



UNIVERSIDAD NACIONAL DE COLOMBIA

**INFLUENCIA DE LA ENTRADA DE CALOR EN
LAS CARACTERÍSTICAS MECÁNICAS Y
MICRO-ESTRUCTURALES FINALES DE LA
ZONA AFECTADA POR EL CALOR (ZAC) EN
UNIONES SOLDADAS EN TUBERÍA PARA
TRANSPORTE DE HIDROCARBUROS**

Ing. Francisco de Paula Gómez Mendoza

Universidad Nacional de Colombia

Facultad de Ingeniería Mecánica y Mecatrónica

Maestría en Ingeniería - Materiales y Procesos de Manufactura

Bogotá, D.C., Colombia

2016

INFLUENCIA DE LA ENTRADA DE CALOR EN LAS CARACTERÍSTICAS MECÁNICAS Y MICRO- ESTRUCTURALES FINALES DE LA ZONA AFECTADA POR EL CALOR (ZAC) EN UNIONES SOLDADAS EN TUBERÍA PARA TRANSPORTE DE HIDROCARBUROS

Ing. Francisco de Paula Gómez Mendoza

Tesis presentada como requisito parcial para optar al título de:
Magister en Ingeniería – Materiales y Procesos de Manufactura

Director:

Ing. Sc. Juan Hernando Reyes Pacheco

Codirector:

Ph.D. Rodolfo Rodríguez Baracaldo

Facultad de Ingeniería Mecánica y Mecatrónica
Maestría en Materiales y Procesos de manufactura

Bogotá, D.C., Colombia

2016

Dedicatoria

A mi amada esposa Gladys, a mi linda hija Francie Nathalie, por su apoyo, paciencia, y por hacer parte del engranaje de mi vida.

Agradecimientos

De manera especial, al Ingeniero Richard Boyacá, Director de Proyectos Industriales, de la empresa Lincoln Soldaduras de Colombia Ltda, por proveer los metales de aporte y facilitar las instalaciones para realizar los ensayos mecánicos necesarios en el desarrollo de este proyecto.

Al Ingeniero Hérmán Ramírez, de Equión Energía Limited, por su gran colaboración.

A todos los Profesores de la Universidad Nacional de Colombia, por impartir nuevos conocimientos, por ayudarme a recordar lo aprendido alguna vez, en especial al Ingeniero Juan Hernando Reyes Pacheco por su empuje para sacar adelante esta investigación.

A todo aquél que de una u otra manera aportó su granito de arena para iniciar, continuar y culminar el proyecto.

Resumen

El objetivo de esta investigación fue evaluar la influencia de la entrada de calor en las propiedades mecánicas y micro-estructurales finales de la Zona Afectada por el Calor (ZAC) en uniones soldadas en tubería API 5L Gr. X65, para transporte de hidrocarburos, empleando los procesos SMAW, GMAW STT, FCAW-S y GMAW SCT. El conocimiento del efecto térmico en la ZAC de las juntas soldadas es importante para la optimización de los parámetros de soldadura utilizados cuando se unen aceros de alta resistencia y baja aleación como es la tubería API 5L, debido a que esto tendrá una gran influencia en las propiedades mecánicas y metalúrgicas finales de la unión soldada.

Se evaluaron las propiedades mecánicas y metalúrgicas de siete ensambles soldados con distintas entradas de calor y parámetros de soldadura para obtener diferentes afectaciones térmicas e investigar las variaciones en los componentes de la junta soldada como son, el metal de soldadura, zona afectada por el calor y el metal base, debido al calor aportado por el proceso y combinación de procesos de soldadura.

La caracterización se efectuó mediante análisis de composición química, ensayos de dureza y microdureza, microscopía óptica (OM), microscopía electrónica de barrido (SEM), pruebas de tensión, doblado y sanidad; se diseñaron cuatro procedimientos de soldadura que fueron calificados siguiendo los requerimientos del estándar API 1104, mediante cuatro procesos de soldadura aplicados en forma individual o combinados, en cada uno de los siete arreglos de tubería empleados.

Los resultados obtenidos con las diferentes entradas de calor muestran que la propiedad mecánica de resistencia a la tensión disminuye con el aumento en la entrada de calor a la unión soldada. El ensayo de microdureza muestra una zona de ablandamiento en la zona de transición entre el metal base y la ZAC, con mayor pérdida de dureza a medida que aumenta el calor de entrada, en cambio la ZAC presenta un aumento en su dureