acero ferrítico API 5L X-60 con revestimiento interno en aleación de Inconel 625. En la Figura 2.10 se muestra una metalografía de la línea de fusión entre estos metales, los parámetros usados fueron velocidades de soldadura de 8, 12, 16, 20 y 24 cm / min, corriente seleccionada: 50, 70 y 90 A, electrodos recubiertos Inconel 625 de 2.5 y 3.2 mm de diámetro, no se utilizó precalentamiento. El enfriamiento fue realizado por convección forzada en aire comprimido. Kejelin [34] comenta que la presencia del revestimiento interno requiere soldaduras circunferenciales con metal de adición austenítico, para que las características anticorrosivas sean preservadas. A pesar de la soldadura disímil depositada, en el caso de pruebas dinámicas y tenacidad a la fractura, puede verse fuertemente afectada por la presencia de zonas parcialmente fundidas, de alta dureza, adyacentes a la línea de fusión.

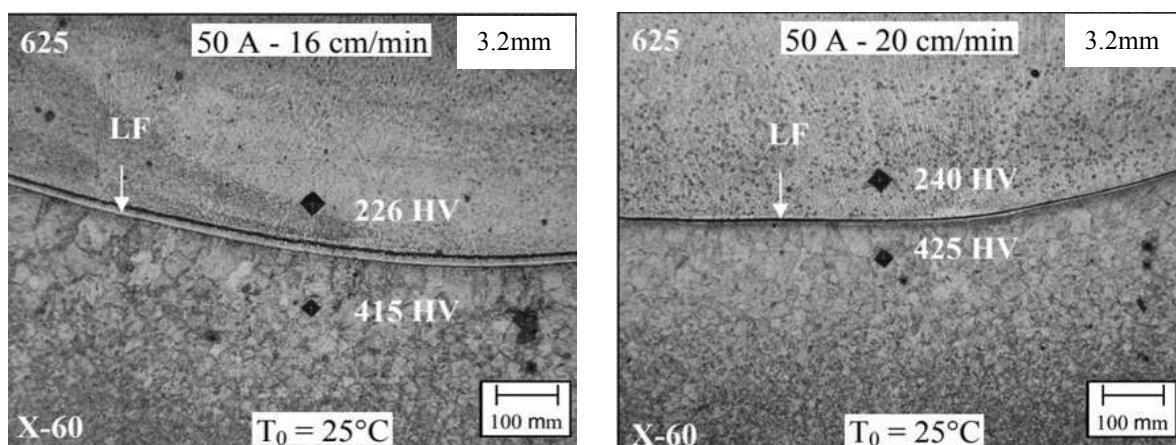


Figura 2.10 Interfaz de la línea de fusión de soldaduras depositadas con corriente de soldadura 50 A ataque: Solución electrolítica (5 g FeCl₂ 2 mL HCl 99 mL etanol) [33].

Kejelin [34] también estudió la influencia de los parámetros de soldadura sobre la formación de ZPD, a partir de ensayos de simple deposición con electrodos AWS E-NiCrMo-3, sobre tubos API 5L X-60 de 20 mm de espesor y observó que la ocurrencia de las ZPD disminuye en la medida en que se reduce la corriente de soldadura, lo que produce el aumento de los valores de dureza en la ZAT. Los ciclos térmicos para las diferentes condiciones de soldadura indicaron que debe haber un tiempo máximo de enfriamiento entre el rango de temperaturas de 800 y 500 °C de aproximadamente 3.5 s, con el fin de evitar la formación de martensita en la región de la ZAT. El precalentamiento del metal base a temperaturas de 100 y 200 °C (beneficioso para la ZAT) y reduce la dureza final de las ZPD, sin embargo, no es una alternativa eficaz para reducir la

formación de ZPD. Los tratamientos térmicos post-soldadura a temperaturas de 540 y 660 °C presentaron efectos bastante perjudiciales como endurecimiento secundario y formación de martensita.

Silva y col. [35] investigaron y caracterizaron el comportamiento metalúrgico del revestimiento a base de Inconel 625. En la Figura 2.11 se muestra la PDZ y la formación de martensita en la interfaz. Los resultados mostraron que la microestructura del metal de soldadura fue constituida por una matriz γ con fases secundarias ricas en Nb. También encontraron la formación de precipitados complejos como carbonitruros de Ti y Nb y la presencia de martensita en forma de listón a lo largo de la línea de fusión. Ellos concluyeron que la ZPD constituye una zona de transición, con un ancho que varía de entre 10 y 20 μm , entre el revestimiento-sustrato y que presenta una variación continua de composición química, desde una composición muy rica en Fe, próxima a la línea de fusión, hasta la composición del volumen del metal de soldadura que corresponde a la composición de las aleaciones base níquel.

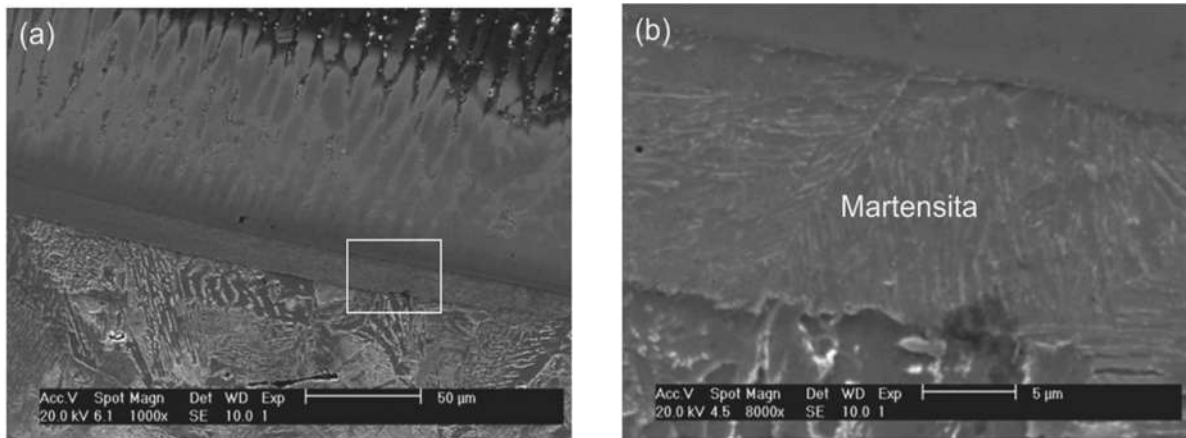


Figura 2.11 a) Zona parcialmente diluida con formación de martensita a lo largo de la interfaz de revestimiento / sustrato. **b)** Detalle ampliado de la Figura 2.11 **a)** [35].

2.7 Electromagnetismo

Debido a la importancia que es entender el comportamiento de los campos magnéticos para este proyecto se citarán algunos conceptos básicos y las ecuaciones correspondientes.

Campo magnético en un solenoide, un solenoide está conformado por espiras de metal conductor por el cual circula corriente generando un campo magnético [36].

Los campos magnéticos son el resultado del flujo de corriente a través de los conductores o dispositivos eléctricos y es directamente proporcional a esa corriente; a mayor corriente mayor campo magnético. La unidad del campo magnético es el Gauss (G) o el Tesla (T).

Serway [37] se define como la fuerza magnética sobre una carga en movimiento. Para definir el campo magnético en un punto, se considera en primer lugar el caso sencillo de una partícula de carga q que se mueve con una velocidad \vec{v} en el seno de un campo magnético \vec{B} . Experimentalmente se observa que:

1. La magnitud de la fuerza magnética \vec{F}_B ejercida sobre la partícula q es proporcional a la magnitud de v y a la magnitud de \vec{B} .
2. La fuerza magnética \vec{F}_B se anula cuando \vec{v} y \vec{B} son paralelos. Sin embargo, cuando \vec{v} forma un ángulo θ con \vec{B} , la dirección de \vec{F}_B es perpendicular al plano formado por \vec{v} y \vec{B} , y la magnitud de \vec{F}_B es proporcional a $\sin \theta$.
3. Cuando el signo de la carga de la partícula pasa de positiva a negativa (o viceversa), la dirección de la fuerza magnética también cambia de signo. De las observaciones anteriores se concluye que la fuerza que experimenta la carga en movimiento viene dada por la siguiente ecuación:

$$\vec{F}_B = q\vec{v} \times \vec{B} \rightarrow |\vec{F}_B| = q \cdot |\vec{v}| \cdot |\vec{B}| \cdot \sin\theta$$

2.7.1 Campo producido por flujo de corriente en un solenoide

La magnetización longitudinal se produce pasando corriente a través de un conductor eléctrico enrollado en espiras múltiples o bobina. El campo producido es paralelo al eje de la bobina. Los conductores eléctricos enrollados, que forman una bobina, son frecuentemente identificados como “solenoides”. Cuando se utiliza una bobina fabricada con un conductor eléctrico, las líneas de fuerza alrededor de cada vuelta del enrollado se combinan, con lo cual se incrementa la densidad de flujo magnético.

La ley de Biot-Savart explica que las corrientes que aparecen debido al movimiento de las cargas son la fuente de los campos magnéticos. Cuando las cargas se mueven en el seno de un cable y producen una corriente I , el campo magnético en cualquier punto P a una distancia r debido a la corriente puede ser calculado sumando las contribuciones, $d\vec{B}$, de diferentes segmentos del cable, $d\vec{S}$, vector de desplazamiento y \hat{r} es el vector unitario direccionado del punto de la corriente al punto P .

Biot-Savat da una expresión para la contribución al campo magnético, $d\vec{B}$, de la fuente de corriente $I \cdot d\vec{S}$.

$$d\vec{B} = \frac{\mu_o}{4\pi} \frac{I d\vec{s} \times \hat{r}}{r^2} \text{ Donde } \mu_o \text{ es una constante llamada permeabilidad de espacio libre}$$

$$\mu_o = 4\pi \cdot 10^{-7} \text{ T} \cdot \text{m/A}$$

2.7.2 Campos magnéticos en el proceso de soldadura

Los campos magnéticos han aportado mejoras como refinamiento microestructural, resistencia a la corrosión, disminución de la microdureza, disminución de la ZAT, y mejora en el aspecto de las juntas soldadas, como fue el caso del estudio de García y col. [38] que investigaron el efecto de la polaridad eléctrica en la soldadura de un acero API Spec X-65, mediante la adaptación del proceso de soldadura MIG a soldadura por electro gas con agitación magnética en un acero API Spec 5L X65 a 400 μT . Usaron campos magnéticos y soldaron con polaridad directa e inversa logrando mejores resultados con polaridad directa. La Figura 2.12 muestra los perfiles de los cordones de soldadura depositados con la polaridad directa y la polaridad inversa, en donde se aprecia una que el perfil del cordón de soldadura obtenido con la polaridad directa es uniforme sin defecto alguno. Por el contrario, el perfil del cordón de soldadura depositado con la polaridad inversa tiene una cavidad en el centro del cordón de soldadura y estas porosidades también se presentaron de forma radial.

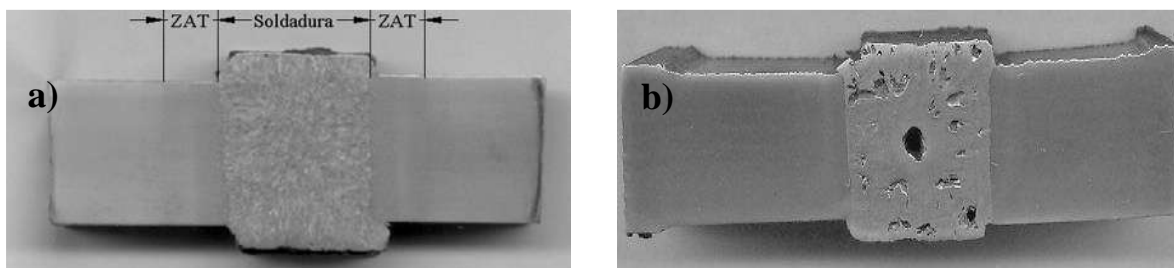


Figura 2.12 Perfiles de los cordones de soldadura depositados con aplicación de campo magnético axial; a) polaridad directa y b) polaridad inversa [24].

Por otra parte García y col. [39] estudiaron en un acero inoxidable dúplex, los efectos de la interacción electromagnética en la pileta líquida y en la ZAT durante la soldadura por el proceso con gas de protección y arco metálico consumible (GMAW). Algunas de las variables de este estudio fueron utilizando una mezcla de 98% Ar + 2% O₂. Las intensidades de campo magnético fueron 0, 3, 6, 9, 12 y 15 mT y compararon con la mezcla de gases recomendada 97%Ar + 3%N₂ sin campo magnético.

Para campos mayores a 12 mT muestran que la sobre monta es insuficiente, por lo cual logran indicar que campos magnéticos superiores a 12 mT producen soldaduras geoméricamente inadecuadas por la alta penetración coincidiendo con lo reportado por Kang y col. [40] a pesar de que se reduce la ZAT se reduce considerablemente. Mientras que para la junta soldada con la mezcla 97% Ar + 3% N₂ los resultados fueron ineficientes.

El resultado de este estudio fue una mejora en un 5% mayor a una soldadura con campo magnético tanto en microestructura y pruebas mecánicas. Obtuvieron microestructuras con un mayor contenido en austenita en la ZAT, por lo que es una forma viable de obtener una buena relación de fases en esta zona de la junta soldada.

Curiel [45] en su investigación afirma que al aplicar un campo magnético de manera perpendicular en la unión de placas de acero inoxidable 304 la trayectoria helicoidal dentro de la unión dio como resultado vestigios del material base, los mejores resultados se obtuvieron al emplear un campo magnético perpendicular al arco, cuando no emplearon campos hubo falta de penetración y fusión lateral.

En las pruebas mecánicas la resistencia del cordón no superó al metal base y en la prueba de microdureza no se obtuvo una mejora; por otra parte, se observó un cambio importante en la resistencia a la corrosión en las muestras influenciadas por el campo magnético.

Martínez [42] realizó experimentación en metalurgia semisólida de aleaciones y compósitos metálicos procesados por agitación electromecánica, logrando un refinamiento en la microestructura. Se menciona que esta técnica provoca un alto flujo convectivo en el material que se procesó, la influencia paralela de los campos magnéticos, inducen corrientes en forma de remolino en el metal fundido cambiando la estructura dendrítica en una nueva generalmente de rosetas.

La tubería que se utiliza en la industria petrolera costa afuera varía en cuanto a los diámetros, sin embargo, en los gaseoductos, poliductos y ductos los diámetros de las tuberías son de grandes dimensiones debido al tipo de trabajo que realizan. Salazar y col. [43] realizaron una investigación acerca de las microestructuras producidas en la soldadura de aceros para tuberías de gran diámetro en donde estudió la ZAT de la soldadura de unión en aceros utilizados en la construcción de poliductos. La soldadura analizada fue manual con electrodo revestido. Los problemas que se presentan debidos a que la soldadura es por varias pasadas son una ZAT muy compleja, con propiedades mecánicas no siempre adecuadas. Esto es debido a la sucesión de ciclos térmicos produciendo problemas tales como crecimiento de grano, formación de fases frágiles cerca de la zona de fusión, inclusiones no metálicas y ablandamiento. En conclusión, mencionan que las fases frágiles y el crecimiento alargado se manifiestan debido a los ciclos térmicos y efectos de composición por lo cual se pretende mejorar estos problemas con el uso de la interacción de un campo magnético lo cual se verá estudiado en el presente trabajo.

Watanabe y col. [44] estudiaron el efecto del campo magnético en la soldadura de un acero inoxidable tipo 301 con deformación y sin deformación plástica con una fase de martensita α' y austenita, se soldaron por puntos bajo un campo magnético de 1, 1.5 hasta 2 T.

Discutieron acerca de la aplicación de un campo magnético que reduce la extensión de la transformación martensítica. Sin embargo, tal resultado entra en conflicto con la observación experimental, ya que la zona creció por el efecto del campo magnético, esto por la fuerza de Lorentz, que, con el campo magnético perpendicular al área del material en estudio, el estado líquido y dispersado incrementa a medida que incrementa el campo y como ya se mencionó al

aplicar el campo de forma paralela no se presentaba ningún tipo de cambio o efecto, este efecto se muestra en la Figura 2.13.

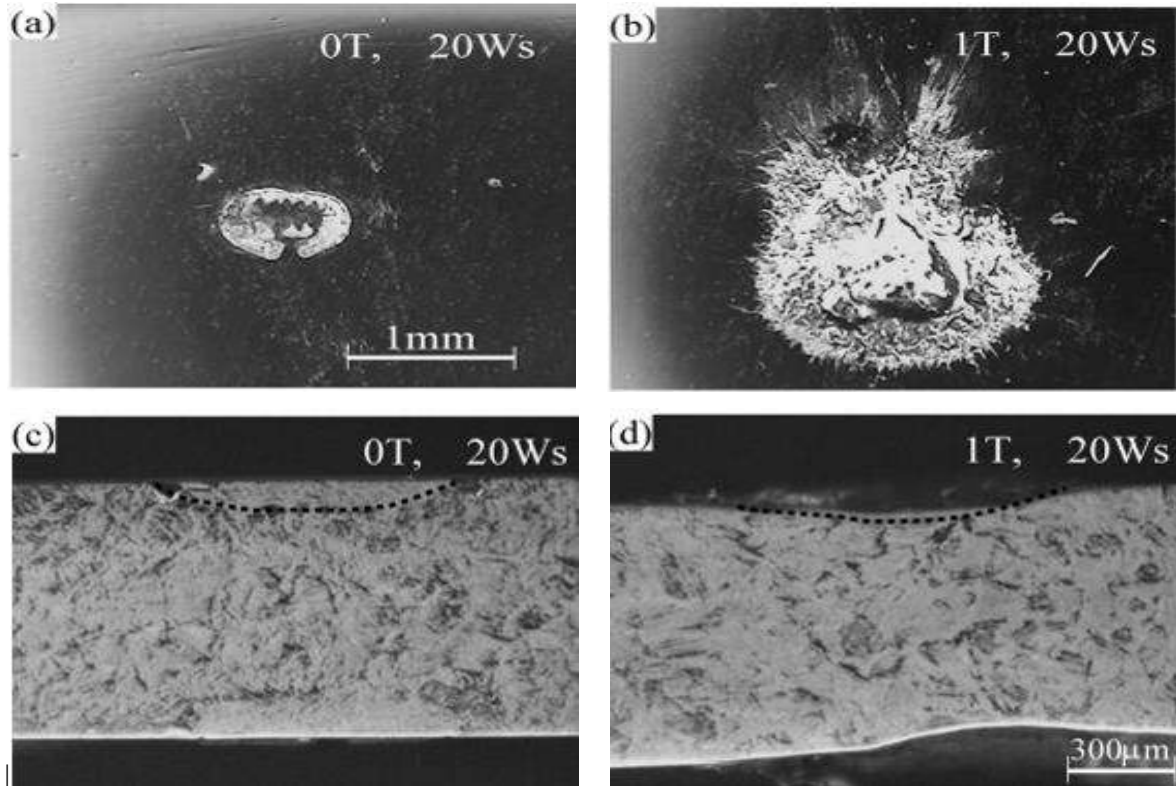


Figura 2.13 Microscopía óptica de la superficie soldada por puntos de las muestras **a)** sin y **b)** con el campo magnético de 1,0 T. Sección transversal de las muestras **(c)** sin y **(d)** con el campo magnético de 1.0 T. Las líneas discontinuas en **c)** y **d)** muestran el área de la ZAT [44].

Las superficies soldadas y los planos de sección transversal se examinaron usando microscopía óptica para campo magnético de 1T se encontró que el área de ZAT se incrementó con el aumento del campo magnético y el calor aportado, se aplicó campo magnético perpendicular a la dirección de soldadura por puntos.

En la soldadura aplicaron campos magnéticos variando la posición del campo de manera paralela y perpendicular ambas posiciones respecto a la dirección de la soldadura, el comportamiento presentó variantes, cuando el campo se encontraba de forma perpendicular la fuerza de Lorentz actuaba sobre la superficie de la placa, caso contrario en la aplicación paralela la fuerza emitida

no era de intensidad relevante su intensidad fue despreciable, porque no generaba ningún cambio significativo durante el proceso.

Curiel y col. [45] estudiaron la aplicación de campos magnéticos en un acero 304 mediante una unión soldada por el proceso GMAW, en la cual variaron las intensidades del campo magnético. La finalidad del trabajo era mejorar la resistencia a la corrosión localizada en la ZAT. La aplicación del campo magnético disminuye el grado de sensibilización durante la soldadura y mejora la resistencia a la corrosión por picaduras en una solución acuosa de NaCl al 3.5%. Concluyendo que los campos magnéticos permiten la redistribución de Cr en el metal base austenítico reduciendo el agotamiento de Cr durante el ciclo térmico de soldadura. Para este estudio, el campo magnético fue inducido de tal manera que el flujo del campo fuera paralelo al electrodo y el parámetro sobre el que se varió la intensidad del campo fue de 0 a 15 mT.

Kang y col. [40] muestran en su trabajo que un campo magnético aplicado externamente a un arco de soldadura causa un desvío del arco debido al fenómeno físico por la fuerza de Lorentz en el plano normal de las líneas de campo. De acuerdo a la siguiente expresión.

$$\vec{F} = q \cdot \vec{V} \times \vec{B}$$

\vec{F} Fuerza de Lorentz, q carga eléctrica, \vec{V} velocidad, \vec{B} campo magnético.

Con el campo magnético se logró una oscilación en el arco mejorando la calidad de la soldadura, ver Figura 2.14, la penetración aumentó ligeramente con el aumento de la frecuencia y la densidad de flujo magnético aplicada en el área de soldadura.



Densidad del flujo magnético (G)	Izquierdo	Centro	Derecho
25			
50			
75			

Figura 2.14 Oscilación en el arco durante la soldadura en densidades de flujo magnético de 25, 50 y 75 gauss [40].

CAPÍTULO 3

Metodología experimental

3.1 Materiales

El acero API Spec 5L X60 es uno de los grados estandarizados y especificados por la norma API Spec 5L para su uso en tuberías en la industria del petróleo, la resistencia de cedencia mínima especificada es de 413.68 MPa. El número de dos dígitos que sigue a la "X" indica la resistencia de cedencia mínima (6894MPa) de la tubería producida para este grado [46], tiene buena soldabilidad y un costo bajo, otra de sus características es su limitada capacidad para ser tratado térmicamente, su bajo contenido de carbono no permite el temple [47]. Debido a las características y propiedades mencionadas se utilizó como material de base el acero API 5L X-60, la composición química nominal de este material se lista en la Tabla 3.1. Las placas se obtuvieron de una tubería de 914 mm de diámetro con un espesor de 16 mm.

Como material de aporte se utilizó el electrodo de acero inoxidable ER316L-Si de 1.2 mm de diámetro, su composición química se presenta en la Tabla 3.1 en la cual se observa alto contenido de Cr y Ni. El revestimiento se llevó a cabo por el método de depositación de soldadura (overlay) con el proceso GMAW (soldadura con protección de gas y arco metálico con electrodo consumible). Los parámetros para llevar a cabo el depósito de soldadura para obtener las placas revestidas se enlistan en las Tablas 3.2 y 3.3.

Para la unión se utilizó un electrodo de bajo carbono con la denominación ER70s-6 con un diámetro de 1.6 mm y una composición química similar a la del material base presentada en la Tabla 3.1.

Tabla 3.1 Composición química del acero API 5L X60 y los electrodos ER 316L y ER70s-6 (% en peso).

Material	C	Mn	Ni	Cr	Nb	Cu	Si	S	P	V	Mo
API SPEC. 5L X-60	0.08	1.15	0.30	0.01	0.004	0.03	0.26	0.01	0.01	0.06	0.01
ER-316L-Si	0.02	---	11.8	18.9	---	0.23	0.81	0.01	0.02	---	2.2
ER-70s-6	0.06	1.6	0.15	0.15	---	0.50	0.97	0.04	0.03	0.03	0.15

Tabla 3.2 Parámetros utilizados para depósitos de soldadura analizados.

Parámetro	Sin Campo (S/C)	Con Campo (C/C)
Clasificación de la Placa	S/C (4 Placas)	C/C (4 Placas)
Voltaje (V)	20, 22.5, 25 y 27.5	22.5
Corriente (A)	268, 271, 269 y 270	273
Calor aportado (kJ/mm)	1.125, 1.252, 1.422 y 1.679	1.422
Gas utilizado	98% Ar + 2% O ₂	98% Ar + 2% O ₂
Polaridad	Invertida	Invertida
Velocidad de avance (mm/s)	3.6	3.6
Velocidad de alimentación (mm/s)	120	120
Flujo de gas (L/s)	0.2359	0.2359
Intensidad del campo (mT)	Sin Campo	3, 4.5, 6 y 7.5
Dimensión de la placa (mm)	150 x 150	150 x 150
Inclinación de la torcha	90	90
Diámetro electrodo (mm)	1.2	1.2
Distancia de trabajo (mm)	10	10

3.2 Procedimiento de soldadura para revestimiento

Como proceso de soldadura se empleó GMAW debido a que es un proceso de fácil operación y se pueden soldar espesores grandes con menor cantidad de pasadas.

Se llevó a cabo un depósito de cordón de soldadura del electrodo ER316L-Si sobre placas de acero C-Mn API Spec 5L X-60, en total se obtuvieron 8 placas de 150 mm x 150 mm con un espesor de 16.32 mm (5/8 in) quedando como se muestra en la Figura 3.1. Se utilizó como gas de protección 98% Ar + 2 % O₂ se seleccionó esta mezcla de gas ya que es el recomendado tanto para soldar el acero de respaldo, como los 2 electrodos a utilizar para la soldadura, ya que al

contener O_2 este proporciona estabilidad del arco, aumenta la penetración y mejora la ionización del gas para generar el plasma en el arco eléctrico.

Se hicieron pruebas variando los voltajes en 4 placas en la primera etapa, y en la segunda otras 4 placas se usaron campos magnéticos cambiando la intensidad del campo electromagnético. Se realizó una comparativa entre estos depósitos con la finalidad de elegir las condiciones con las mejores características geométricas y microestructurales además de definir un calor de aporte que brinde una mejor zona de fusión y tratando de evitar una ZAT de gran área. Las diferentes muestras se analizaron detalladamente y se eligió la que presentó una menor ZAT, penetración y geometría adecuada en el cordón de soldadura. Los cordones de soldadura fueron depositados en el sentido de laminación de la tubería.

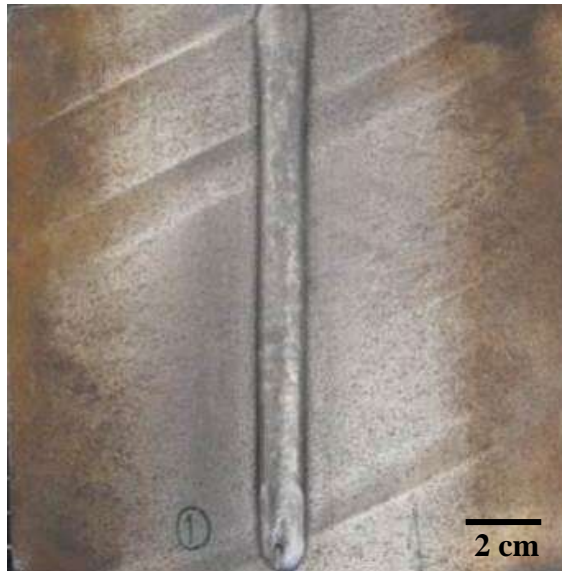
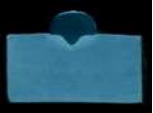
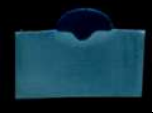








Figura 3.1 Vista superior de placa de acero X60 con depósito de soldadura 316L.

De las 8 placas preparadas se dividieron en dos grupos, a 4 piezas se les aplicaron depósitos de electrodo de acero inoxidable ER316L, variando los voltajes desde 20 V hasta 27.5 V. Este experimento se repitió con otras 4 placas a estas últimas se le aplicó un campo magnético perpendicular al arco de la soldadura, las intensidades del campo fueron de 3mT, 4.5 mT, 6 mT y 7.5 mT posterior a esto se realizaron cortes transversales de cada placa para estudiar la afectación

que tuvo el incremento del voltaje y variación de la intensidad de los campos magnéticos de acuerdo a los parámetros listados en las Tablas 3.1 y 3.2.

Tabla 3.3 Parámetros para análisis de depósitos de acero inoxidable ER316L-Si sobre acero C-Mn API 5L X-60.

Voltaje (V)	Amperaje (A)	Magnitud de campo (mT)	Intensidad de corriente (A)	Sección transversal del depósito.
20	240	0	0	
22.5	270	0	0	
25	310	0	0	
27.5	310	0	0	
22.5	280	3	600	
22.5	310	4.5	750	
22.5	295	6	800	
22.5	300	7.5	900	

Los campos magnéticos se indujeron en forma perpendicular al arco mediante el uso de una fuente de poder de amperaje variable, para el caso de la soldadura por sobreposición las bobinas fueron puestas de tal manera que el flujo de los campos divergiera en sentido encontrado como se presenta en la Figura 3.2. El flujo magnético fue medido con un Gaussímetro el cual para medir tiene una laminilla delgada de un material semiconductor en el cual inciden perpendicularmente

las líneas de flujo magnético y mediante un dispositivo electrónico traduce esta señal indicando la intensidad del campo. Para esta etapa se trabajó con un calor de aporte de 1.252 kJ/mm.

El campo magnético fue inducido mediante un arreglo de bobinas de diámetro interno de 180 mm, hechas de cobre con diámetro de cable de 25.4 mm, colocando 2 espiras del lado donde se inició el depósito y al final 3 espiras como se muestra en la Figura 3.2. Una distancia de separación de 50 cm entre bobinas, y colocando la placa a la mitad de la distancia de separación. Las puntas del cable alimentador de los solenoides la corriente de entrada se alimentó con media onda (por sus siglas en inglés H.W.) con valor positivo (+) y en la corriente de salida recibida por el alimentador que hace tierra (del inglés COMMON). El campo permaneció activo 60 segundos posteriores al término del depósito del cordón. El sentido en que se hicieron las vueltas de las bobinas fue en sentido horario, el flujo de corriente fue en la misma dirección en ambas bobinas yendo de la bobina de entrada a la de salida.

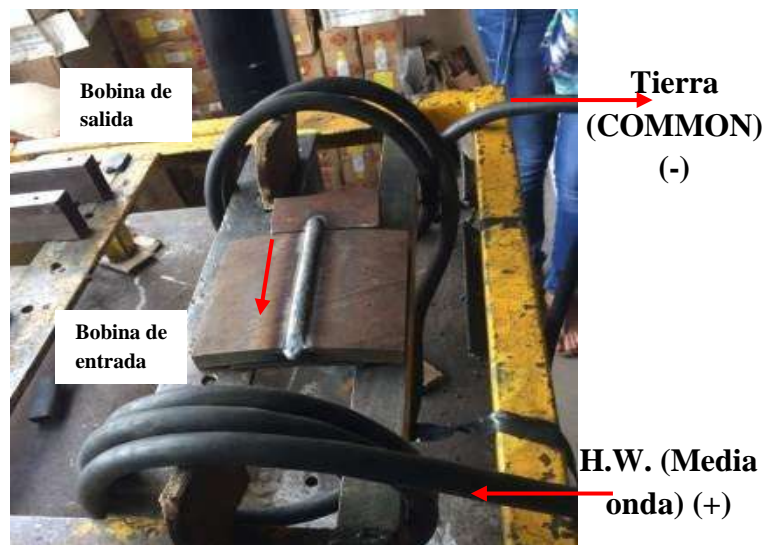


Figura 3.2 Arreglo de bobinas de cobre del solenoide para inducir el campo magnético durante la soldadura por sobreposición.

3.3 Revestimiento de acero inoxidable 316L sobre placas de acero API Spec 5L X60 con el método de depositación de soldadura

Se realizaron variaciones en los parámetros tales como voltaje e intensidad de campos magnéticos para determinar las mejores condiciones con las que se llevaría a cabo el revestimiento con depósitos

de soldadura. En la Tabla 3.4 se presentan los valores que se utilizaron para el recubrimiento de aleación resistente a la corrosión, sobre el acero API Spec 5L X60.

Para llevar a cabo la preparación de las placas bimetálicas se prepararon placas de 25cm x 17 cm, se removió la capa de óxido y se procedió a depositar cordones de soldadura empezando por un cordón en el centro de la placa como se muestra en la Figura 3.3 a). Posteriormente, se depositaron cordones alternando en los lados de izquierda y derecha sin cambiar el sentido del avance de la torcha, para tener una distribución térmica “uniforme” y minimizar distorsión en la placa base. La temperatura entre pasadas se manejó entre 80 y 100 °C esto se hizo hasta llenar progresivamente toda el área de la placa como se presenta en las imágenes de la Figura 3.3.

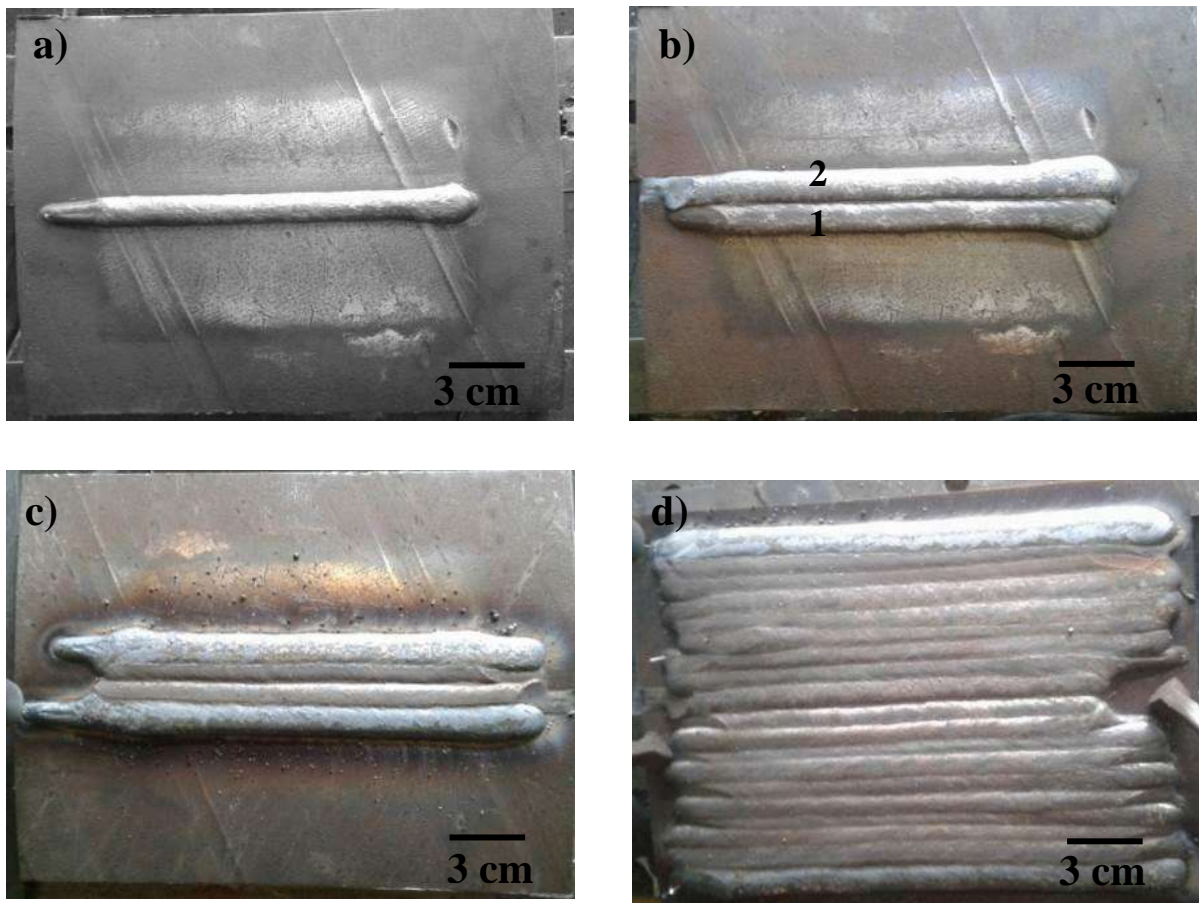


Figura 3.3 Macrografías de secuencia de llenado de depósitos de cordones de acero inoxidable 316L sobre placa de acero C-Mn API Spec., 5L X-60.

Tabla 3.4 Parámetros utilizados para aplicar revestimiento de acero inoxidable 316L por medio de deposición de cordones de soldadura.

Voltajes (V)	Corriente (A)	Calor aportado (kJ/mm)	Gas utilizado	Velocidad de avance (mm/s)	Velocidad de alimentación (mm/s)	Distancia de trabajo (mm)	Flujo de gas (L/s)	Intensidad del campo (mT)
22.5	267	1.252	98% Ar + 2% O ₂	3.6	120	10	0.2359	4.5

Una vez terminados los depósitos se procedió a cortar en 2 secciones las cuales se rectificaron con la finalidad de dejar un acabado liso como se presenta en la Figura 3.4 b). Se tuvo el cuidado de dejar un espesor de recubrimiento lo más cercano posible a los 3 mm.

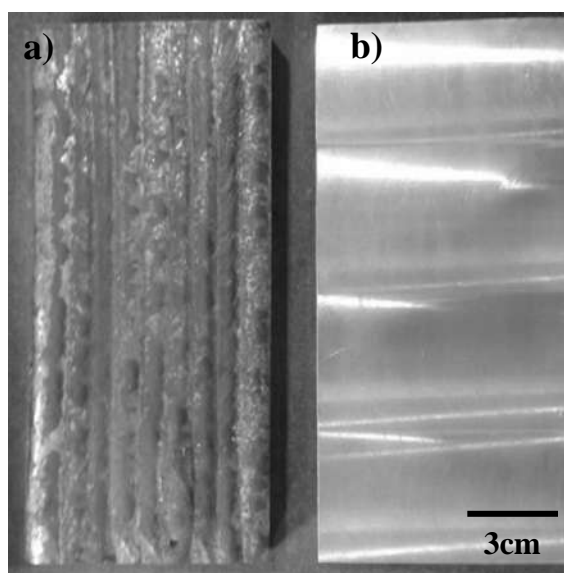


Figura 3.4 a) Placa con depósito de cordones y **b)** Sección de placa con caras rectificadas y acabado liso.

3.4 Caracterización metalográfica

Se llevó a cabo la metalografía del material base API Spec 5L X-60 revisando el sentido longitudinal, transversal y cara superior del material. El proceso de preparación fue el mismo para las probetas con depósito de soldadura. Una vez realizados los depósitos se seleccionaron 3 probetas por placa como se muestra en la Figura 3.5; una de inicio, parte media y parte final de

cada placa para realizar el análisis metalográfico, esto con la finalidad de ver la microestructura de los materiales, la zona de interface, para medir las dimensiones geométricas del cordón de soldadura como se muestra en la Figura 3.6 el área de la ZAT y analizar la dilución entre ambos aceros.

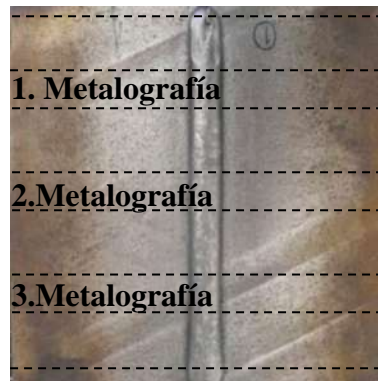


Figura 3.5 Zonas de donde se tomaron las probetas para metalografía de los cordones depositados.

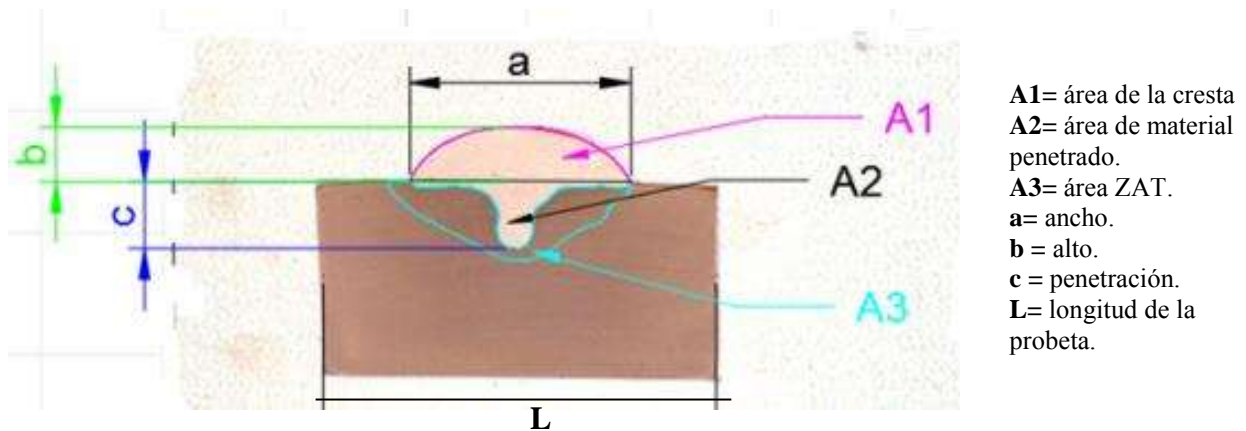


Figura 3.6 Medición de la geometría y áreas del cordón.

Para la revisión metalográfica se caracterizaron 24 probetas, 3 por cada placa de 3.5 cm de largo de cara por 1.5 cm como grosor de la probeta. El desbaste fue en húmedo de forma manual utilizando lijas de carburo de silicio a partir del grado 400, 600, 800, 1000, 1200, 1500, 2000 cambiando el sentido de desbaste 90° dejando la superficie de la cara a analizar plana. Una vez terminado el desbaste se procedió a pulir cada una de las probetas en pulidoras de disco de velocidad variable, utilizando un disco y paño para cada grado de pasta de diamante empleada

para el pulido. Los grados de las pastas fueron de 6 μm , 3 μm y 1 μm hasta lograr un acabado espejo y sin percepción de rayas como se ilustra en las imágenes de la Figura 3.7.

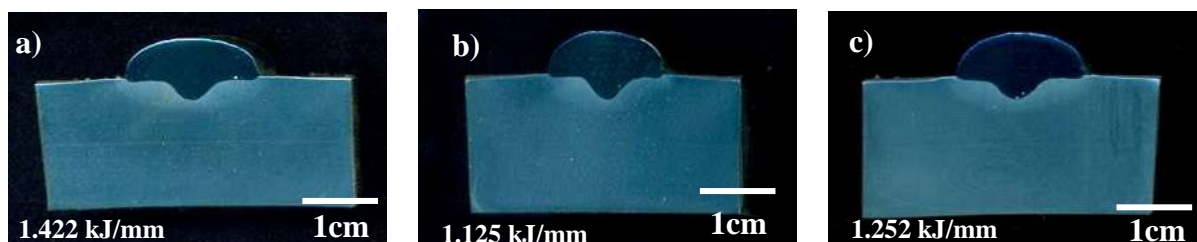


Figura 3.7 Secciones transversales posterior al ataque químico.

Posterior al pulido y previo al ataque, la limpieza final de las probetas se realizó en una tina ultrasónica por un tiempo de 5 minutos, con alcohol en los contenedores de las probetas, esto con la finalidad de retirar partículas y residuos, para lograr mayor limpieza.

Con la finalidad de revelar la microestructura y las diferentes fases presentes se realizó ataque químico. Para el ataque químico del material base API Spec 5L X-60 y la ZAT se utilizó Nital al 2% (98% alcohol y 2% ácido nítrico) el método fue por inmersión por un tiempo de 4 segundos, las muestras fueron enjuagadas con agua y secadas con aire inmediatamente.

Para el ataque del cordón de acero inoxidable 316L se utilizó una solución con 2 g cloruro de cobre, 40 mL de ácido clorhídrico, 60 mL de etanol. El método de ataque fue por goteo durante un tiempo de 10 segundos, se enjuago la muestra con agua y posteriormente con alcohol previo al secado.

3.5 Caracterización microestructural mediante microscopía óptica

Una vez atacadas las muestras se llevó a cabo la caracterización por medio de microscopía óptica para revisar de forma detallada las características microestructurales de las muestras, evaluando desde su geometría, zonas afectadas térmicamente, línea de fusión y zonas de refinamiento. Se tomaron micrografías en el perímetro del área penetrada de cada uno de los depósitos, las zonas afectadas por el calor, zonas de refinamiento, interfaz y cada una de las fases presentes en los materiales, utilizando los distintos aumentos desde 50X hasta 1000X.

3.6 Inspección del revestimiento por ultrasonido

Se realizó una inspección por medio de ultrasonido con la técnica de pulso-eco a las placas con revestimiento para lo cual se requiere una superficie lisa, para una mejor respuesta al escaneo por atenuación como se muestra en el arreglo experimental de la Figura 3.8. Se utilizó un transductor focal de 10 MHz con un diámetro de 25.4 mm, mismo que se utilizó para la inspección de la unión soldada. La distancia de trabajo del transductor a la pieza fue de 30 mm, se trabajó con un voltaje de 250 V y una ganancia de 5 dB, con escala 1:1, a una velocidad de escaneo de 0.5 mm/s. Se trabajó con 3 puertas en la 1 y 2 con difracción superficial y en la puerta 3 con interfase, la finalidad de este ensayo no destructivo fue detectar defectos en el interior del revestimiento de acero inoxidable.

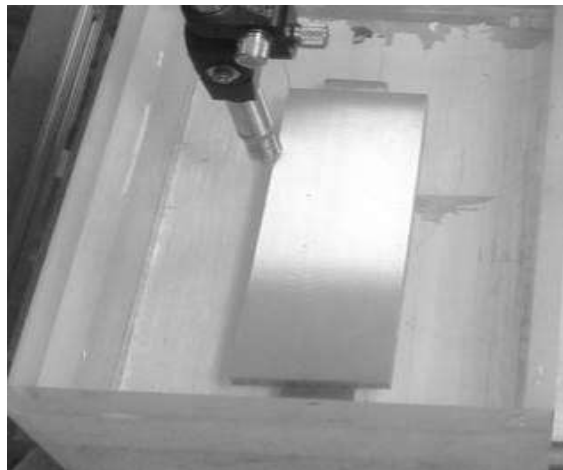


Figura 3.8 Arreglo experimental de la inspección por ultrasonido por inmersión de las placas revestidas.

3.7 Preparación de la junta y proceso de soldadura empleado para unión de placas bimetálicas

La Figura 3.9 representa la preparación de la junta a unir, para lo cual se realizó un biselado a 30° con un talón de raíz de 1 mm basado en la norma ISO 9692-4 para espesores menores de 18 mm.

La soldadura se llevó a cabo con 4 pasadas, empezando con una pasada de raíz con el electrodo ER316L y las 3 subsecuentes con el electrodo ER70s-6. En la Figura 3.10 se puede observar que

el arreglo de bobinas consta de 3 espiras de entrada y 2 de salida mismo que se utilizó para la elaboración del revestimiento, las placas a unir se colocaron a mitad de las dos bobinas y el campo se mantuvo activo durante 1 minuto al final de cada pasada.

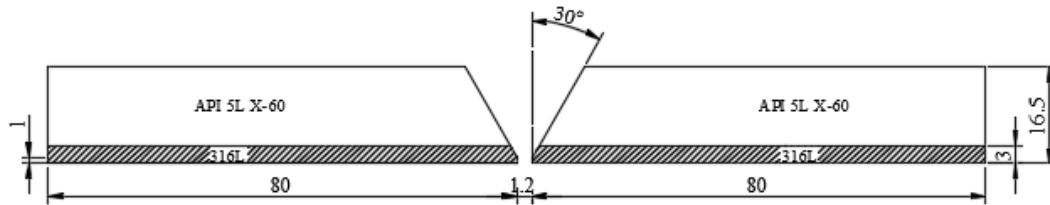


Figura 3.9 Medidas de acuerdo con la norma ISO 9692 para la preparación de junta de placas bimetálicas.



Figura 3.10 Montaje de las placas con bobinas al inicio y fin para depositar el cordón de raíz.

Una vez preparadas las secciones a unir por el proceso de soldadura GMAW, se realizaron varias pruebas para concretar los parámetros más favorables para este tipo de juntas, el gas que se utilizó fue 98% Ar - 2% O₂, polaridad invertida, con una intensidad de campo de 3.5 mT y un ángulo de la torcha a 90° el resto de los valores se presentan en la Tabla 3.5, la velocidad de alimentación del electrodo se mantuvo en 70 mm/s.

Tabla 3.5 Parámetros con los que se realizaron las juntas soldadas de las placas revestidas.

Número de pasada	Electrodo	Voltaje (V)	Corriente (A)	Velocidad de avance (mm/s)	Velocidad de alimentación (mm/s)	Diámetro electrodo (mm)	Temperatura de interpasadas (°C)
Pasada de raíz	ER316L	22.5	335	3.6	70	1.2	24
Segunda pasada	ER70s-6	21	338	3.6	70	1.6	40
Tercera pasada	ER70s-6	21	335	3.6	70	1.6	80
Cuarta Pasada	ER70s-6	21	328	4.2	70	1.6	106

Terminada la junta y con la placa a temperatura ambiente se realizó el seccionamiento y corte de las placas soldadas para obtener las probetas como se indica en la Figura 3.11. Esto para llevar a cabo las diferentes caracterizaciones; se realizaron ensayos de tensión, flexión, ultrasonido, metalografía y microdureza, con respeto a lo indicado en las normas ASTM. Cada una de estas pruebas se llevaron a cabo con la finalidad de relacionar lo micro estructuralmente encontrado con la repuesta ante los diferentes ensayos mecánicos. Los cortes se realizaron con cinta sierra, la Figura 3.12 muestra las dimensiones del ancho de cada corte al igual que la posición de la cual fueron tomadas cada una de las probetas a estudiar.

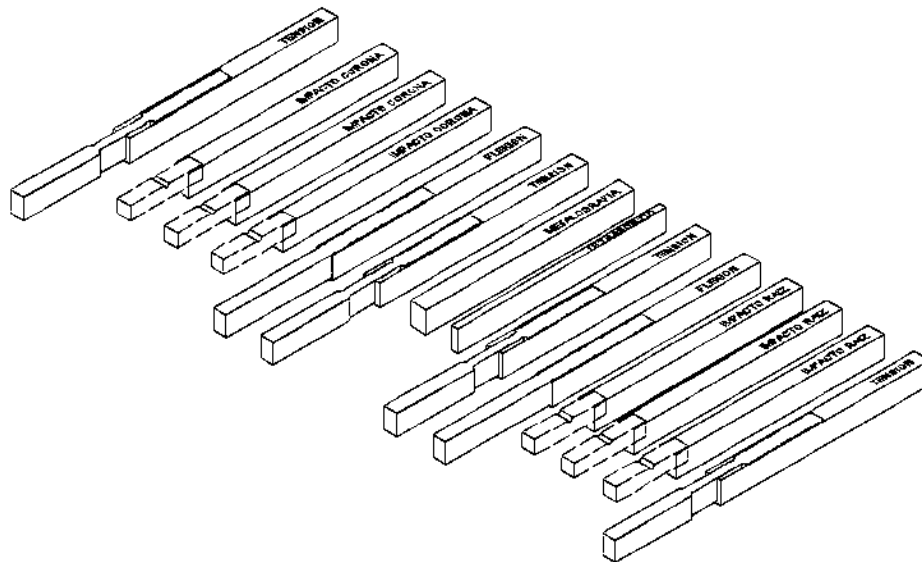


Figura 3.11 Distribución de las probetas a lo largo de las placas soldadas en vista isométrica.

	10
TENSION	4 ESP @ 12
IMPACTO	
IMPACTO	
IMPACTO	
FLEXION	13.5
TENSION	12
METALOGRAFIA	11
ULTRASONIDO	5
TENSION	12
FLEXION	13.5
IMPACTO	4 ESP @ 12
IMPACTO	
IMPACTO	
TENSION	
	10

Figura 3.12 Líneas de corte para seccionamiento de probetas, indica el ancho en mm para cada sección.

3.8 Medición de microdureza Vickers

Para las mediciones de microdureza Vickers (HV), se usaron las probetas caracterizadas microestructuralmente. Esta prueba se realizó tanto en el material base (MB) como en las probetas con recubrimientos en sus diferentes variables y en juntas soldadas. Las mediciones se realizaron aplicando una carga de 100 g durante 15 s, de acuerdo con la norma ASTM E384. Para el material base se realizaron 3 barridos horizontales con 10 mediciones cada uno y uno vertical. Las improntas se realizaron cada 200 μm para cada una de las caras; sentido longitudinal a la laminación, transversal o perpendicular a la laminación y la cara superficial.

Para las probetas con los depósitos de soldadura se realizó un barrido vertical en la parte media de la probeta a partir de la interfase 5 mediciones hacia arriba y 10 hacia abajo. Los barridos fueron de 15 indentaciones a cada 200 μm , como se presenta en la Figura 3.13.

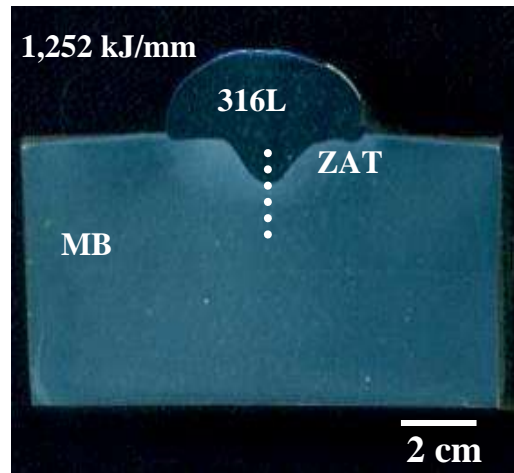


Figura 3.13 Macrografía que presenta la línea en la que se realizó el barrido de las mediciones de microdureza.

La Figura 3.14 muestra la sección de la junta soldada, para la cual se realizaron 3 barridos en forma transversal a la soldadura, a una separación de 250 μm , y en el área cercana a la interfase las mediciones fueron cada 100 μm .

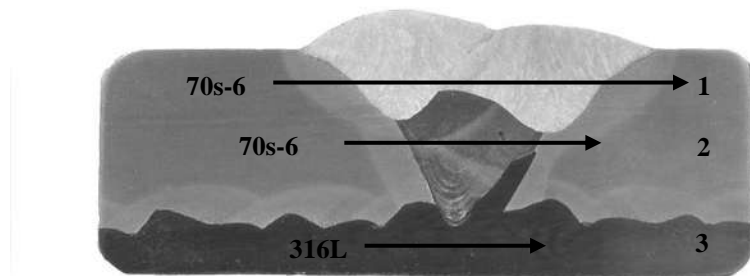


Figura 3.14 Orden y sentido de líneas de medición de microdureza para la junta soldada, línea 1 y 2 indica cordones depositados con electrodo ER70s-6 y línea 3 sobre el revestimiento de acero inoxidable 316L.

3.9 Prueba de tenacidad al impacto

La evaluación de la tenacidad a la fractura se llevó a cabo mediante ensayos de impacto Charpy en probetas rectangulares de las juntas soldadas de acuerdo a lo establecido en la norma ASTM E23 utilizando las sub-dimensiones de viga simple Tipo A para especímenes planos de 5 mm de espesor.

Las probetas fueron preparadas con las dimensiones especificadas en la norma ASTM E23 Figura 3.15 a). Se ensayaron 3 probetas con la muesca en cara o corona y tres probetas con la muesca en la pasada de raíz, como se ilustra en la Figura 3.15 b). Las probetas fueron ensayadas a una temperatura de 0° C basado en la norma API Spec 5L. La temperatura para el ensayo se alcanzó al sumergir las probetas de manera individual en nitrógeno líquido durante 25 segundos, la temperatura fue monitoreada con un medidor de temperatura infrarrojo. Se realizó la prueba en una máquina con péndulo Charpy con una capacidad de 358 J.

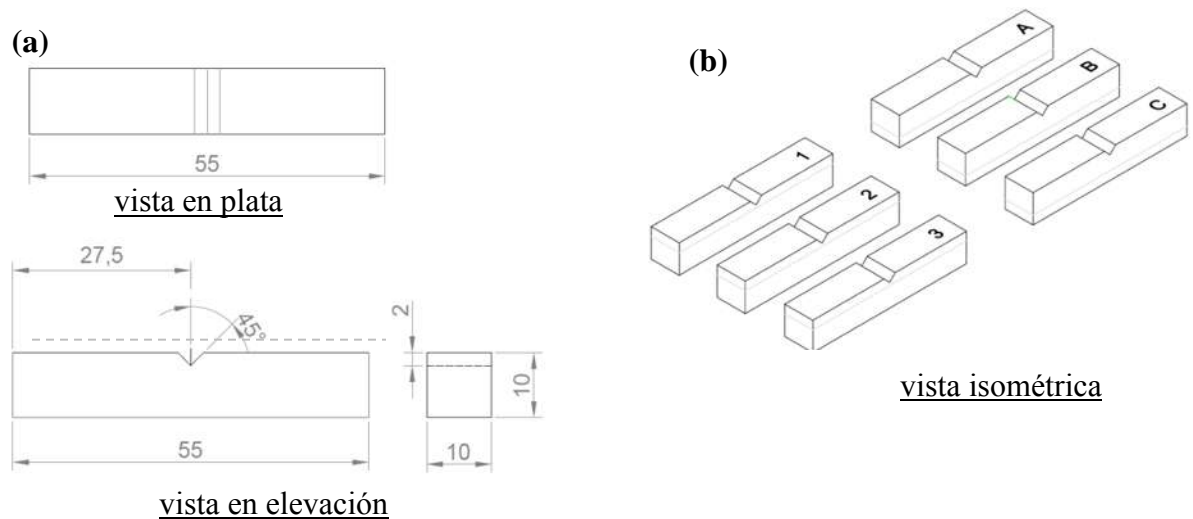


Figura 3.15 a) Dimensiones en milímetros de las probetas ensayadas bajo la norma ASTM E23, **b)** Probetas de impacto 1,2 y 3 cara y A, B, y C de raíz.

3.10 Ensayo de tensión

Dentro de los ensayos mecánicos también se realizaron pruebas de tensión en probetas de configuración rectangular, Figura 3.16, bajo lo establecido en la norma ASTM E8/E8M. Todas las pruebas se realizaron en una maquina universal Zwick/Roell Z100 con una capacidad de 100 kN. La velocidad de avance del cabezal fue de 0.016 mm/s. La medición de la deformación en las probetas durante el ensayo se realizó con un extensómetro.

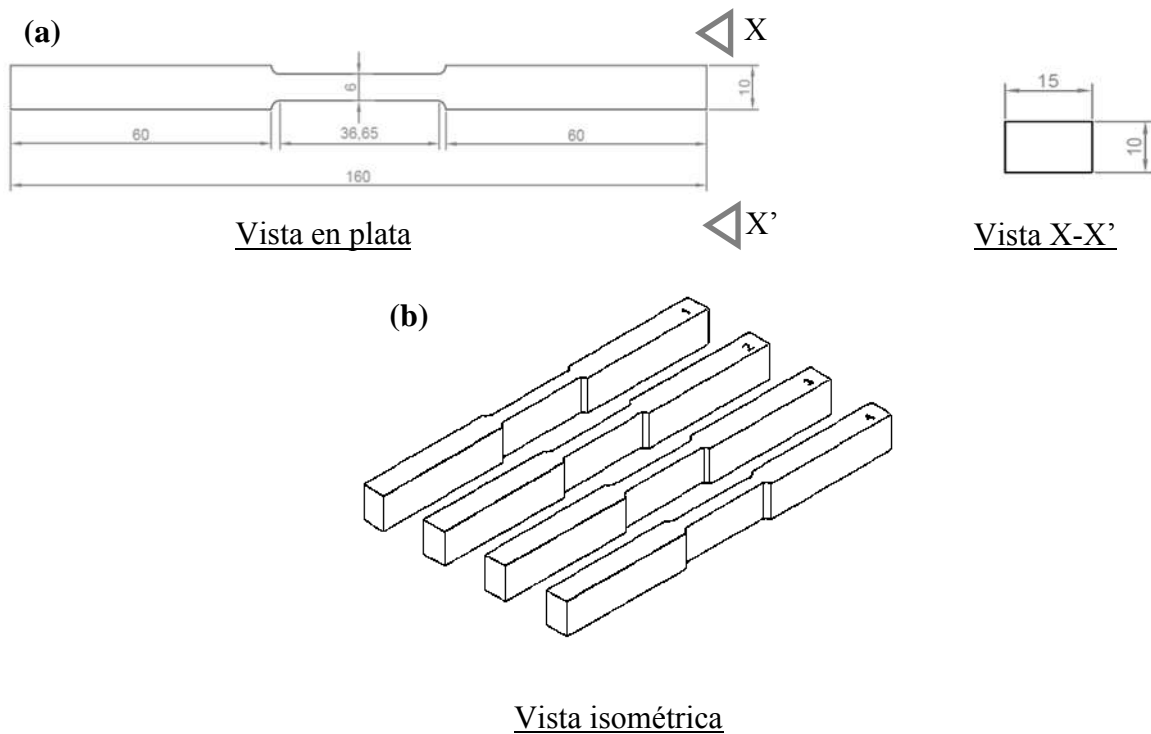


Figura 3.16 a) Dimensiones en milímetros de las probetas para ensayo de tensión de acuerdo con la norma ASTM E8/E8M y (b) imagen de probetas

3.11 Ensayos de doblez

La prueba de doblez guiado consiste en aplicar a una probeta una fuerza constante, doblándose en forma de U en el centro de la soldadura como se ilustra en la Figura 3.17 a). La superficie convexa de la curvatura se examina en busca de grietas u otros defectos. Se utiliza para evaluar la calidad de la soldadura (ductilidad y sanidad) de un material, como evidencia de su capacidad para resistir el agrietamiento durante el doblez. Se cortaron probetas con un ancho de 2.54 cm para lo cual se dejaron las caras laterales paralelas esto con la finalidad de tener una probeta de forma regular y geometría proporcional en todas sus áreas tal como se presenta en la Figura 3.17 b). Este ensayo se realizó tanto para las probetas con depósitos de cordones, ver la Figura 3.17 c), de la misma forma se prepararon 2 probetas de doblez para la junta soldada. La Figura 3.18 muestra las dimensiones. Este ensayo está basado en la norma ASTM E290 y se llevó a cabo con una máquina universal hidráulica con dinamómetro WE 1000.

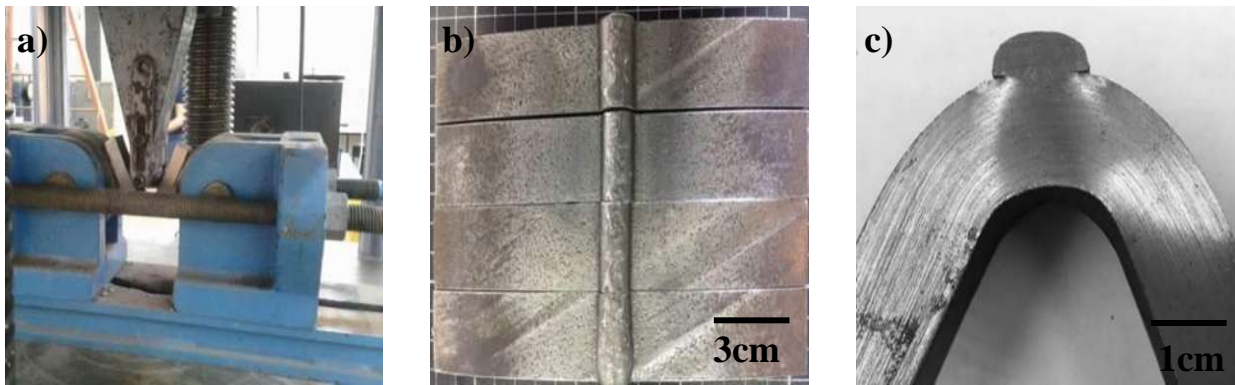


Figura 3.17 a) Probeta en ensayo de doblez guiado, b) probetas para ensayo de flexión y c) probeta ensayada a flexión.

CAPÍTULO 4

Resultados y Discusión

4.1 Caracterización del material base

En la Figura 4.1 se muestran las metalografías por microscopía óptica del material base en su forma de fabricación. En las imágenes de la Figura 4.1 a) y b) se observa el material visto en su cara superior, mientras que en la 4.1 c) se presenta una vista en la dirección de laminación del material y en la 4.1 d) corresponde a la cara en sección transversal. En estas metalografías se puede apreciar la presencia de las fases perlita (zonas más oscuras) y ferrita (zonas claras) en mayor cantidad siendo estas fases las que conforman este tipo de aceros. Estas fases son características de este tipo de aceros debido a los componentes aleantes que la conforman, principalmente su alto contenido de manganeso y carbono.

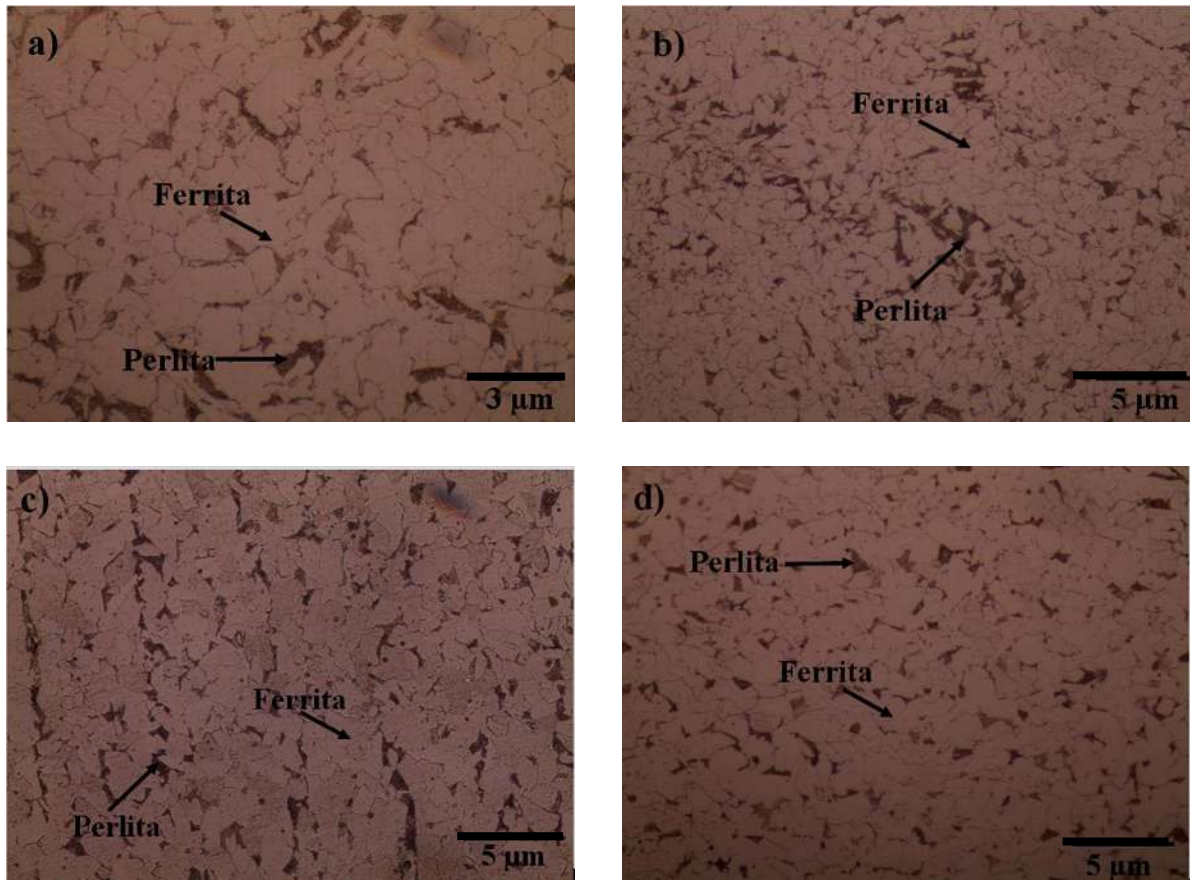


Figura 4.1 Microestructura característica del acero C-Mn API Spec 5L X-60, a) y b) vista superior, c) sentido de laminación y d) dirección de laminación.

Se tomaron los valores de microdureza Vickers en la cara superficial, en el sentido de laminación y en el sentido transversal a la laminación con la finalidad de tener los valores promedio de cada

cara del material base. En las gráficas de la Figura 4.2 a) se muestra el comportamiento que tuvo en la cara superficial, en la cual la dureza se encuentra entre valores de 200 HV a 225 HV. En la cara transversal al sentido de laminación los valores medidos estuvieron en el rango de 180 HV a 200 HV como se muestra de la Figura 4.2 b), presentando valores menores a los de la cara superficial. En la Figura 4.2 c) se muestran los resultados de la medición en la cara en el sentido de laminación en esta se observan valores en el rango de 170 HV a 185 HV siendo esta la cara que presentó menor valor.

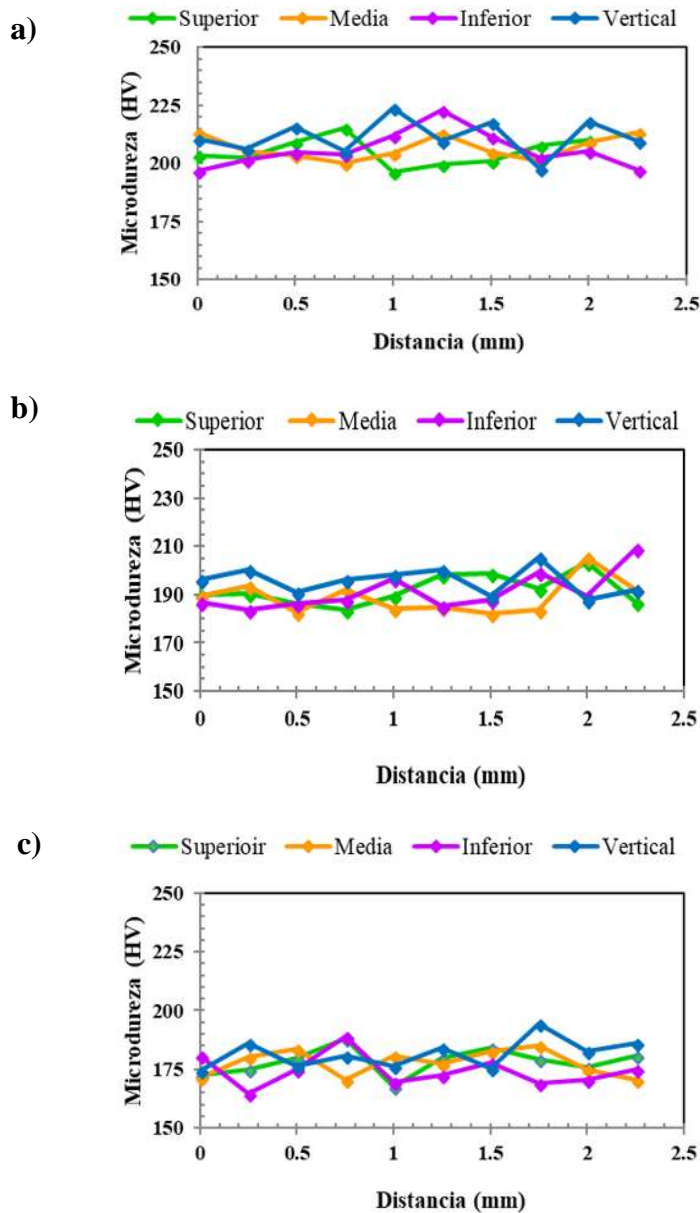


Figura 4.2 a) Valores de dureza medida en la cara superficial de la probeta del MB, **b)** mediciones en el sentido transversal y **c)** valores de dureza en el sentido de laminación.

4.2 Selección de parámetros para aplicación de revestimiento por soldadura con y sin aplicación de campos

La selección para estos parámetros se dividió en 2 partes, en la primera parte se evaluaron 4 voltajes diferentes y se consideró el que podría brindar mejor geometría, dilución y menor área de zona afectada térmicamente. Una vez obtenido el valor más adecuado se repitió el proceso anterior pero esta vez se usó el voltaje seleccionado y se le aplicaron campos electromagnéticos evaluando 4 intensidades de campos diferentes y se compararon con los valores obtenidos sin campos. Esto fue para evaluar los parámetros más convenientes para llevar a cabo los depósitos que conformarían el revestimiento.

Como primera parte del revestimiento por soldadura fue analizado de manera superficial principalmente, desde el comportamiento del arco respecto a la variación de los voltajes hasta la apariencia de cada uno de cordones con sus respectivas variaciones como se observa en la Figuras 4.3 (a - d) la cual presenta 3 macrografías resultado de cada voltaje aplicado. De forma muy notoria se diferenciaron las geometrías de la sobre monta de cada cordón con respecto al voltaje empleado, al igual que el incremento en el ancho de cada cordón a medida que se incrementaba el voltaje, junto del incremento de la ZAT como se muestra en la Tabla 4.1.

Se observó que cuando el voltaje estaba entre los 20 y los 22.5 V la altura de la sobre monta del cordón era mayor comparada con los voltajes de 25 y 27.5 V. Respecto a la penetración en el material base, había mayor área penetrada en los voltajes de menores, en el voltaje de 25 y 22.7 V el ancho del cordón creció de manera notoria y el área de penetración en el material base es menor siendo el voltaje el primer parámetro a definir.

Algunos autores realizaron procesos de depósitos de soldadura variando corriente, inclinación de la torcha, mezclas de gases y velocidades de alimentación como se presenta en la Figura 4.4, en donde la geometría de los cordones de soldadura superpuestos es afectada principalmente por el calor aportado y el gas protector utilizado.[33].

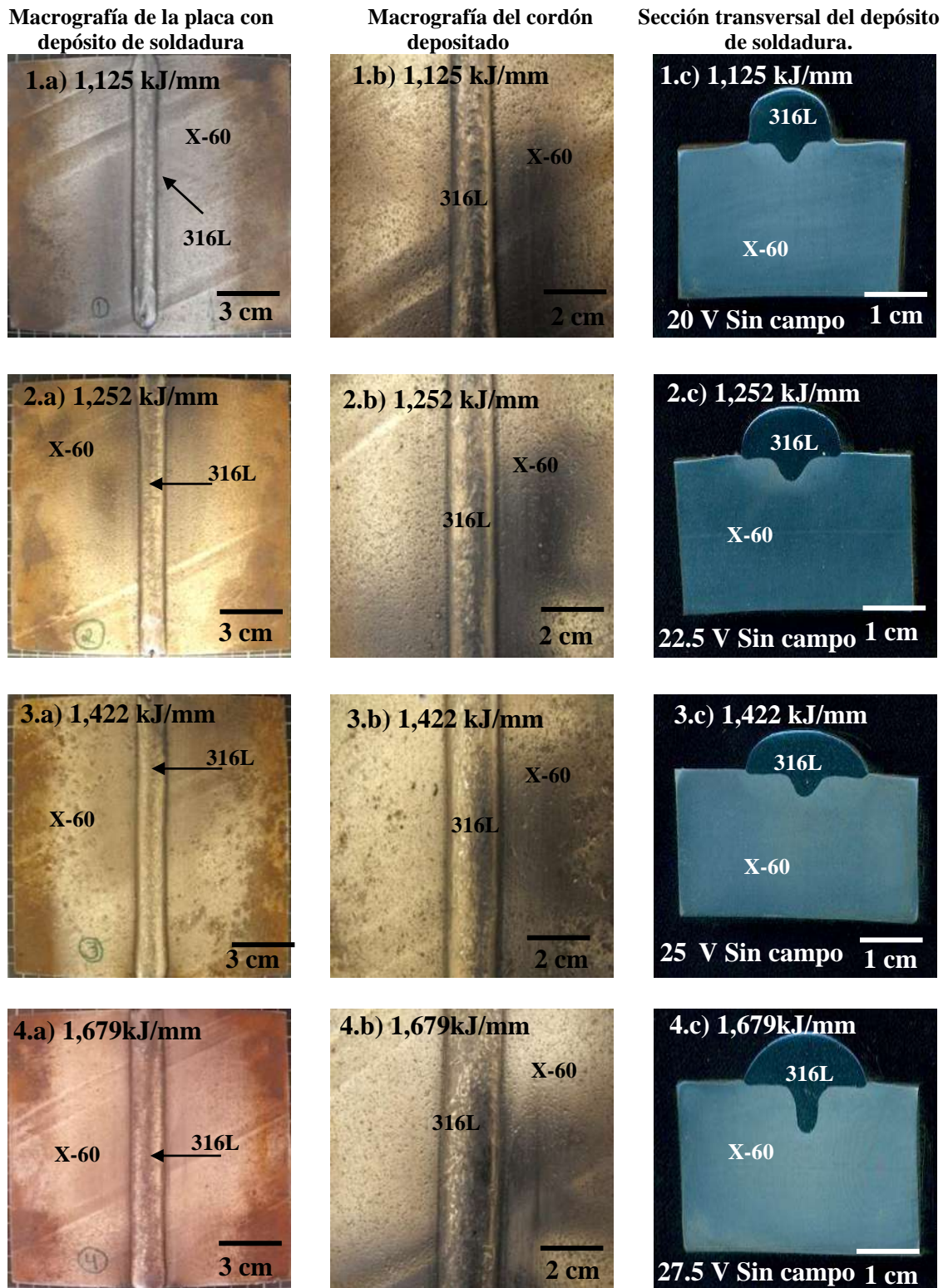


Figura 4.3 Macrografías de cordón de soldadura depositado sobre placa de acero C-Mn API Spec 5L sin interacción de campos magnéticos; 1.a) 20V, 1.125 kJ/mm, 2.a) 22.5 V, 1.252 kJ/mm, 3.a) 25V, 1.422 kJ/mm y 4.a) 27.5 V, 1.679 kJ/mm.

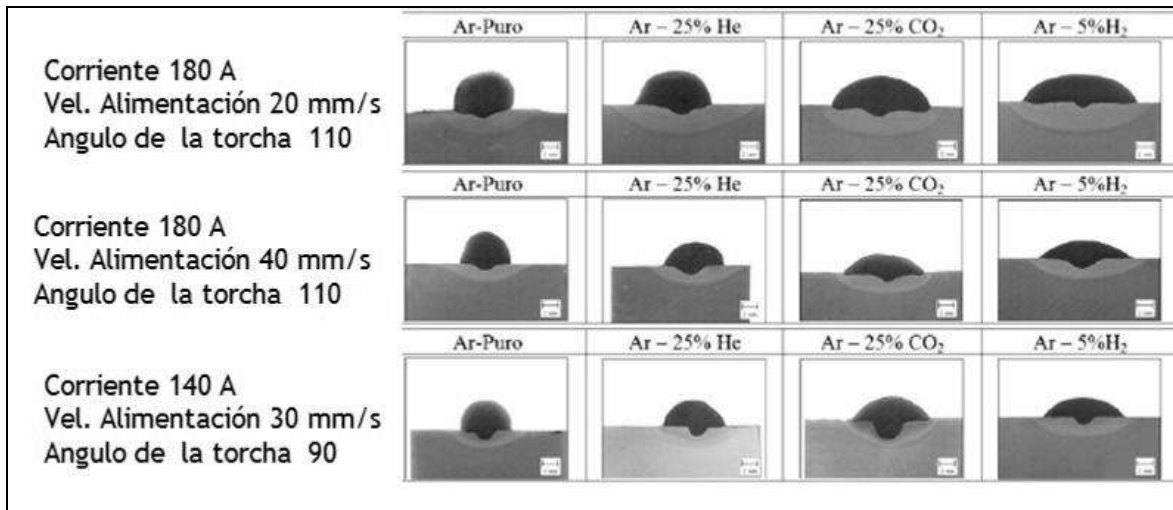


Figura 4.4 Cortes transversales con proceso GMAW variando corriente, velocidad de alimentación, ángulo de la torcha y gas protector [33].

De los parámetros anteriores se consideró que el depósito con calor aportado de 1.252 kJ/mm cumplió con las características adecuadas para aplicación como revestimiento esto debido a su geometría y microdureza, para lo cual se probó una variante adicional a depósitos con 22.5 V. El parámetro aplicado fue la interacción de un campo magnético paralelo al arco, una vez analizadas de manera superficial cada uno de los depósitos se notó que no hubo cambios significativos en el ancho del cordón, mientras que el área de la ZAT y la presencia de defectos internos si se vio afectada, para lo cual se realizó una comparación visual para evaluar de forma superficial las probetas.

En la Figura 4.5 se muestran el resultado de las macrografías de las secciones transversales del centro de las placas con campo magnético con intensidades de 3, 4.5, 6 y 7.5 mT. Al comparar los resultados se encontró que los cambios no son muy notorios respecto a la morfología superior del cordón y la presentada en las secciones transversales, sin embargo, en el análisis microestructural se obtuvo una disminución en el área de la zona afectada térmicamente a medida que se incrementó la intensidad del campo magnético aplicado.

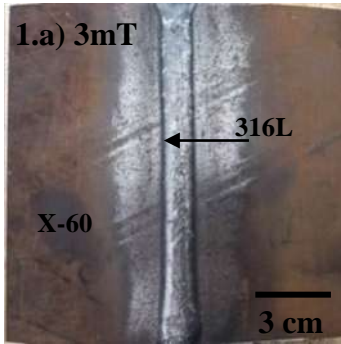
Lippold [22] menciona que el tamaño de esta zona estará determinada por los gradientes de temperatura afectando la naturaleza de esta zona (ZAT), en donde la difusividad térmica dará

como resultado una ZAT estrecha. Otro factor que disminuye esta área es la recristalización en la zona colindante a la LF, de esta manera al emplear campos magnéticos se promueven estos dos factores, por un lado los campos ayudarán en la difusividad térmica al hacer más homogénea la temperatura disminuyendo los gradientes térmicos en la pileta líquida; con lo que respecta a la solidificación en esta zona al interactuar el flujo los campos magnéticos en sentido perpendicular al crecimiento dendrítico se causa la fragmentación de las dendritas las cuales actuarán como nuevos agentes nucleantes refinando los granos y por lo cual se vio una disminución el tamaño de ZAT al emplear CM, Ver tabla 4.1 y 4.2.

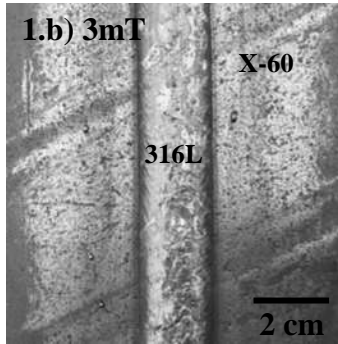
Lo anterior coincide con lo expuesto por Sindo Kou [48]. Este autor menciona que técnicas de excitación externa propician la refinación de grano, una de las técnicas comentadas es la agitación de la pileta líquida empleado la oscilación y la vibración ultrasónica para procesos del metal líquido en fundición, de igual manera afirma que técnicas recientes y similares, las cuales incluyen remoción de la pileta de soldadura basadas en la oscilación y pulsación del arco mediante la aplicación de un campo magnético alterno paralelo al electrodo de soldadura, con lo cual obtuvieron un refinamiento en aleaciones de Al con pequeñas cantidades de Ti, este refinamiento lo adjudican a la heterogeneidad de nucleación.

En la Tabla 4.1 se muestran las dimensiones de las probetas tales como ancho (a), alto del cordón (h), área de ZAT, porcentaje de dilución, los cuales se vieron afectados principalmente por el calor aportado, ya que al aplicar mayor calor se tuvo un incremento en el ancho del cordón, menor área de penetración, pero con mayor profundidad. Además, se observó una disminución en la sobremonta de los depósitos y aumento en el porcentaje de dilución, sin embargo, en el análisis de los parámetros se buscó una dilución intermedia ya que grandes valores de dilución promovían la formación de bandas de martensita más gruesas en la LF.

Macrografía de la placa con depósito de soldadura



Macrografía del cordón depositado



Sección transversal del depósito de soldadura.

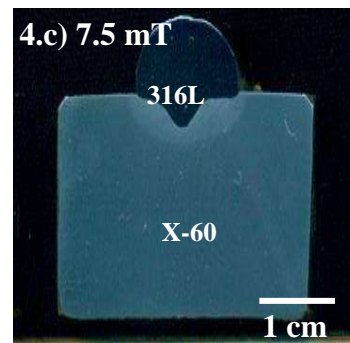
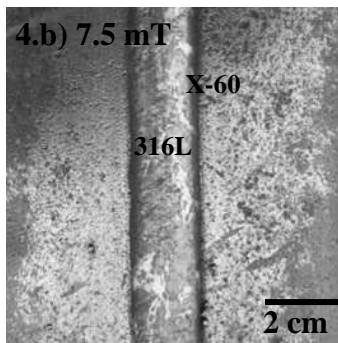
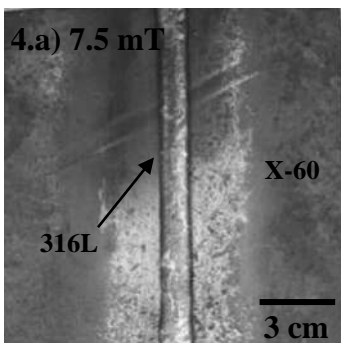
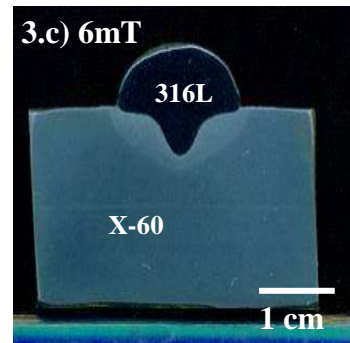
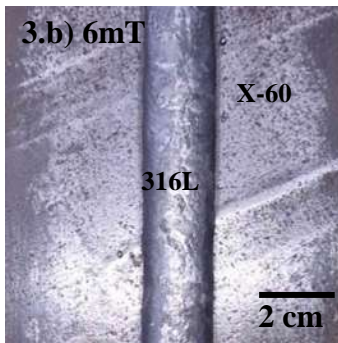
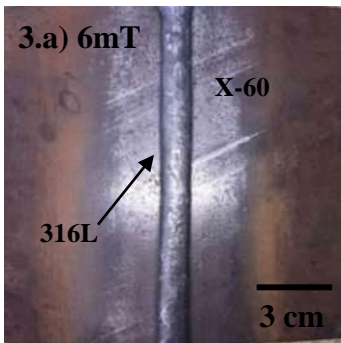
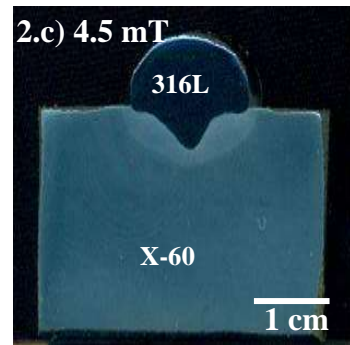
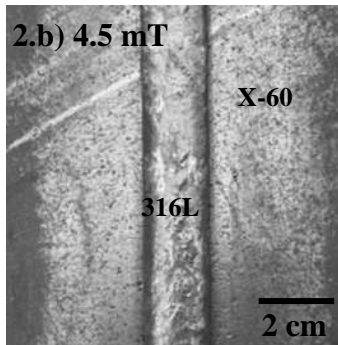
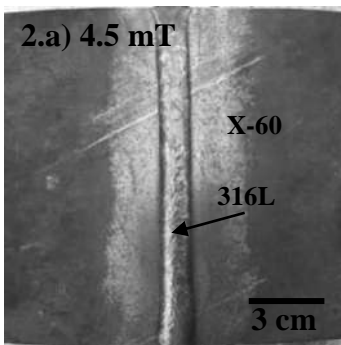
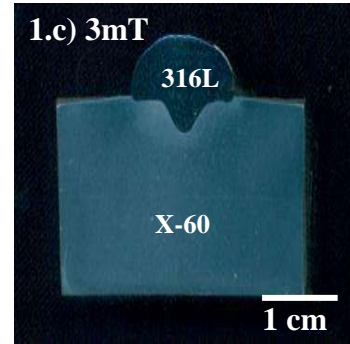


Figura 4.5 Macrografías de cordón de soldadura depositados con interacción de campos magnéticos, se presentan vista completa de la placa con cordón, macro de superficie de cordón depositado y sección transversal; 1.a) 3 mT, 2.a) 4.5 mT 3.a) 6 mT y 4.a) 7.5 mT.

Una vez analizado lo anterior el potencial de 22.5 V cumplió con características favorables para realizar el revestimiento. La Tabla 4.2 muestra los resultados obtenidos en depósitos aplicados con potencial de 22.5 V y campos magnéticos con intensidades de 3, 4.5, 6 y 7.5 mT los cuales no afectaron de forma notoria cambios en las dimensiones ni en la configuración de la geometría de la soldadura superpuesta. Sin embargo, se notó un ligero incremento en el porcentaje de dilución para las probetas que tuvieron interacción de campos magnéticos como se puede apreciar en la Figura 4.6 a).

En la microestructura se tuvo un cambio en donde se notó una pequeña disminución de la ZAT la cual fue favorecida por el refinamiento de los granos debido a la interacción de los campos electromagnéticos.

Tabla 4.1 Características de los depósitos aplicados sin campo magnético.

Potencial (V)	Corriente (A)	Área ZAT (mm ²)	Ancho (a) (mm)	Altura (h) (mm)	Dilución (%)	Calor aportado (kJ/mm)
20	270	18.81	11.33	4.61	19.88	1.125
20	270	23.51	11.25	4.99	19.07	1.125
20	270	33.36	12.15	5.26	17.04	1.125
		---	11.57	4.95	18.66	
22.5	267	40.31	14.54	4.75	21.95	1.252
22.5	267	35.48	14.98	5.07	22.37	1.252
22.5	267	35.30	14.56	4.59	22.39	1.252
		---	14.69	4.80	22.24	
25	273	42.52	16.74	4.44	24.34	1.422
25	273	39.92	16.8	4.68	25.10	1.422
25	273	49.13	16.31	4.52	26.44	1.422
		---	16.61	4.54	25.29	
27.5	293	60.2	16.99	4.12	27.21	1.679
27.5	293	64.26	16.9	4.05	24.92	1.679
27.5	293	59.316	18.18	4.49	29.47	1.679
		---	17.35	4.22	27.20	

Con los resultados obtenidos se elaboró la Tabla 4.2 en donde se compara el porcentaje de dilución y el calor aportado, la cual mostró que la dilución aumenta con respecto al calor aportado. En la gráfica de la Figura 4.6 se presentan los resultados obtenidos de dilución al variar los voltajes y los campos emitidos durante la aplicación del material de aporte. En la gráfica de la Figura 4.6 a) se observa la relación que hay entre el aporte térmico y el porcentaje de dilución; al haber un calor aportado mayor la dilución incrementa exponencialmente; mientras que en la gráfica de la Figura 4.6 b) se aprecia el efecto que ejerce el campo magnético en el porcentaje de dilución. Aquí se observa que cuando se tiene un campo entre los valores de 3 a 6 mT, existe un comportamiento lineal, sin variaciones aparentemente significativas.

Tabla 4.2 Valores obtenidos de placas con campos electromagnéticos para lo cual se utilizaron 22.5 V y una corriente de 267 A.

Intensidad de campo magnético (mT)	Área ZAT (mm ²)	Ancho (a) (mm)	Cordón (h) (mm)	% De dilución	Calor aportado (kJ/mm)
3	29.48	13.40	4.64	20.31	1.252
3	27.11	13.20	4.43	22.93	1.252
3	27.74	13.75	4.73	21.02	1.252
	---	13.45	4.6	21.42	---
4.5	34.3	14.51	5	23.80	1.252
4.5	31.96	14.24	4.71	26.49	1.252
4.5	33.13	14.27	4.48	26.09	1.252
	---	14.34	4.73	25.46	---
6	29.96	13.76	4.77	18.99	1.252
6	29.16	13.63	4.88	20.04	1.252
6	28.66	13.14	5.04	20.52	1.252
	---	13.51	4.89	19.85	---
7.5	29.51	13.66	4.67	21.09	1.252
7.5	30.81	13.77	5.16	19.40	1.252
7.5	30.96	13.34	4.96	19.62	1.252
	---	13.59	4.93	20.04	---

La dilución fue calculada a partir de las relaciones de áreas entre el metal fundido y el metal base, para lo cual dichas áreas se vieron afectadas por el calor que se aportó a los depósitos de soldadura, ya que este parámetro modifica las dimensiones del cordón de soldadura y la cantidad de material fundido sobre el material base, de lo cual se obtiene como resultado una correlación de comportamiento exponencial entre el calor aportado y los porcentajes de dilución. Para la mayoría de los procesos de soldadura, la dilución normalmente se encuentra por debajo del 50%.

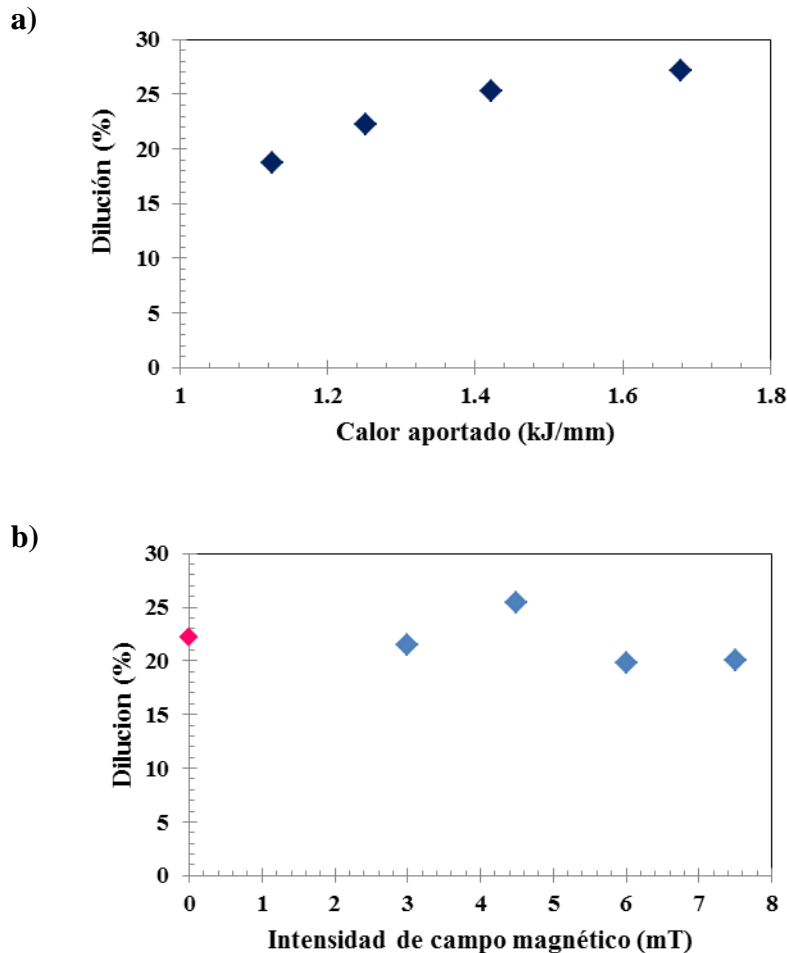


Figura 4.6 Relación entre calor aportado y dilución, a) aplicación sin campos magnéticos y b) soldadura con interacción de campos magnéticos con calor de aporte de 1.252 kJ/mm.

Por otra parte, se realizó una gráfica en la cual se comparan las alturas y los anchos de los cordones con respecto al calor aportado, en donde existe una correlación, a mayor calor aportado

el ancho de cordón es mayor, mientras que con respecto a la altura el comportamiento es inverso, a mayor calor aportado se tiene menor altura del cordón, como se muestra en las gráficas de la Figura 4.7 a) y b).

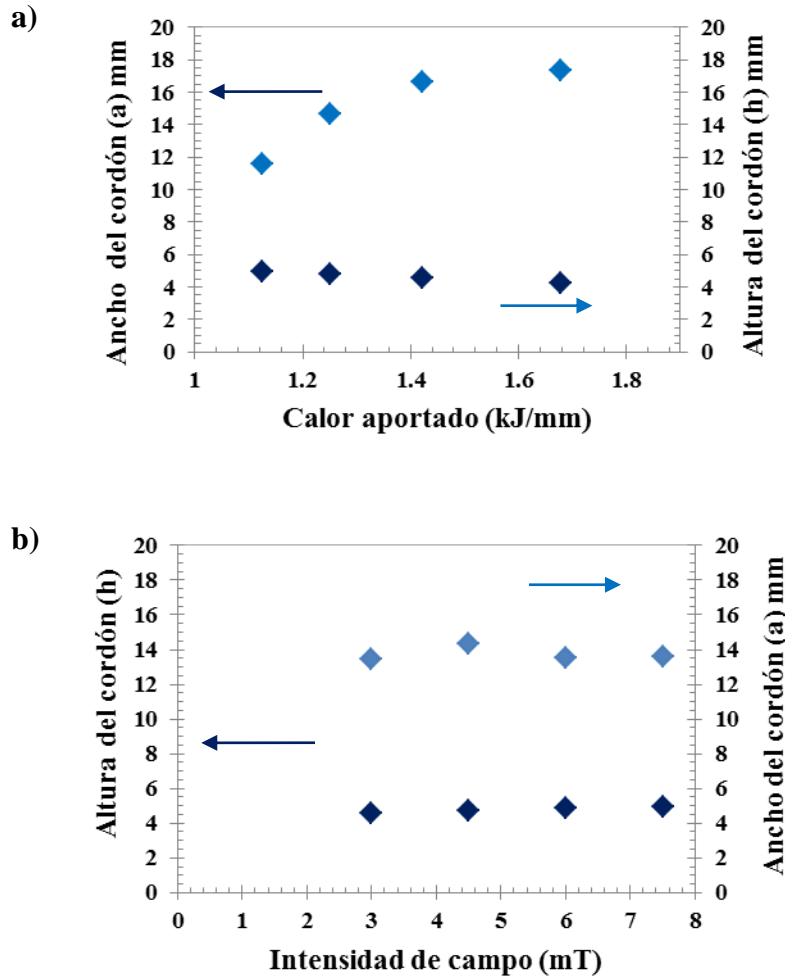


Figura 4.7 a) Efecto del calor aportado en la geometría de los cordones, b) efecto del campo magnético en la geometría de los cordones con un calor de aporte de 1.252 kJ/mm.

En la Figura 4.8 se muestra que al unir un acero inoxidable con acero al carbono se encontró una banda angosta de martensita cerca de la línea de fusión, esto debido a la composición química, en donde la fase austenita que se formó durante la solidificación se transformó en martensita debido a un enfriamiento rápido, esta microestructura presentó una dureza mayor que la zona de fusión de metal base [22]. La Figura 4.9 presenta la banda de martensita que se encontró en las probetas

de aceros API X-60 con recubrimiento de acero inoxidable 316L sin aplicación de campo magnético (SC) y se comparó con probetas que tuvieron interacción electromagnética (CC), en ambos casos los valores de la microdureza fueron alrededor de 400 HV.

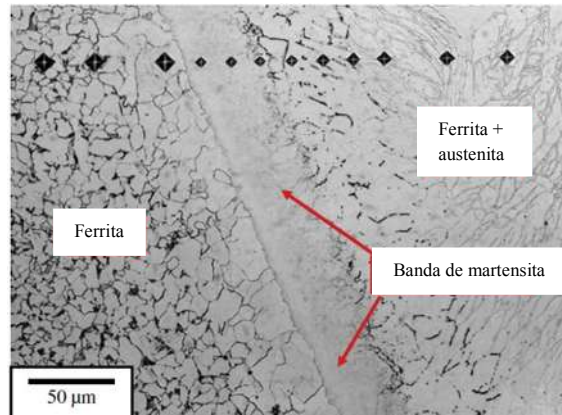


Figura 4.8 Zona de transición en un acero al carbono revestido con acero inoxidable austenítico 308L [22].

Algunos autores recomiendan un precalentamiento y tratamiento térmico post soldadura con la finalidad de disminuir el área de la banda martensítica o la dureza de la misma, para lo cual Kejelin [21] trabajó con la aplicación de pre y post calentamiento en donde encontró la formación de una banda martensítica al utilizar como material de revestimiento una aleación NiCrMo-3 (Inconel 625) sobre un MB API X-60 por proceso de soldadura GMAW, en donde el incremento de la dureza alcanzó valores entre 400 y 450 HV presentado en la Figura 4.10.

Lippold [22] afirma que existe la formación de un crecimiento planar aparente en el límite de fusión dentro de la zona de transición (ZT) y menciona que esta región de crecimiento planar es debido a la descomposición rápida durante la solidificación dendrítica celular, y celular esto causado por el alto contenido de Ni, en donde la ZT para esta combinación de aceros tiende a ser austenítico (fcc) en lugar de martensítico, ya que la austenita que se forma a temperatura elevada es bastante estable y resiste la transformación a martensita. Las Figuras 4.11 1) muestran la línea de fusión de la probeta en estudio mientras que la Figura 4.11, 2) presentan lo obtenido por el autor marcando las diferentes zonas formadas.

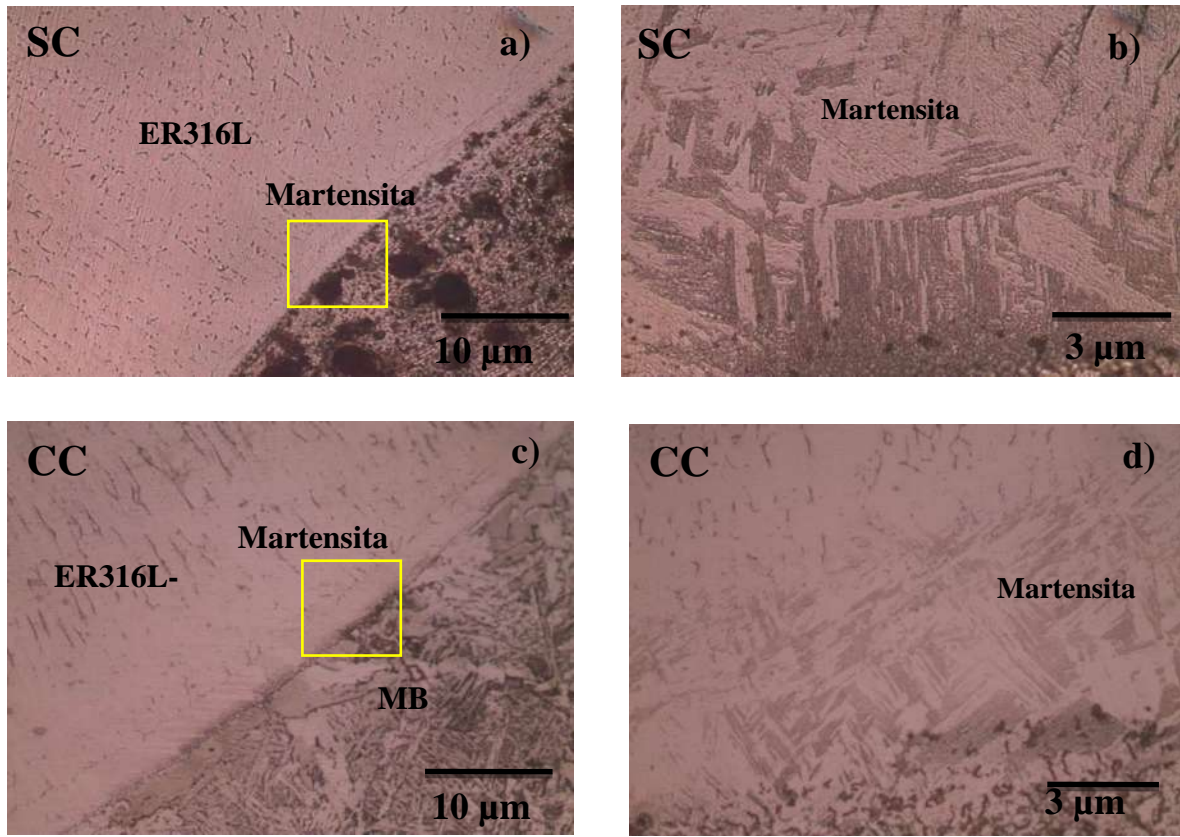


Figura 4.9 Banda de martensita cerca de la línea de fusión en cordones de soldadura depositados SC (a-b) y CC (c-d).

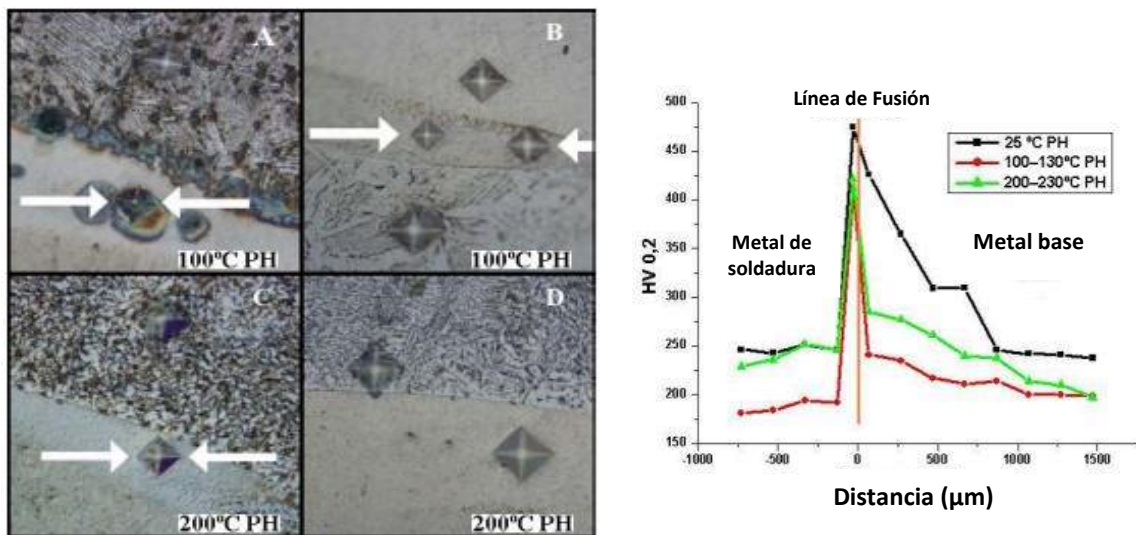


Figura 4.10 Interfaz de soldadura que muestra los efectos de las diferentes temperaturas de precalentamiento en un depósito de Inconel 625 sobre un acero API X-60 [21].

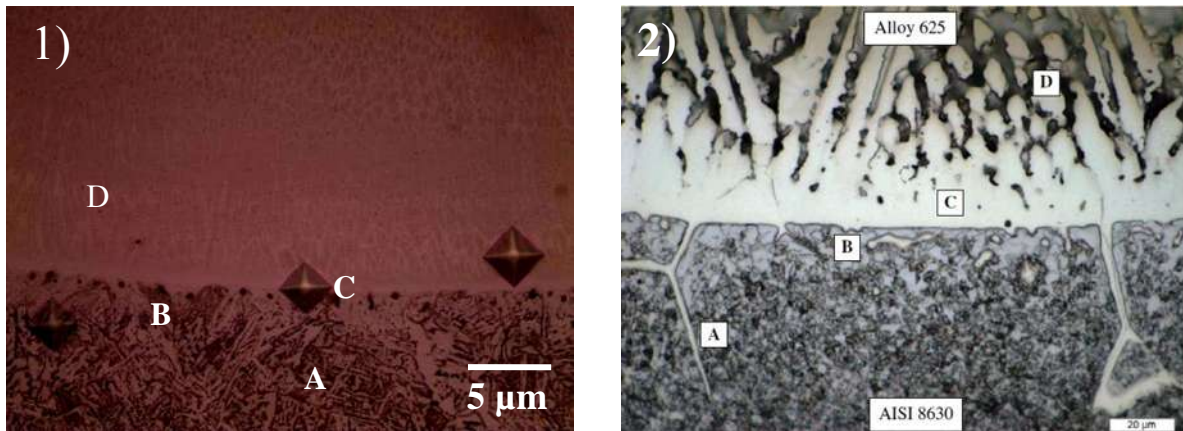


Figura 4.11 1) ZT entre acero API X-60 con 316 L CC de las probetas en estudio, 3) ZT entre acero AISI 8630 revestido con aleación base de Ni 625 después de TT post soldadura, (A penetración de metal de soldadura por el límite de grano, (B zona de carbono empobrecido, (C región de crecimiento plana, y (D región de crecimiento celular [22].

Debido a las temperaturas alcanzadas, este tipo de combinaciones de acero presentan una difusión de carbono desde el material base hacia el revestimiento causado por la diferencia en composición entre los aceros al carbono y los aceros inoxidable austeníticos, esto conduce a la transformación a ferrita en la zona de carbono empobrecido y la formación de una banda dura de austenita en la región de crecimiento planar del revestimiento. En la Figura 4.12 se muestra la formación de granos equiaxiales de ferrita junto a la LF causados por la pérdida de carbono emigrado hacia el cordón de soldadura, cercana a los granos equiaxiales se encuentra la formación de granos aciculares.

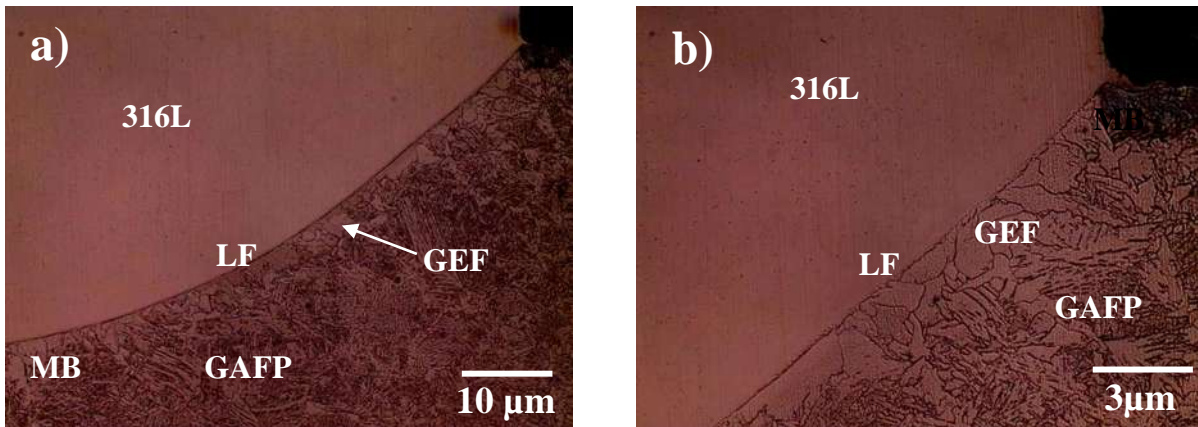


Figura 4.12 Morfología de los granos en la ZAT, se muestran granos equiaxiales de ferrita (GEF) junto a línea de fusión (LF) y junto a esta zona se encuentran granos aciculares de ferrita y perlita (GAFP).

En la Figura 4.13 se hizo una comparación metalográfica entre los depósitos sin aplicación de campo magnético y en las cuales el calor aportado fue incrementando. Se puede observar que el tamaño de la ZAT incrementó en relación al calor de aporte además de un crecimiento de grano en esta zona, en donde se observaron la presencia de diferentes microestructuras. Se observa la formación de granos globulares cerca de la LF, colindante a esta zona y se presentaron granos aciculares y granos alargados ordenados esto debido a causa de enfriamientos moderadamente rápidos.

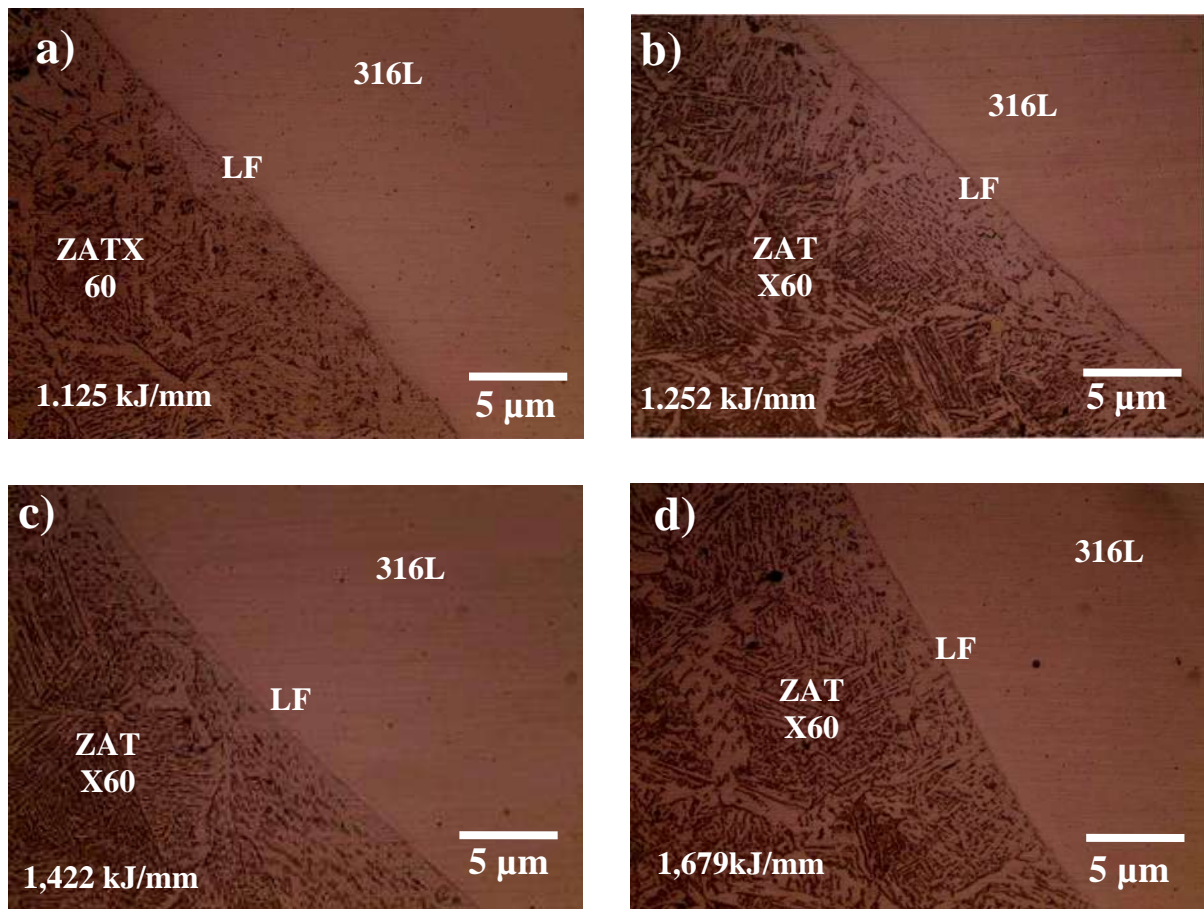
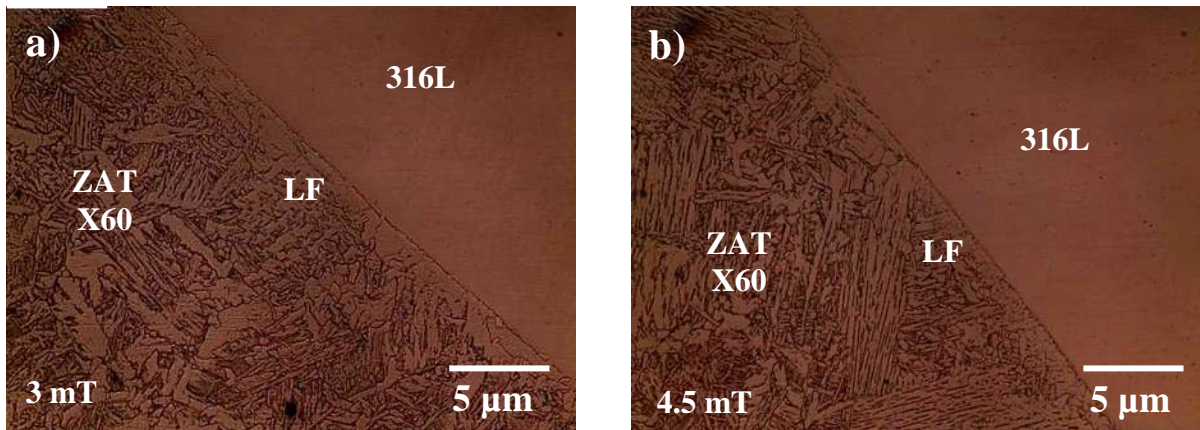


Figura 4.13 Microestructura de la interfaz 316L / API Spec 5L X-60 para cordones aplicados con a) 20 V, b) 22.5 V, c) 25 V y d) 27.5 V.

En la Figura 4.14 se muestran los depósitos con diferentes intensidades de campos magnéticos de 3, 4.5, 6 y 7.5 mT con un calor de aporte de 1.252 kJ/mm. Se observó la formación de granos equiaxiales de ferrita bien definidos a lo largo de la LF y junto a esta zona se formaron granos aciculares entre la perlita y la ferrita, con intensidades de campos magnético a partir de 4.5 mT,

se observa que debajo de la línea de fusión hay un comportamiento homogéneo de las fases mientras que, el campo de 3 mT presenta una banda en donde predomina la fase ferrítica, respecto a la forma de los granos la apariencia de las metalografías fue similar en todos los casos. Una diferencia que sobresalió entre las probetas SC y CC es que, cuando se aplicó el campo magnético los especímenes presentaron buena fusión a lo largo de la LF de los cordones depositados, esto debido a una distribución de calor homogénea que se logra al aplicar campos magnéticos, mientras que las probetas que no tuvieron interacción de los campos magnéticos presentaron defecto en los límites superiores entre el material base y el cordón depositado como se observa en la Figura 4.15.

Los resultados de la medición de dureza en las muestras que no tuvieron interacción magnética presentaron en promedio valores de 240 HV y alcanzando valores de hasta 420 HV en la zona de interfase este valor dado por la formación de martensita en la LF, mientras que al usar campos magnéticos en la depositación de cordones de soldadura se obtuvo una disminución en los valores, con un promedio de 214 HV y un máximo de 380 HV en la zona martensítica. En la Figura 4.16 se presentan las gráficas con los resultados obtenidos.



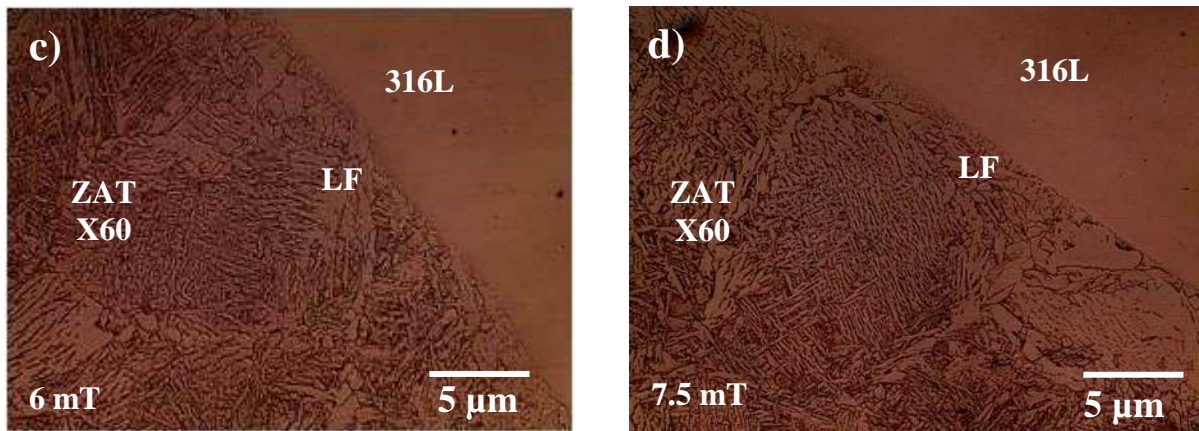


Figura 4.14 Microestructura de las interfases ER316L-Si / API 5L X-60 para cordones aplicados con diferentes intensidades de campos magnéticos a) 3 mT, b) 4.5 mT, c) 6 mT y d) 7.5 mT.

Como última prueba para el análisis de los cordones depositados, se tomó en cuenta los resultados en la prueba de doblado, la cual permitió ver una mejor unión entre los cordones depositados de los 2 aceros al usar un potencial de 22.5 V mostradas en la Figura 4.17, mientras que con la aplicación de campo magnético de 4.5 mT se observó que este fue el mejor, ya que la apariencia de la muestra después de la prueba fue menos afectada en comparación al resto.

Dado el conjunto de los resultados obtenidos de todas las pruebas realizadas, se tomó que un potencial de 22.5 V y con un campo 4.5 mT eran los parámetros viables para llevar a cabo el revestimiento del acero inoxidable 316L en el acero C-Mn API Spec 5L X-60.

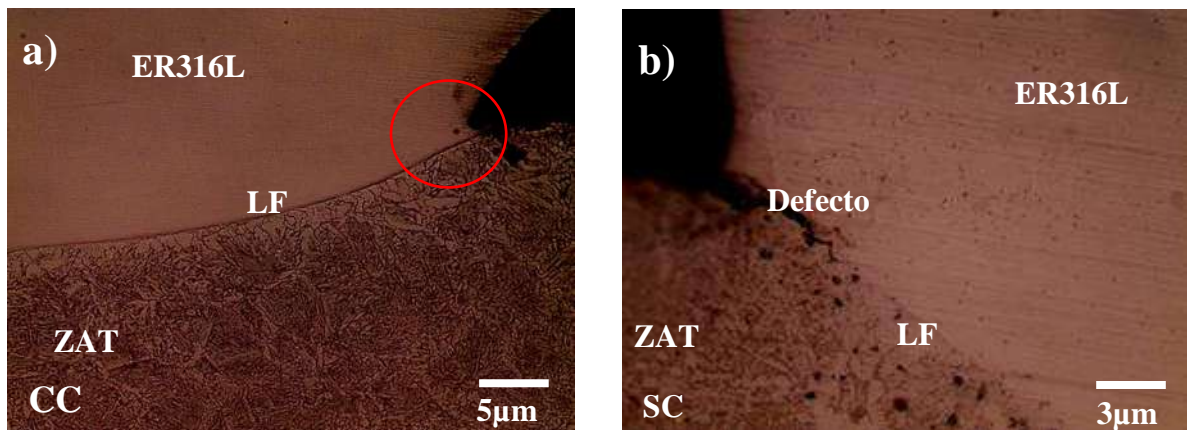


Figura 4.15 a) Depósito con campos, sin defecto de fusión en los extremos, b) falta de fusión en los extremos del cordón depositado sin campos magnéticos.

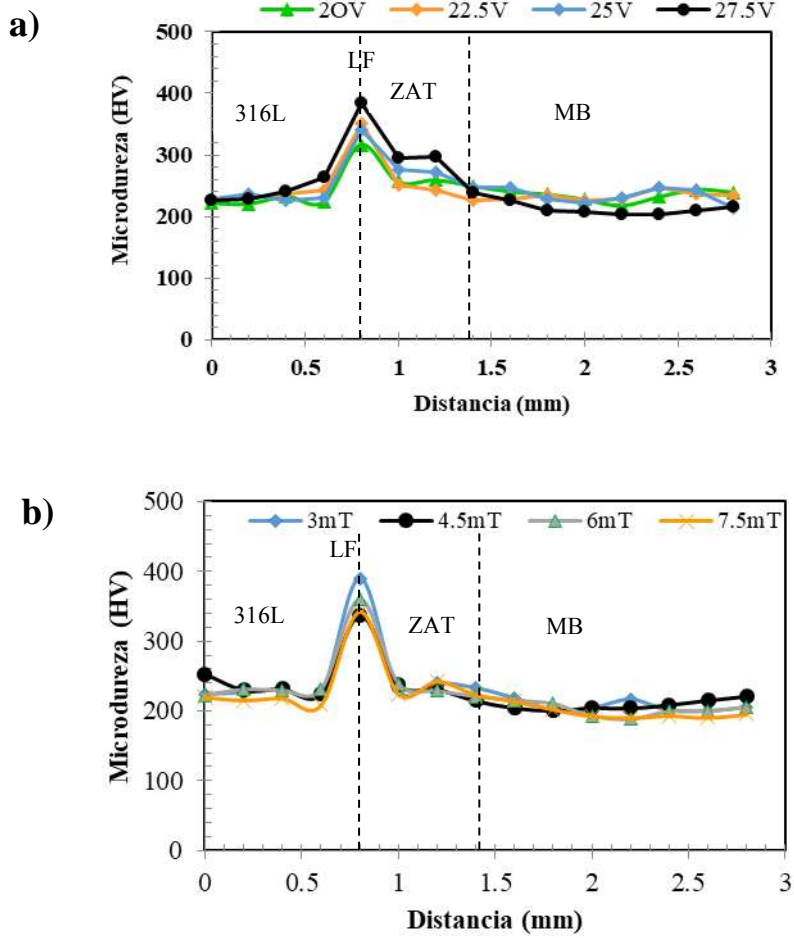


Figura 4.16 Gráficas comparativas entre depósitos; a) sin y b) con campos magnéticos.

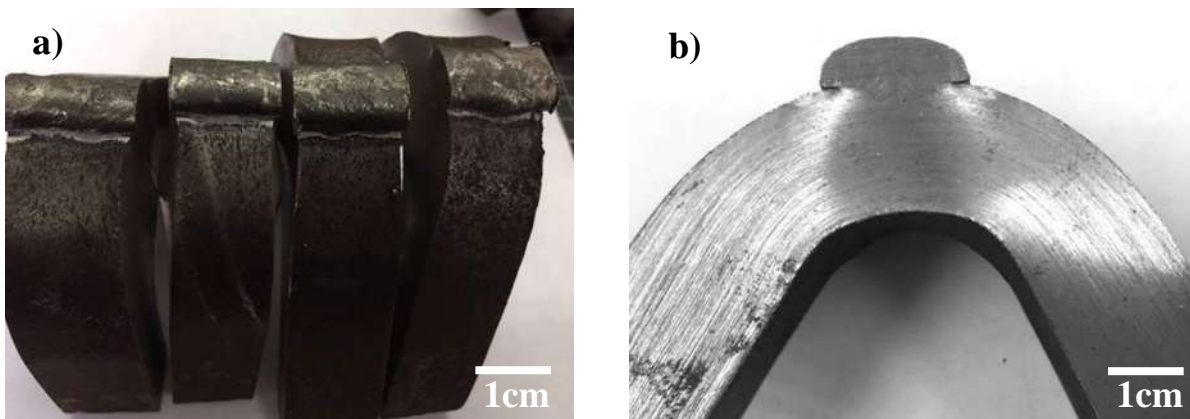


Figura 4.17 Probetas del ensayo de doblez; a) soldadura sobrepuesta 22.5 V y campo magnético de 4.5mT y b) probeta sometida a esfuerzo de flexión vista frontal.

4.3 Inspección de la placa con revestimiento y de la unión soldada por ultrasonido

Los resultados obtenidos en la prueba de ultrasonido mostraron pequeños defectos en el interior de la placa revestida como se muestra en la Figura 4.18. Esto debido a falta de fusión en el empalme de la soldadura superpuesta, dejando pequeños espacios entre algunos de los cordones, cabe mencionar que, a pesar de la presencia de estas discontinuidades, el revestimiento es aceptable debido a que en la industria este tipo de tubos bicapa están unidos por expansión térmica y adhesión mecánica principalmente, en los cuales la unión no es metalúrgica al 100%.

La Figura 4.18 muestra el barrido de una de las placas mostrando en color verde, amarillo y rojo las partes en la que la onda difractó sin ningún problema mientras que en las zonas de color blanco y azul la onda se perdió debido al defecto encontrado mostrando en colores las zonas que presentan discontinuidad en la placa.

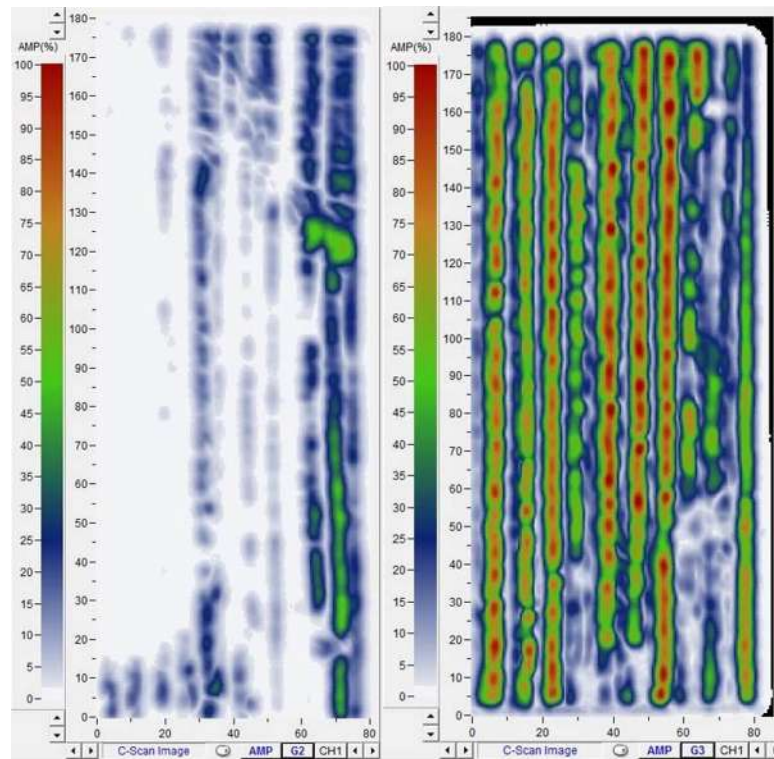


Figura 4.18 Imagen C-scan por medio de ultrasonido en placa de acero C-Mn con revestimiento de acero inoxidable 316L.

4.4 Junta soldada

Los resultados de la unión soldada en el ensayo de ultrasonido con el método pulso-eco se presentan en la Figura 4.19 donde se puede apreciar en color azul y blanco el acero inoxidable 316L del revestimiento, lo cual refleja según la escala del ensayo, un tamaño de grano mayor al resto del material en color naranja, el cual representa el material de respaldo API Spec 5L X60 y 70s-6 con un tamaño de grano menor al del revestimiento, en tono verde se representa un crecimiento de grano mayor al del material base, mientras que en color rojo se aprecian las zonas donde existe un mayor refinamiento de grano. En la Figura 4.20 se presenta la macrografía de la muestra analizada.

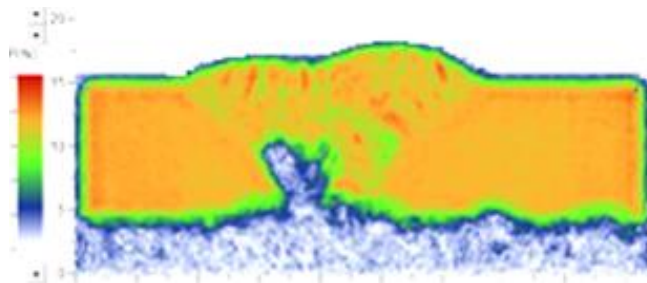


Figura 4.19 Por escaneo en la unión soldada por técnica de ultrasonido.

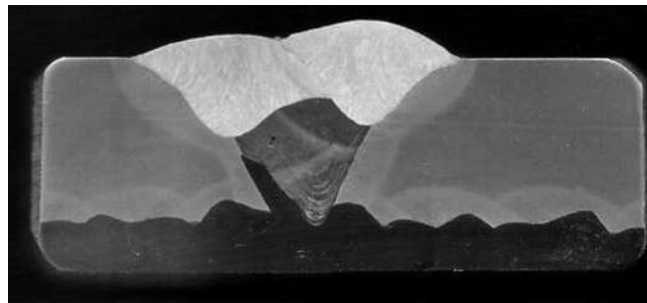


Figura 4.20 Macrografía de soldadura de las placas bimetálicas.

Para esta unión se pusieron a consideración la afectación de cada parámetro involucrado en el proceso para lo cual se realizaron las pruebas necesarias hasta obtener un resultado aceptable, es decir se hicieron variaciones en el tipo de gas, potencial, el uso de diferentes intensidades de campos magnéticos y la velocidad de alimentación, principalmente. Un problema que se presentó con frecuencia fue la desviación del arco debido al efecto de soplo magnético. Después de probar

con varios parámetros, se utilizó la interacción de un campo con la finalidad de aprovechar la estabilidad que le proporciona al arco durante el proceso de la unión, evitando la desviación del mismo y que este tuviera un inicio y terminación lineal como se muestra en la Figura 4.21.

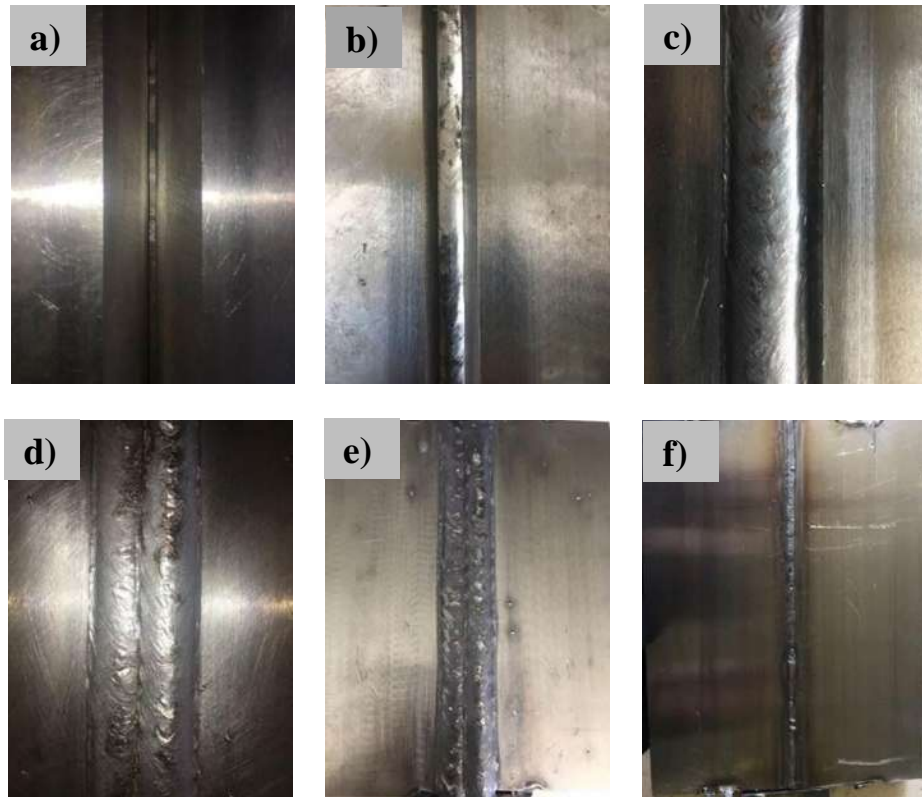


Figura 4.21 Imágenes de la secuencia de pasadas y morfología física de los cordones al final de cada pasada de la unión. a) Vista superficial de la placa, b) y c) pasada de raíz con acero inoxidable, d) y e) pasadas expuestas a la superficie y f) línea de penetración parte inferior de la junta.

4.4.1 Macrografía de la junta soldada

Una vez determinados los parámetros para llevar a cabo la junta soldada se presenta en la Figura 4.22 una macrografía de la sección transversal de la unión, después del ataque químico, en donde se puede definir cada una de las zonas que conforman la muestra. A simple viste se logra identificar el crecimiento columnar dendrítico en los 2 cordones superiores y sus respectivas zonas afectadas por el calor, al igual que la ZAT del segundo cordón y de los depósitos de soldadura que conforman el revestimiento, de color gris más oscuro se muestra la zona del

revestimiento de acero inoxidable 316L y la pasada de raíz, mientras que el segundo cordón a pesar de ser de acero 70s-6 visualmente no se ve igual que los 2 cordones superiores aun cuando fueron depositados con el mismo electrodo. Sin embargo, tampoco presenta un color similar al acero inoxidable en la zona inferior, dejando ver un color de tono gris pero más claro que el del acero inoxidable. Durante la depositación de esta pasada hubo difusión de elementos de aleación por parte del acero inoxidable alterando la composición química de este cordón convirtiendo el acero al carbono de esta zona en un acero de baja aleación al tener ahora bajos porcentajes de Cr y Ni principalmente.

Una observación importante es que el acero inoxidable que se encuentra entre la pasada de relleno y el material base presentó un cambio en su forma cóncava de la pasada de raíz, esto debido a la diferencia que tiene en la temperatura de fusión los 2 aceros involucrados, la del inoxidable estando entre 1370 °C y 1400 °C mientras que la del material respaldo con bajo contenido de carbono es de 1530 °C.

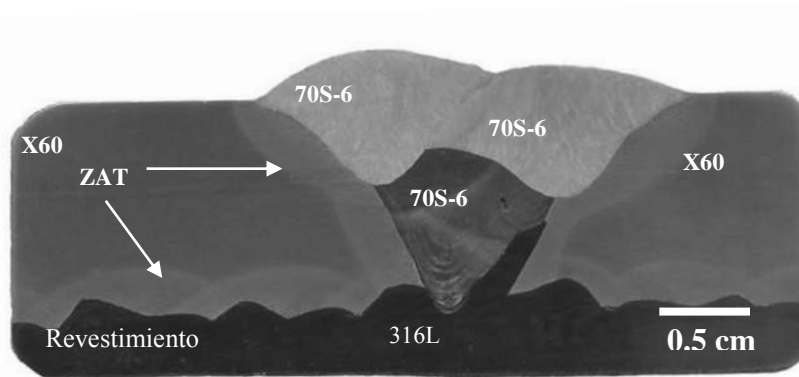


Figura 4.22 Macrografía de la sección transversal de la junta soldada.

4.4.2 Microestructura de la junta soldada.

La microestructura de la junta soldada presenta una variedad de zonas en las cuales se encontraron cambios en la morfología de los granos y cambios en la composición química. En la Figura 4.23 se muestra una macrografía de la soldadura, en la cual se hace referencia a las diferentes zonas de las cuales se realizaron metalografías con microscopía óptica.

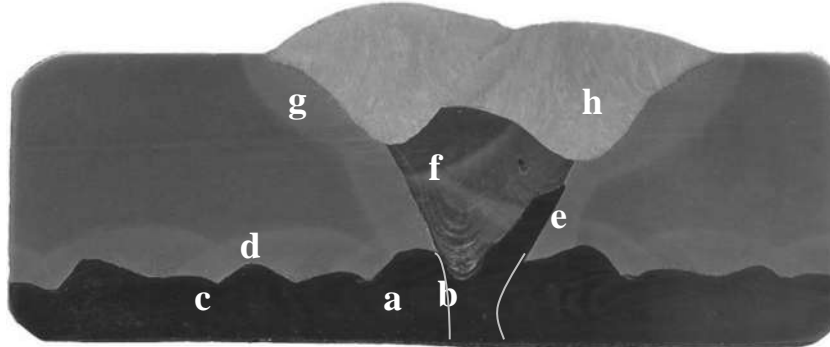


Figura 4.23 Macrografía indicativa de las zonas caracterizadas microestructuralmente a) ZAT pasada de raíz, b) LF entre pasada de raíz y recubrimiento, c) recubrimiento 316L, d) ZAT entre MB y recubrimiento, e) ZAT entre pasada de raíz y MB, f) primer cordón de acero al carbono, g) ZAT entre pasada de vista y MB, y h) pasada de vista.

La unión soldada de las placas bimetálicas presentó una gran variedad de diferentes zonas debido principalmente a la diferencia en la composición química entre el acero C-Mn y el acero inoxidable 316L, así como a los ciclos térmicos y el calor aportado. En esta junta se observó la variación en el tamaño y forma de los granos al igual que zonas en donde hubo refinamiento de los granos por las pasadas de soldadura posteriores. El crecimiento de los granos en las ZAT, alteración química y presencia de fases como la martensita, zonas donde se observa claramente el crecimiento dendrítico en dirección a la salida del flujo del calor, todo lo anterior mencionado se puede ver de manera ilustrativa en la Figura 4.24.

En las Figuras 4.25 a) y b) pertenecen a la interfaz entre la zona de fusión y revestimiento (ZF/Rev.) en donde se observa que, la solidificación de la zona de fusión comienza con el crecimiento equiaxial de los granos de la zona parcialmente fundida, a lo largo de la interfaz sólido-líquido.

En la ZF existe una baja velocidad de solidificación y un elevado nivel de gradiente de temperatura, al inicio de la solidificación en la zona de fusión se ve favorecida por el crecimiento planar de solidificación [22]. Después de la solidificación inicial, la interfaz S-L avanza hacia el centro y la velocidad de la solidificación aumenta, en relación, al inicio de solidificación de la ZF. Las dendritas presentan menor ángulo entre el eje principal y la dirección del máximo

gradiente de temperatura poseen mayor velocidad de crecimiento y cesan el crecimiento de otros granos, en especial aquellos que no tienen orientación preferencial, En la Figura 4.25 se logra observar un crecimiento equiaxial dendrítico.

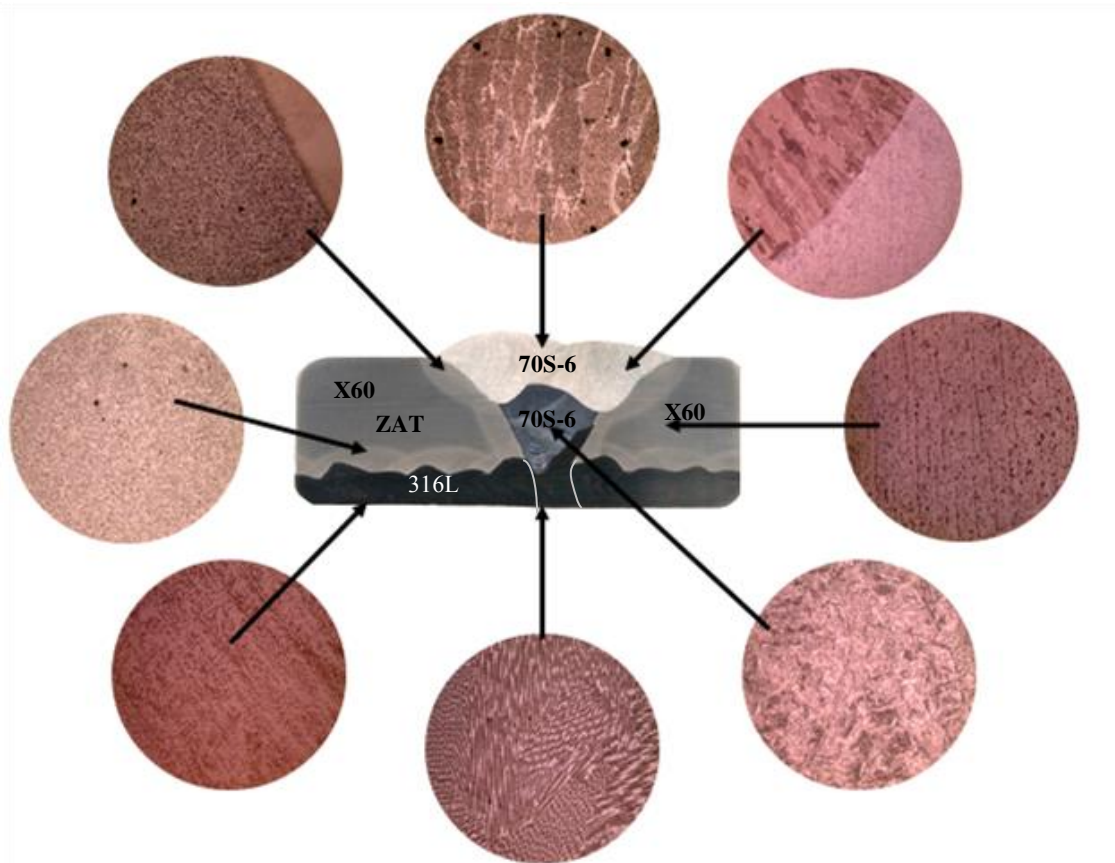


Figura 4.24 Caracterización metalográfica de la soldadura de placas de acero C-Mn API Spec 5L X60 con revestimiento de acero inoxidable 316 L.

Ahora bien, en las metalografías 4.25 (d - e) se muestran las zonas afectadas térmicamente. La Figura 4.25 d) corresponde a la ZAT del revestimiento en donde se muestra un crecimiento de los granos cercanos a la interfase, mientras que la 4.25 e), es la ZAT de la pasada de raíz en donde se observa un refinamiento en la ZAT, esto debido a los ciclos térmicos posteriores dejando un grano más fino y una distribución homogénea entre la perlita en color oscuro y la ferrita en color claro.

La Figura 4.25 f) pertenece a la microestructura de la pasada de relleno en donde debido al rápido enfriamiento se da lugar a la formación de la martensita, la cual se caracteriza por su forma de agujas o cintas y dependerá del porcentaje del carbono. Esta fase es considerada de bajo carbono debido a los porcentajes presentes de este elemento con valor menor a 0.1%. La martensita se deriva de la austenita, la cual se aprecia en la metalografía con tono claro. Esta fase se caracteriza por tener una dureza elevada debido a su estructura tetragonal centrada en el cuerpo (bct), siendo la fase más dura en las aleaciones Fe-C, la cual puede alcanzar valores de hasta 580 HV.

La metalografía 4.25 g) y h) fueron obtenidas de las interfases entre las pasadas de vista y el material de respaldo X60. En estas micrografías se logra apreciar el crecimiento dendrítico en la dirección en que el calor fue extraído y en la zona debajo de la línea de fusión se observa la ZAT correspondiente a cada uno de los cordones de vista, donde se observa crecimiento del grano.

La unión de acero C-Mn con acero inoxidable presentó martensita, siendo considerada esta una estructura metaestable de baja temperatura de los aceros al carbono que tienen como fases de equilibrio ferrita (α) y cementita (Fe_3C). Como ya se mencionó la martensita se obtiene por enfriamientos rápidos desde el campo austenítico. Es importante destacar que el contenido de carbono afecta, durante el enfriamiento, a las temperaturas de inicio y de fin de la transformación martensítica. A mayor contenido de C en el acero, menores son estas temperaturas, ahora bien, si el contenido de C es muy alto, como resultado de un temple hasta la temperatura ambiente, podría quedar martensita retenida; debido a que la temperatura de inicio del enfriamiento, estaría bajo la temperatura ambiente y por otro lado el porcentaje de carbono definirá el tipo de martensita que se forme, valores de %C < 0.6 la martensita se presenta en forma de "cintas". La martensita se produce sin difusión, como la reacción ocurre rápidamente y a tan baja temperatura no hay tiempo para que la difusión actúe. [50].

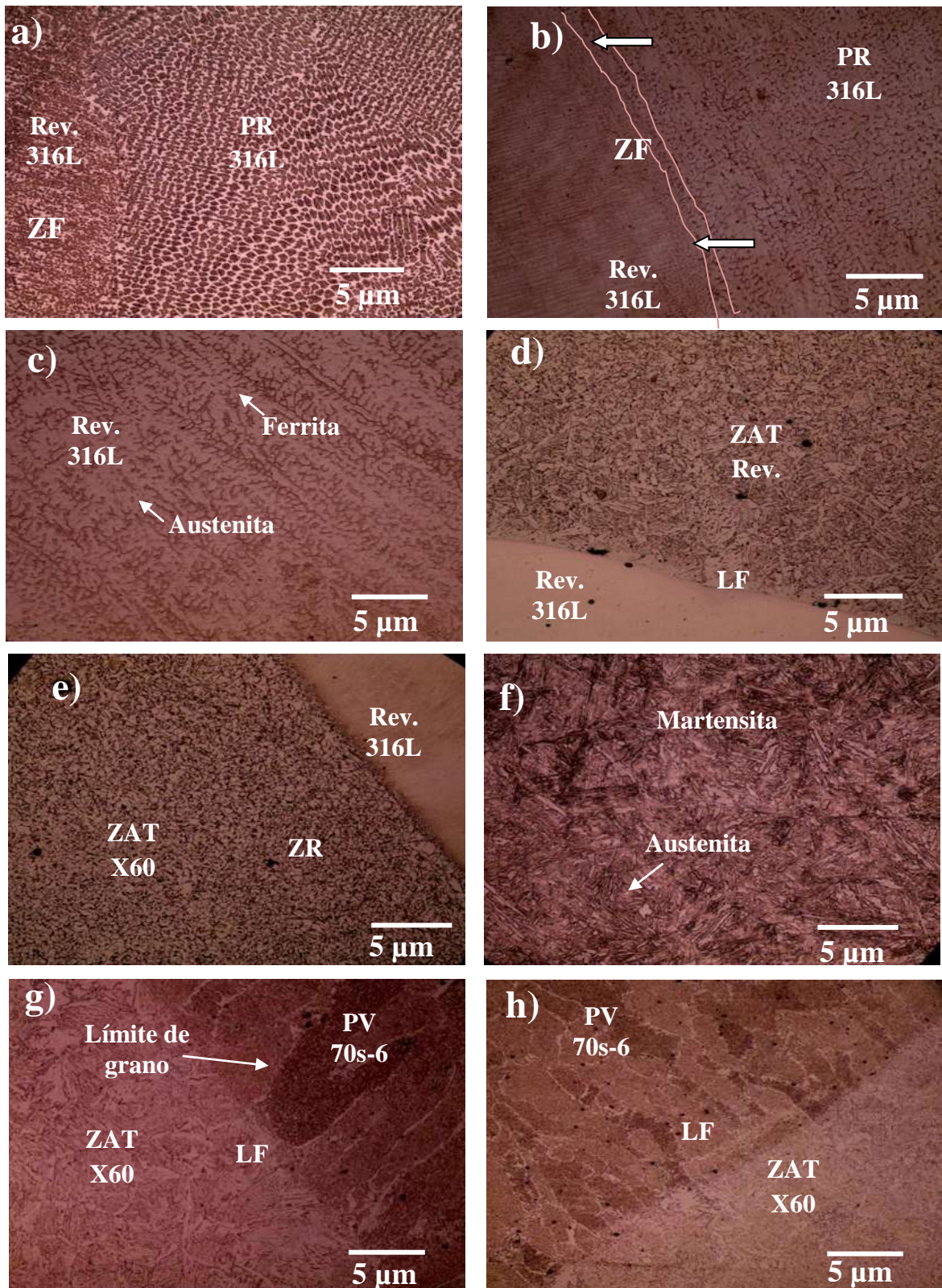


Figura 4.25 Metalografías de las diferentes zonas en la unión soldada de placas bimetalicas

4.5 Microscopia electrónica de barrido

Se utilizó la técnica de microscopia electrónica de barrido (MEB) para observar cada una de las fases y zonas de la junta soldada y se realizaron análisis químico para determinar los porcentajes de cada elemento de aleación. En la Figura 4.26 se muestra la interfase del material base y el acero inoxidable en la parte del revestimiento. Se hicieron análisis químicos puntuales, las partículas de color más clara presentes en las imágenes son debido a residuos del ataque químico que se utilizó. En el análisis químico se observa la variación en porcentaje de los elementos aleantes. En la gráfica de la Figura 4.27 se muestran los valores obtenidos de EDS (Espectrometría por dispersión de energía de rayos X) del análisis químico puntual, en donde se observa un cambio en la zona de transición entre el MB y el revestido presentando una disminución del hierro en el acero inoxidable, mientras que el Cr, Ni y Mo no se encuentran en el MB.

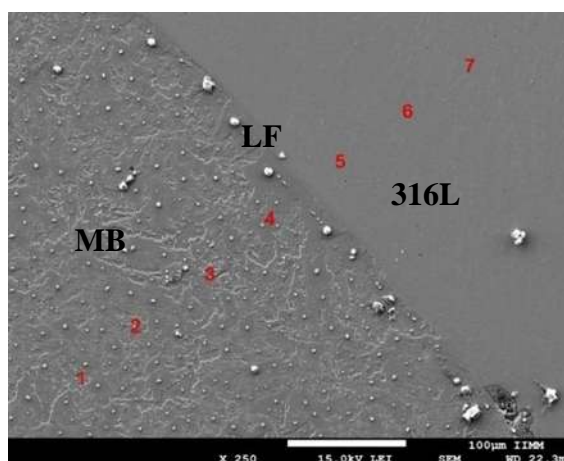


Figura 4.26 Imagen por MEB de la interfase entre el MB y revestimiento de acero inoxidable.

En la Figura 4.28 se presenta una imagen en la zona de unión del segundo cordón 70s-6 con el cordón de raíz 316L y se realizaron análisis químicos puntuales, con la finalidad de conocer el porcentaje de elementos de aleación en esta área, ya que el segundo cordón presentó una apariencia a simple vista y textura diferente a los 2 cordones superiores. Además, los resultados de la prueba de dureza fueron muy elevados, todo esto característico de la fase martensita, la cual fue causada por enfriamiento rápido.

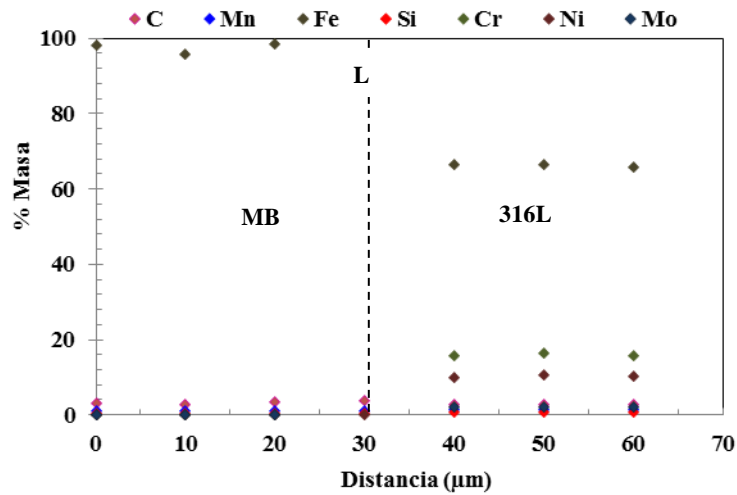


Figura 4.27 Distribución de elementos químicos obtenidos por EDS a través de la interface.

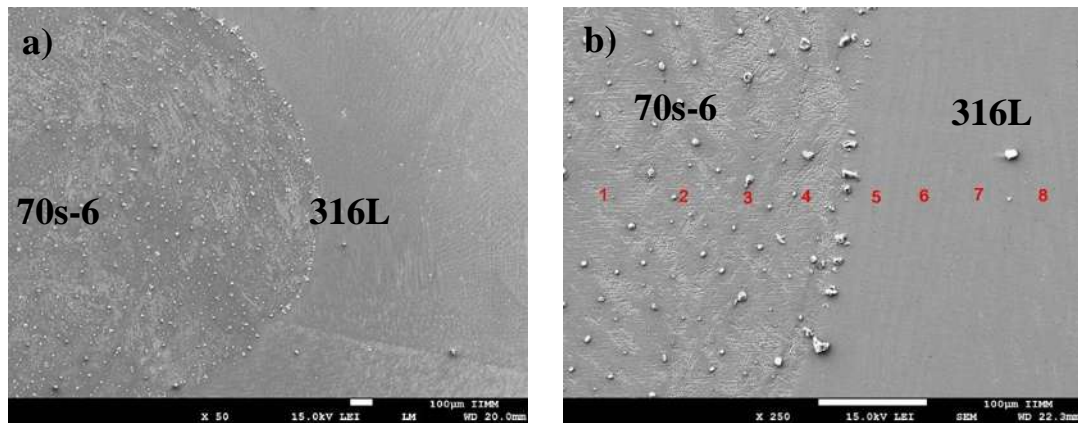


Figura 4.28 Línea de fusión entre la pasada de raíz y el segundo cordón de 70s-6 (MEB).

Los EDS muestran la presencia de Cr en mayor cantidad a la que presenta en los cordones superiores de 70s-6. En la Figura 4.29 se graficó el porcentaje de los elementos dejando ver como algunos de ellos se encuentran en mayor proporción como característica de los aceros involucrados como es el caso de Cr, característico de los aceros inoxidables en el cual disminuyó al pasar la zona de transición hacia el acero C-Mn. Se observó la presencia de contenidos de Cr según el análisis en un 4.02% valor que sobrepasa el porcentaje de Cr en este tipo de aceros ya

que en comparación con el contenido de Cr de los cordones superiores del mismo electrodo tienen un valor para este elemento de 0.42%.

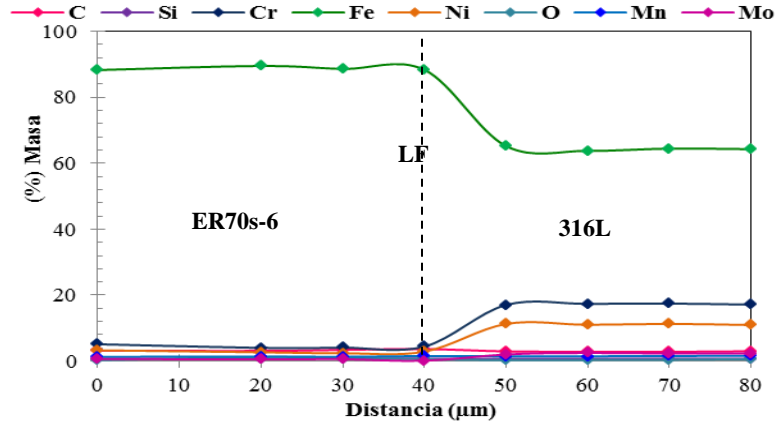


Figura 4.29 Microanálisis químico obtenido por EDS a través de la interfase entre la pasada de relleno y la pasada de raíz.

La martensita tuvo presencia en toda el área correspondiente al segundo cordón de relleno y presentó su típica morfología acicular como la que se muestra en la Figura 4.30 tomada en el MEB. No se encontró la presencia de precipitados o carburos de cromo, sin embargo, la fase en forma de agujas se observó en toda la zona del cordón mencionado, logrando ver que esta fase es la razón de los valores altos medidos en la prueba de microdureza.

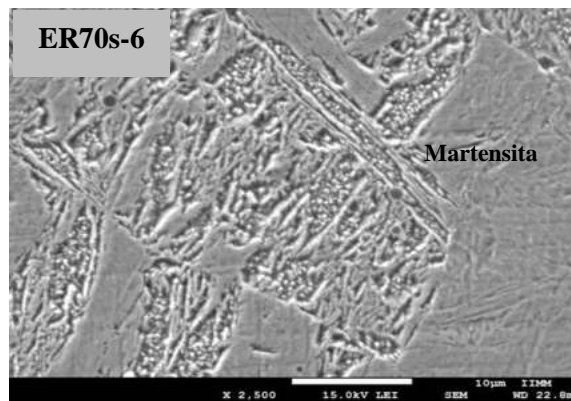


Figura 4.30 Morfología típica de la martensita formada en la segunda pasada de la junta.

El siguiente análisis se realizó en la zona que converge entre la línea de fusión del cordón de las pasadas superiores. La Figura 4.31 muestra diferencias entre ambos depósitos a pesar de que fueron depositados con los mismos parámetros y el mismo electrodo. Sin embargo, el

comportamiento fue diferente debido a la cercanía de la segunda pasada con el acero 316L la variación no solo se dio en la morfología y presencia de fases, de igual manera en la variación de la composición química final de cada uno, la cual se puede ver en la Figura 4.32 en donde se graficaron los EDS tomados en las diferentes zonas.

En la zona conformada por un cordón de vista de 70s-6 se realizó un análisis químico para comparar el porcentaje de los elementos en esa área con respecto a la zona conformada por el mismo acero 70s-6 de la segunda pasada, en donde se presentó variación en los valores obtenidos del Fe observando una disminución de éste, estando entre los porcentajes de 84.60% a 78.37%, mientras que el Cr se comportó de manera inversa marcando un incremento de 0.40% a 3.87 %. Comparación en la cual a pesar de que ambos cordones son de un mismo electrodo contienen una diferente composición química, marcando un incremento de su contenido de Cr principalmente, lo que nos lleva a decir que el Cr se diluyó en la segunda pasada de relleno, cambiando las propiedades en esta zona de la unión.

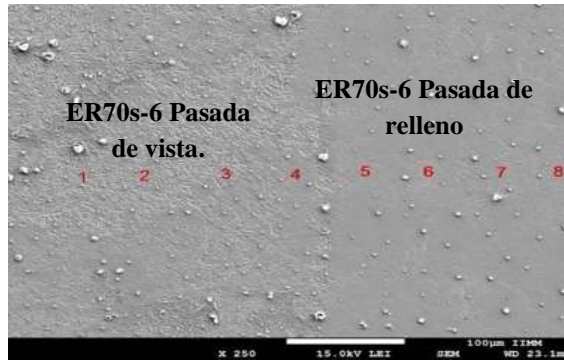


Figura 4.31 Línea de fusión entre la segunda y tercera pasada de electrodo 70s-6

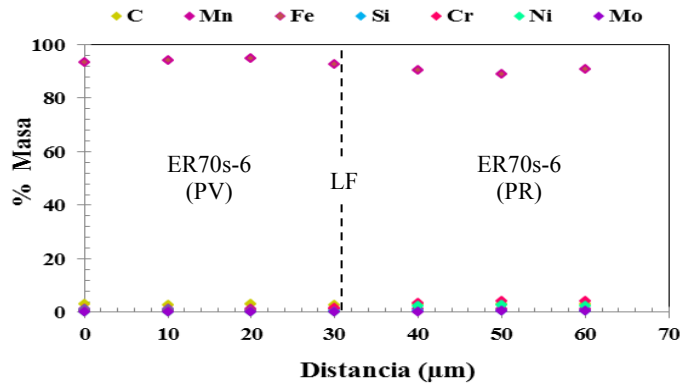


Figura 4.32 Distribución de elementos químicos obtenidos con microanálisis puntual EDS entre el cordón de vista (PV) y la pasada de relleno (PR).

El análisis químico lineal, tomando la transición del material base hacia el material del revestido interno, el cual se presenta en la Figura 4.33 a) se observa el cambio en los elementos representativos de ambos aceros. En la distancia de 0 a 60 μm es evidente el alto contenido de Fe y el bajo valor del Cr, al pasar el valor de 60 μm donde se encuentra la línea de fusión o interfaz dichos elementos cambian drásticamente, el Fe tiende a disminuir mientras que el Cr incrementa de manera abrupta, en tanto que el resto de los elementos se mantienen de forma lineal sin presentar cambios drásticos. La grafica de la Figura 4.33 b) muestra una comparación de la composición química en las zonas analizadas. Los resultados de estos análisis muestran claramente cada uno de los cordones de la junta, notando el incremento de Cr, Ni y Mo en la zona central la cual está compuesta de acero C-Mn 70s-6.

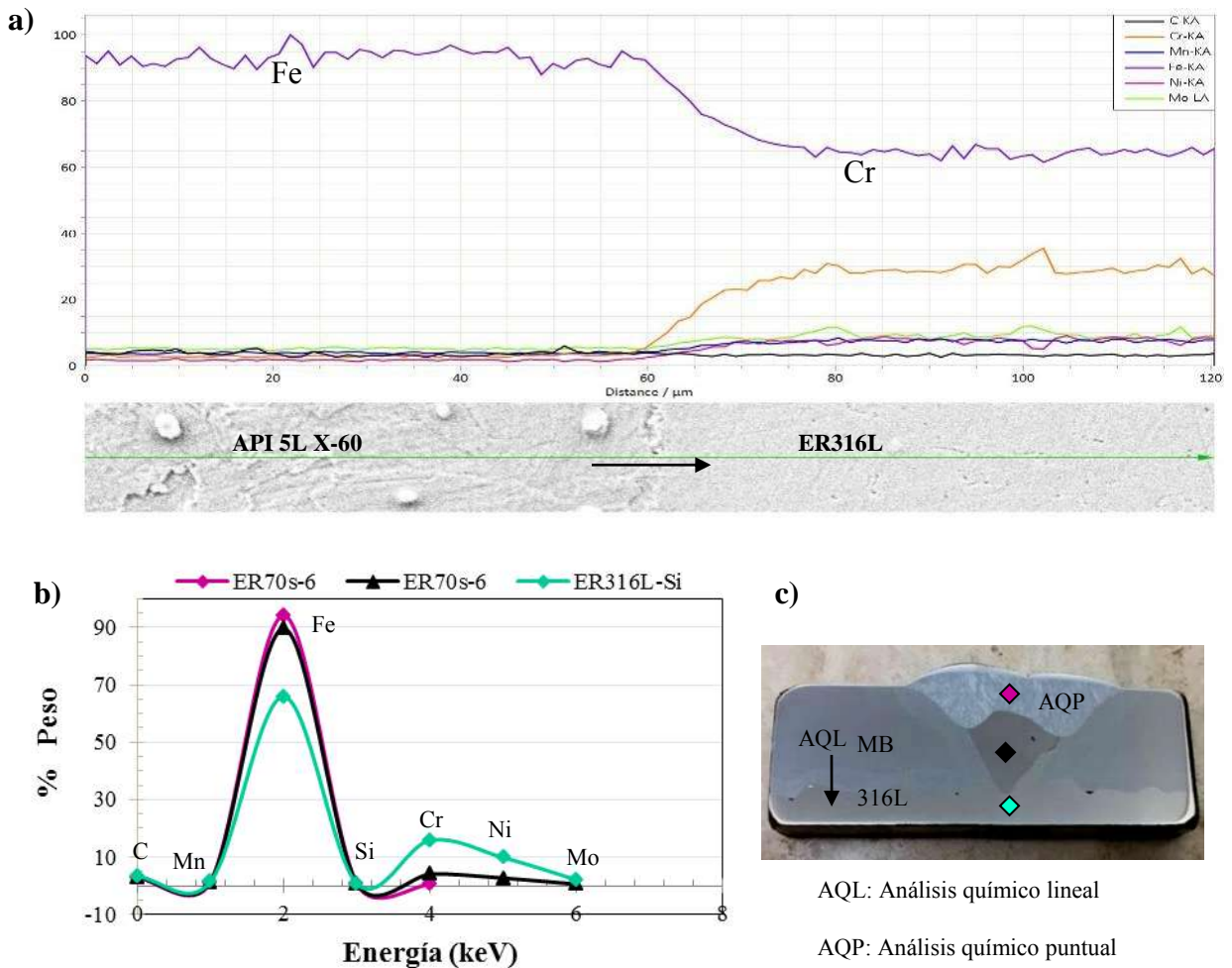


Figura 4.33 a) Comparación de análisis químico puntual en cada cordón; b) barrido lineal de composición química en la interfase de acero API 5L X-60 y 316L-Si, y c) zonas de análisis químico lineal y puntual.

4.6 Caracterización mecánica

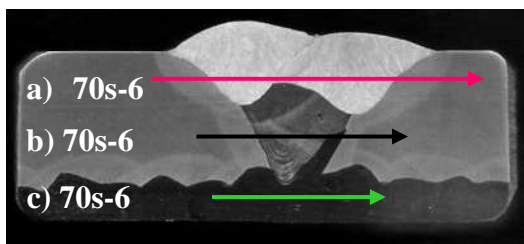
4.6.1 Perfiles de microdureza Vickers

Los perfiles de microdureza se hicieron para evaluar y comparar los valores en cada una de las zonas de la probeta, realizando 3 líneas de mediciones en diferentes niveles de espesor de la junta cómo se presenta en la Figura 4.34.

Se comenzó con un barrido de mediciones en los cordones superiores, en donde los valores tuvieron un comportamiento poco variable, las mediciones más bajas estuvieron en el material base, hubo un incremento de 20 HV en la ZAT, y en el cordón se registraron valores de 270 HV.

Posteriormente se hicieron mediciones en la zona central de la probeta en donde el comportamiento de estos valores fue muy drástico de forma comparativa entre la zona del material base y la zona del cordón. En la gráfica se puede apreciar que el material presenta una microdureza similar a la del MB, sin embargo, al empezar la medición en la zona de la interfaz los valores incrementan considerablemente al igual que toda el área del cordón con valores de hasta 420 HV, duplicando el valor de la microdureza del material base. Esto se debe a la presencia de la martensita formada en esa área causada por la composición química que se genera durante la realización de la soldadura y el enfriamiento acelerado.

En las mediciones del cordón de raíz y la zona donde se encuentra el revestimiento de acero inoxidable, los valores fueron similares en todas sus mediciones en un rango de 200 HV a 250 HV, lo cual indica un comportamiento estable de esta zona.



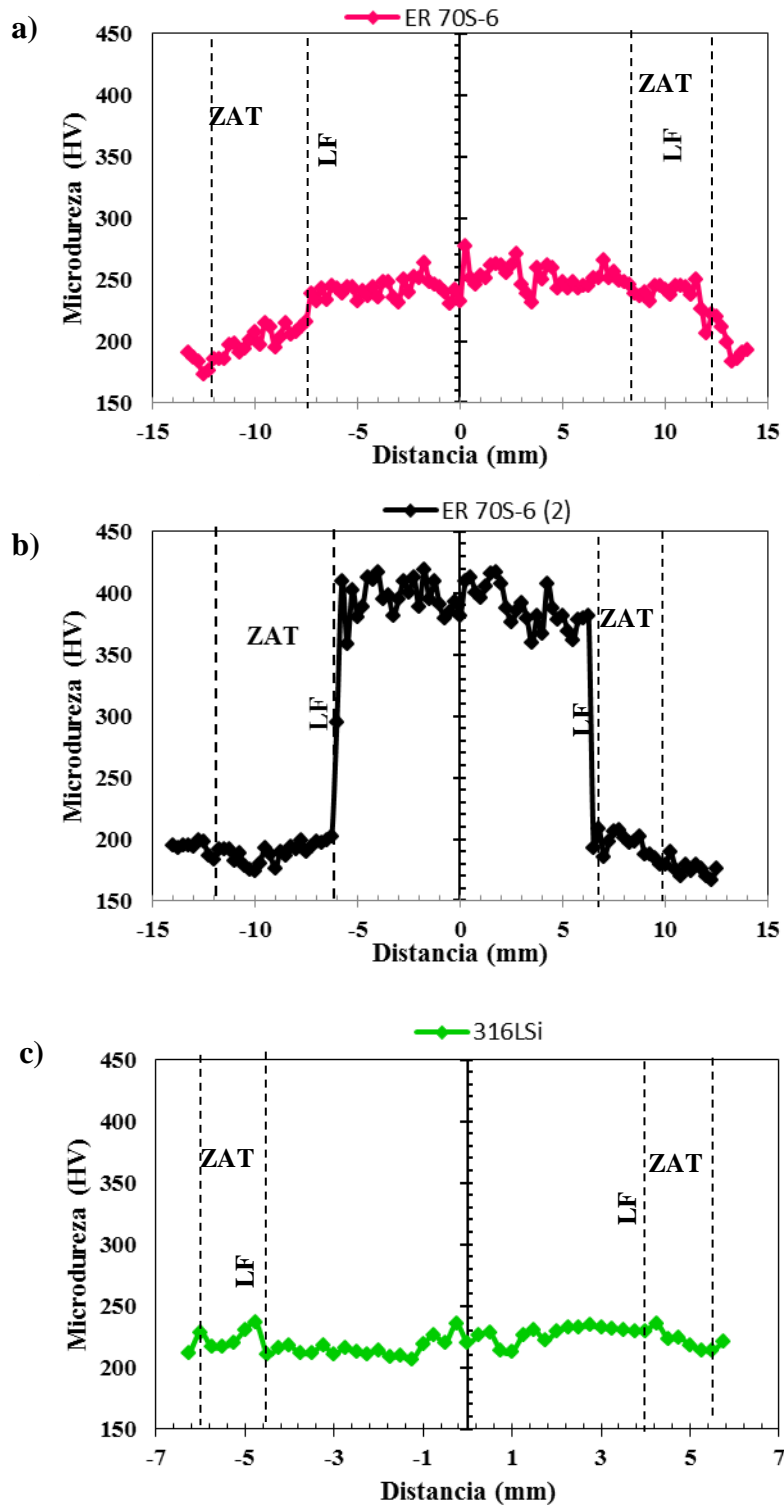


Figura 4.34 Perfiles de microdureza de la junta soldada, a) pasada de vista, b) pasadad de relleno y c) pasada de raíz.

4.6.2 Resistencia a la tensión de la junta soldada

En la tabla 4.3 se presentan el promedio de la resistencia máxima, límite de fluencia y porcentaje de elongación a la rotura en el sentido transversal a la laminación. Estos ensayos se realizaron con la finalidad de tener una referencia y poder evaluar la eficiencia mecánica en la junta soldada para relacionar el efecto de la microestructura a la respuesta mecánica de tensión, dichos valores se encuentran aproximados a los del material base pero por debajo del valor de este, sin embargo al estar dentro del rango estos valores se determinan como aceptables.

La figura 4.35 muestra la falla en las pruebas realizadas en los especímenes A), B) y C). En los tres casos la falla se dio en el material base, lejos de la soldadura y la ZAT, las variaciones en las gráficas esfuerzo contra deformación se deben a la no homogeneidad de las probetas ya que el espesor del revestimiento presenta cambios que provocan estas variaciones.

Tabla 4.3 Tabla de resumen de resultados de deformación y resistencia máxima del ensayo de tensión.

Probeta	Deformación (mm)	Resistencia máxima (MPa)
A)	9.00	563.21
B)	8.35	537
C)	11.48	559.67



Figura 4.35 Fracturas de la sección transversal de las juntas soldadas producto del ensayo de tensión.

La Figura 4.36 muestra el comportamiento de las probetas ensayadas, en donde se pueden observar curvas típicas de aceros al carbono, la cual se caracteriza por el comportamiento que se presenta en la zona elastoplástica. Este segmento de la curva es causado por interacciones entre

dislocaciones, deslizamientos y átomos de soluto en donde el material desarrolla una banda de deformación local; y se presenta con el inicio repentino de la deformación plástica asociada con la deformación de las bandas de Lüders la cual es responsable de la caída inicial de la carga y se define como el punto de rendimiento más bajo. La formación de bandas de Lüders depende por un lado de características microscópicas, como el tamaño de grano y estructura cristalina, y por otro lado de la geometría macroscópica de la pieza. Cuando la deformación se ha extendido a lo largo de la probeta el material se continúa deformando de manera homogénea, estabilizando nuevamente el comportamiento de curva [51].

Tabla 4.4 Comparación entre resultados promedio de los ensayos de tensión de tres probetas bimetalicas y los valores del material base.

Espécimen	Resistencia max a la tensión (MPa)	Límite de fluencia (MPa)
Junta soldada	512.7	430.25
API Spec. 5L X60	517 Min	417

No se tienen valores registrados de esta prueba en especímenes de materiales bicapa, para poder tener una comparación. Por lo cual se toma como referencia los valores del material base, el cual presenta un límite de fluencia mínimo de 417 MPa, un % de elongación transversal de 48% y una resistencia última a la tensión de 519 MPa.

Se llevó a cabo un análisis de falla en donde se obtuvieron las fractografías mostradas en la Figura 4.37 en donde se aprecian claramente las características de la fractura. La primera imagen fue tomada en la zona del acero 70s-6 y la segunda en la zona del recubrimiento de acero inoxidable 316L. En estas imágenes se pueden ver la formación de microhoyuelos ovalados, los cuales son característicos de una falla dúctil causada por una intensa deformación plástica que da lugar a una lenta propagación de la grieta. La fractura dúctil comienza con la formación de un cuello y de cavidades dentro de sección reducida de la probeta, donde posteriormente, los microhuecos resultantes experimentan un período de crecimiento y eventual coalescencia, produciendo una fisura en el interior de la muestra, la cual se propaga hacia la superficie con dirección perpendicular a la tensión aplicada. Cuando se acerca a la superficie, la grieta cambia

su dirección a 45° con respecto al eje de tensión y resulta una fractura con una sección cóncava y una convexa [51].

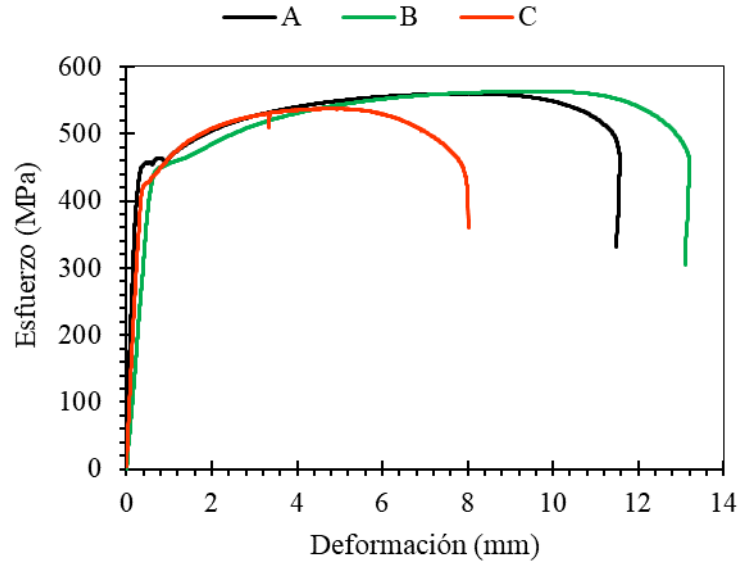


Figura 4.36 Gráfica esfuerzo contra deformación de la junta soldada.

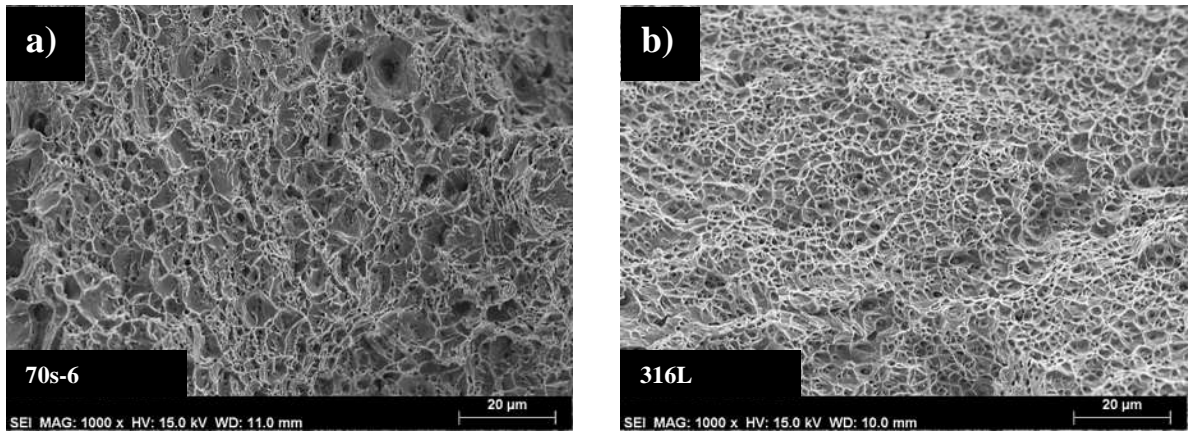


Figura 4.37 Fractografías de la falla del ensayo de tensión; a) tomada en el material base API Spec 5L X-60 y b) tomada en la zona del recubrimiento, ambas con falla dúctil.

En la Figura 4.38 se presenta la fractografía correspondiente a la línea de fusión entre los 2 aceros en donde se logra ver una falla dúctil en ambos aceros. Sin embargo, se diferencian uno del otro

por los diferentes tamaños en los micros hoyuelos, esto debido a la composición y características de cada acero.

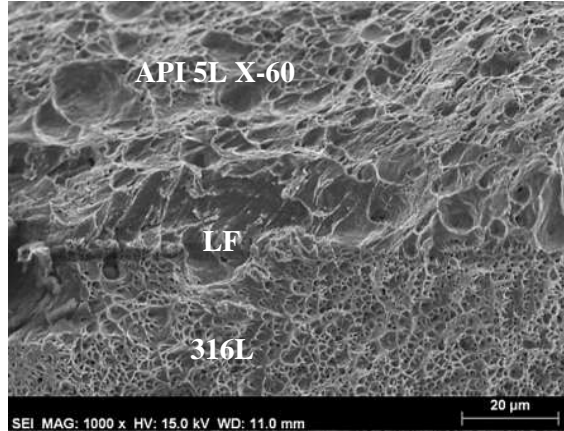


Figura 4.38 Fractografía en la línea de transición entre el ER70s-6 y el revestimiento de 316L.

4.6.3 Absorción de energía al impacto de las soldaduras

El valor promedio de energía absorbida de tres probetas deberá ser el mínimo solicitado en la norma con un valor de 27 J. Los valores obtenidos quedaron por arriba de este valor, como se muestra en la Figura 4.39, en donde se puede observar que las probetas de raíz sometidas a la prueba presentaron valores más elevados, esto debido a que el acero inoxidable presenta mayor oposición a la prueba de impacto comparado con el acero C-Mn, el cual se caracteriza por ser un acero suave, mientras que, en las probetas de cara los valores fueron más bajos y en dos casos las probetas no se fracturaron por completo como se ve en la Figura 4.39 e) y f), quedando unidas en el acero inoxidable.

Probeta	Energía CVN, (J)
cara (a, b, c)	86.33
raíz (d, e, f)	95.6

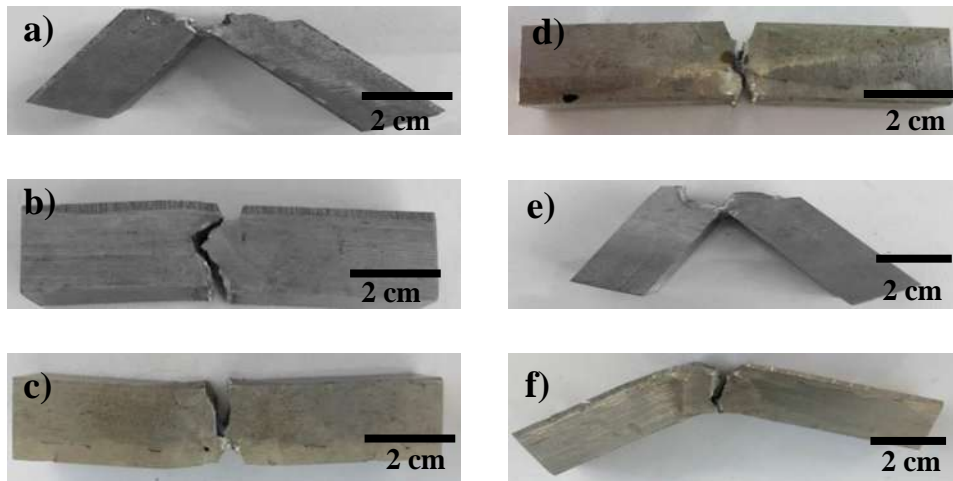


Figura 4.39 Fracturas de la sección de las juntas soldadas debido a la prueba de impacto.

(a - c) probetas de cara (d - f) probetas de raíz.

La tenacidad es una medida de la cantidad de energía que un material puede absorber antes de fracturarse. Se evaluó la capacidad de la soldadura a soportar un impacto, en donde los resultados mostraron una falla de carácter frágil como se puede observar en la fractografía de la Figura 4.40. La fractura frágil se produce a lo largo de planos cristalográficos llamados planos de fractura y tiene una rápida propagación de la grieta, estos mecanismos de fractura pueden ser de clivaje, los cuales vistos en microscopio de barrido se manifiestan en formas continuas conocidas como forma de ríos. Esta fractura se clasifican en transgranular, en donde las grietas se propagan cortando los granos o intergranular cuando las grietas se propagan a lo largo de las fronteras de grano [51]. La temperatura es un factor importante en este ensayo ya que el aumento de temperatura favorece la deformación plástica (el deslizamiento de dislocaciones es más fácil), y las bajas temperaturas favorecen la fractura dúctil, dado esta afectación los resultados de esta prueba fueron a una temperatura de 0 °C por lo cual predominó la falla frágil. Sin embargo, en las fractografías de la Figura 4.40 a) y c) se observan una combinación de falla dúctil con frágil.

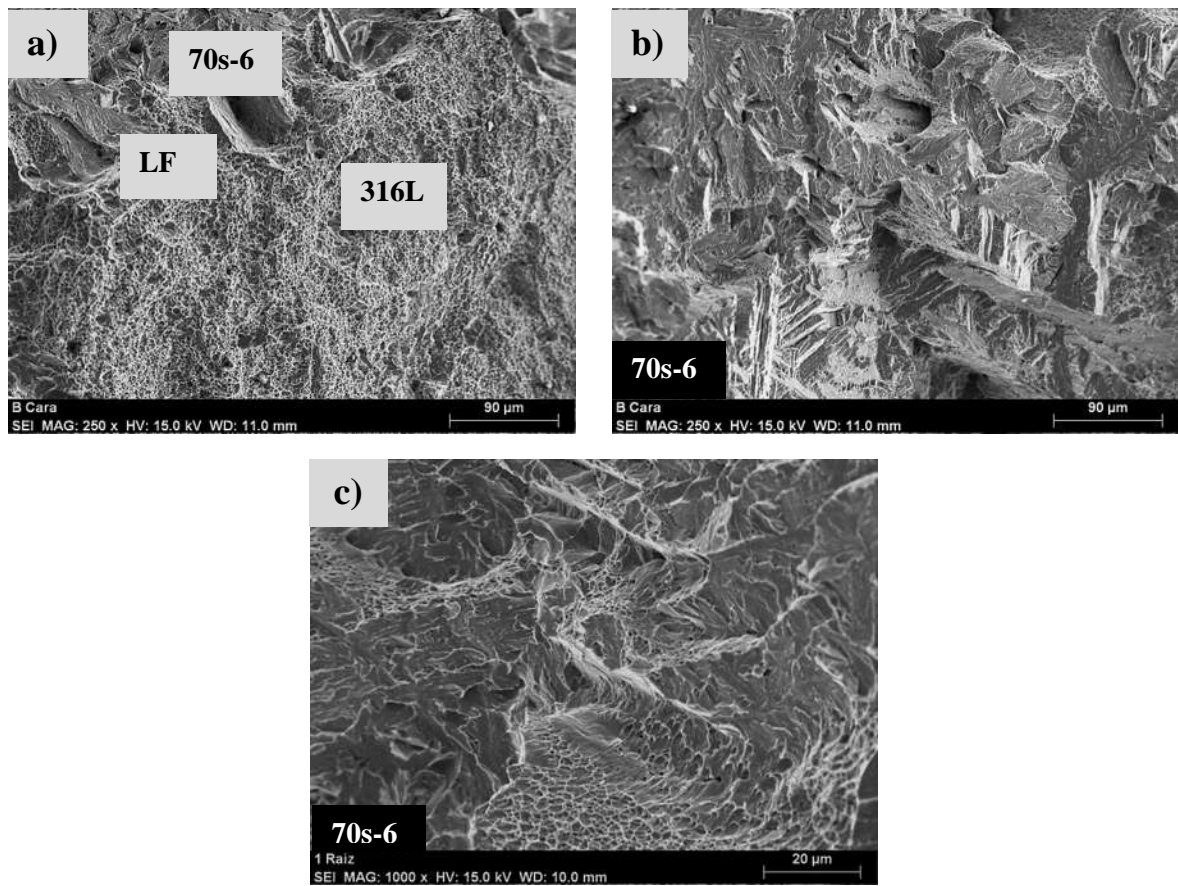


Figura 4.40 Fractografías de ensayo de impacto, a) combinación de falla dúctil y frágil en la línea de fusión, b) y c) falla frágil en zona del cordón 70s-6.

CAPÍTULO 5

Conclusiones

De acuerdo con los resultados obtenidos y presentados en este trabajo es posible concluir que:

Con el método GMAW fue posible la obtención de placas de acero API Spec 5L X60 con revestimiento de acero inoxidable 316L. Este proceso de soldadura sobrepuesta no se define como el mejor dentro de las placas revestidas debido a la complejidad y tiempo que requiere, sin embargo, a diferencia de procesos como el de adhesión mecánica, este brinda una unión metalúrgica y no solo mecánica, para fines de investigación resulta ser una opción con facilidad de réplica.

Las variables operativas con las que se llevó a cabo la elaboración del revestimiento satisficieron las características de geometría, dilución y microdureza para la obtención de las placas con recubrimiento de 3 mm de espesor, esto sin alterar las propiedades del material base API Spec 5L X60, dichas variables consisten en emplear un potencial de 22.5 V con un campo electromagnético de 4.5 mT principalmente.

El uso de los campos magnéticos tanto en los cordones depositados para el recubrimiento como en la soldadura de las placas bimetálicas, garantizó una mejora en las propiedades microestructurales, ya que se obtuvo disminución en los valores de microdureza y una disminución en el tamaño de la ZAT, esto debido a que los campos ayudaron en la difusividad térmica al disminuir la temperatura debido a la agitación causada por los campos; con lo que respecta a la parte de recristalización en esta zona al interactuar el flujo con los campos magnéticos en sentido perpendicular al crecimiento dendrítico se causa la fragmentación de las dendritas las cuales actúan como nuevos agentes nucleantes refinando los granos.

Por otro lado, se concluye que este tipo de uniones requiere un alto cuidado en la limpieza durante todo el proceso de la unión. Otro factor que resulta ser de importancia fue el mantener la estabilidad del arco durante la pasada de raíz principalmente. Para evitar el desvío del arco se usó la interacción de un campo electromagnético de 3.5 mT perpendicular al sentido del arco.

Los parámetros evaluados para la unión de las placas bimetálicas variaron respectivamente, de modo que al haber una variación de electrodos para llevar a cabo dicha unión el potencial empleado fue de 22.5 V para la pasada de raíz y para las pasadas subsecuentes 21 V. Todas las pasadas con un campo magnético de 3.5mT

La martensita formada tanto en la pasada de relleno como en la zona de fusión de los depósitos de soldadura para el revestimiento, fue martensita de bajo carbono, debido al porcentaje de elemento en los aceros involucrados el API Spec 5L X60 y el acero 316L. Los enfriamientos acelerados fueron uno de los factores que dieron lugar a la formación de esta fase de alta dureza, esto en conjunto de la diferencia en la composición química.

Al tratar de unir dos aceros con una composición química y propiedades mecánicas diferentes se dio la presencia de una zona de no mezcla en forma de un listón a lo largo del perímetro encontrados en el área en contacto entre el acero C-Mn y el acero inoxidable. Lo cual al medir la dureza en esa área dio valores muy elevados. Los valores de la medición de microdureza estuvieron en promedio de 420 HV, a pesar de que se volvió a aplicar calor con las pasadas subsecuentes este no fue suficiente para alcanzar la temperatura de austenización y estabilizar la fase dejado como fase predominante a la martensita.

Con los ensayos mecánicos se definió como aceptable el comportamiento de la junta, ya que los valores obtenidos en la resistencia máxima a la tensión fueron de 512.7 MPa, estando dentro del rango del material base con 517 MPa como mínimo, lo que se puede considerar como aceptable. La prueba de impacto solicita un valor mínimo de 27 J cuando la prueba se realiza a 0 °C en aceros al carbono y los valores obtenidos en las probetas en promedio fue de 90 J. Considerando que los aceros al carbono presentan propiedades mecánicas óptimas para la industria del gas y petróleo, si este tipo de aceros revestidos conservan dichas propiedades, incluso cuando se le incorpora una capa de acero resistente a la corrosión, este tipo de recubrimientos resulta ser de gran beneficio para el transporte de gases y fluidos altamente corrosivos de la industria petrolera.

Bibliografía

- [1] XU L, LI M, JING H, HAN Y. Electrochemical Behavior of Corrosion Resistance of X65/Inconel 625 Welded Joints. *International Journal of Electrochemical Science*. 8, 2069-2079, 2013.
- [2] ISO. Petroleum and natural gas industries Materials for use in H₂S-containing environments in oil and gas production. 2, 54, 2009.
- [3] COLMENARES F. Petróleo y crecimiento económico en México 1938-2006. *Economía unam*. 5(15), 53-65, 2008.
- [4] 5LD A S, PIPE L S. Specification for CRA Clad or Lined Steel Pipe. Third Edition. 2009
- [5] INOXIDABLE N. Aceros inoxidable 316 y 316L. 67, 2015.
- [6] GARCÍA R, LÓPEZ V, CURIEL F, ESTRELLA S. Uso de la interacción electromagnética en la soldadura de aceros inoxidable austeníticos, para mejorar sus propiedades de resistencia a la corrosión y mecánicas en la zona afectada térmicamente.
- [7] TOLEDO G Á, CAMPO O, LAÍNEZ E. Agitación electromagnética en la colada continua de acero. *Revista de Metalurgia*. 31(1), 23-30, 1995.
- [8] GARCÍA R, LÓPEZ V, CURIEL F, ESTRELLA S. Uso de la interacción electromagnética en la soldadura de aceros inoxidable austeníticos, para mejorar sus propiedades de resistencia a la corrosión y mecánicas en la zona afectada térmicamente.
- [9] GARCÍA R, LÓPEZ V H, LÁZARO Y. Efecto de la polaridad eléctrica en la soldadura de un acero APIX-65, mediante la adaptación del proceso de soldadura MIG a soldadura por electrogas, con agitación magnética.,
- [10] MARTÍNEZ-ORTIZ P, ESPINA-HERNÁNDEZ J, HALLEN J, LINARES R. Caracterización de aceros API-5L por medio de la medición de ruido magnético Barkhausen. *Científica*. 14(2), 81-87, 2010.
- [11] SOLÀ P M. Soldadura industrial: clases y aplicaciones. Marcombo. 1992.
- [12] ARÁMBURO-PÉREZ G, GARCÍA-GALÁN S, PÉREZ-CAMPOS R, JUÁREZ-ISLAS J. Impacto tecnológico de aceros grado API 5L X-70 para la fabricación de ductos de 36” de diámetro resistentes al gas amargo. *INGENIERÍA Investigación y Tecnología*. 1, 17-26, 2004.
- [13] REDONDO C, CAMERO S, SUÁREZ M, IGNOTO V. Soldadura de un acero API 5l por medio del proceso de soldadura GMAW-pulsado. *Revista de la Facultad de Ingeniería Universidad Central de Venezuela*. 26(1), 165-173, 2011.
- [14] HILTON J, FALS H, TREVISAN R. Susceptibilidad a grietas inducidas por hidrógeno en ambiente corrosivo de H₂S de juntas soldadas de acero API 5L-X80. *Revista de metalurgia*. 45(4), 267-276, 2009.
- [15] AMERICAN WELDING SOCIETY. (2005). AWS A 5.18-98. Specification for carbon steel electrodes and rods for gas shielded arc welding.
- [16] MORA Á F. Corrosión intergranular en aceros inoxidable. *Ingeniería e Investigación*. (2), 20-24, 1982.
- [17] OSPINA R, AGUIRRE H, PARRA H. Soldabilidad en aceros inoxidable y aceros disímiles. *Scientia et Technica*. 13, 34, 2007.

- [18] BRIONES R, RUÍZ A, RUBIO C, CARREON H. Caracterización microestructural y mecánica de una soldadura disímil de aceros inoxidables 316L/AI-6XN. *La Revista Latinoamericana de Metalurgia y Materiales, RLMM.* 34(2), 2014.
- [19] AGUILAR-SIERRA S M, SERNA-GIRALDO C P, ARISTIZÁBAL-SIERRA R E. Transformaciones Microestructurales en Soldaduras Disímiles de Acero Inoxidable Austenítico con Acero Inoxidable Ferrítico. *Soldagem & Inspeção.* 20(1), 59-67, 2015.
- [20] CORTÉS R, VILLANUEVA J, PONCE E, ROJAS M, ROJAS E. Estudio de la soldabilidad y corrosión del acero inoxidable AISI 904L con los agentes utilizados en la lixiviación del cobre. *Revista Facultad de Ingeniería-Universidad de Tarapacá.* 12(2), 43-56, 2004.
- [21] KEJELIN, NORTON Z.; BUSCHINELLI, AUGUSTO JA; POPE, ALEXANDRE M. Effect of welding parameters on the partially diluted zones formation at dissimilar metal welds. *En Proceedings of the 18th International Congress of Mechanical Engineering.* 2005.
- [22] LIPPOLD J C. *Welding metallurgy and weldability.* John Wiley & Sons. 2014.
- [23] AGUILAR-SIERRA S M, SERNA-GIRALDO C P, ARISTIZÁBAL-SIERRA R E. Transformaciones Microestructurales en Soldaduras Disímiles de Acero Inoxidable Austenítico con Acero Inoxidable Ferrítico. *Soldagem & Inspeção.* 20(1), 59-67, 2015.
- [24] MORA Á F. Corrosión intergranular en aceros inoxidables. *Ingeniería e Investigación.* (2), 20-24, 1982.
- [25] KANE R D, WILHEIM S M, YOSHIDA T, MATSUI S, IWASE T. Analysis of bimetallic pipe for sour service. *SPE Production Engineering.* 6(03), 291-296, 1991.
- [26] SPENCE M A, ROSCOE C V, SCHAFFER K, HUTCHISON J, FOXTON A, BARRACLOUGH C. Bi metal, CRA-lined pipe employed for North Sea field development. *Oil and Gas Journal.* 97(18), 80-88, 1999.
- [27] PEMEX. *Glosario de gas y petroquímica de PEMEX.* 2015.
- [28] WANG X, LI P, WANG R. Study on hydro-forming technology of manufacturing bimetallic CRA-lined pipe. *International Journal of Machine Tools and Manufacture.* 45(4-5), 373-378, 2005.
- [29] KEJELIN N Z. Influência dos parâmetros de soldagem na formação de zonas parcialmente diluídas em soldas de metais dissimilares. 2006.
- [30] ENDAL G, NUPEN O, SAKURABA M, KONDO K. Reel Installation of 15” Clad Steel Pipeline With Direct Electrical Heating and In-Line T. *OMAE2006-92525.* 2006.
- [31] JUNG E-J, LEE H-W. Comparison of Corrosion Resistance and Corroded Surfaces of Welding Metal in Overlay-Welded Inconel 600 and Inconel 625 by Gas Metal Arc Welding. *INTERNATIONAL JOURNAL OF ELECTROCHEMICAL SCIENCE.* 11(8), 7125-7138, 2016.
- [32] SUNG H K, LEE D H, LEE S, KIM H S, RO Y, LEE C S, HWANG B, SHIN S Y. Correlation Between Microstructures and Tensile Properties of Strain-Based API X60 Pipeline Steels. *Metallurgical and Materials Transactions A.* 47(6), 2726-2738, 2016.
- [33] KEJELIN N Z. Soldagem de revestimento de aços comuns C-Mn com superliga a base de níquel Inconel 625. 2012.
- [34] KEJELIN N Z. Influência dos parâmetros de soldagem na formação de zonas parcialmente diluídas em soldas de metais dissimilares. 2006.

- [35] SILVA C C, AFONSO C R M, RAMIREZ A J, MOTTA M F, MIRANDA H, FARIAS J. Aspectos metalúrgicos de revestimientos dissimilares com a superliga à base de níquel Inconel 625. *Soldagem & Inspeção*. 17(3), 251-263, 2012.
- [36] SERWAY R A, ANTONIO J. *Electricidad y magnetismo*. 1997.
- [37] SERWAY R A, JEWETT J W, HERNÁNDEZ A E G, LÓPEZ E F. *Física para ciencias e ingeniería*. Thomson. 2005.
- [38] GARCÍA R, LÓPEZ V H, LÁZARO. Efecto de la polaridad electrica en la soldadura de un acero api x-65, mediante la adapatción del proceso de soldadura mig a soldadura por electrogas, con agiatcion magnetica.
- [39] RENTERÍA M G, MORELOS V L, HERNÁNDEZ R G. Efecto de la interacción electromagnética de baja intensidad en la microestructura y propiedades mecánicas de soldaduras de acero inoxidable dúplex. *Ingenius*. (12), 40-45, 2014.
- [40] KANG Y, NA S. Characteristics of welding and arc signal in narrow groove gas metal arc welding using electromagnetic arc oscillation. *WELDING JOURNAL-NEW YORK*. 82(5), 93-S, 2003.
- [41] ANSI/API SPECIFICATION 5L, OCTOBER 1, 2007, Specification for Line Pipe, FORTY-FOURTH EDITION
- [42] MARTÍNEZ H V. Metalurgia semisólida de aleaciones y composites metálicos procesados por agitación mecánica. *Revista Latinoamericana de Metalurgia y Materiales*. 27(1), 13-27, 2007.
- [43] SALAZAR M, QUESADA H, ASTA E. C. *Revista de metalurgia*. 34(6), 469-475, 1998.
- [44] WATANABE Y, TAKEDA T, SATO H. Effect of magnetic field on weld zone by spot-welding in stainless steel. *ISIJ international*. 46(9), 1292-1296, 2006.
- [45] CURIEL F, GARCÍA R, LÓPEZ V, GONZÁLEZ-SÁNCHEZ J. Effect of magnetic field applied during gas metal arc welding on the resistance to localised corrosion of the heat affected zone in AISI 304 stainless steel. *Corrosion Science*. 53(7), 2393-2399, 2011.
- [46] API Spec 5L A A S. Specification for Line Pipe FORTY-FOURTH EDITION. OCTOBER 1, 2007
- [48] KOU S. *WELDING METALLURGY SECOND EDITION*. John Wiley & Sons. 2003.
- [49] DAS NEVES M D M, LOTTO A, BERRETTA J R, DE ROSSI W, JÚNIOR N D V. Solidificação da Zona de Fusão na soldagem do AISI 304 com Inconel 600 por laser de Nd: YAG. *Soldagem Insp. São Paulo*. 14, 104-113, 2009.
- [50] DAS NEVES M D M, LOTTO A, BERRETTA J R, DE ROSSI W, JÚNIOR N D V. Solidificação da Zona de Fusão na soldagem do AISI 304 com Inconel 600 por laser de Nd: YAG. *Soldagem Insp. São Paulo*. 14, 104-113, 2009.
- [51] HERTZBERG R W. *Deformation and fracture mechanics of engineering materials*. 1989.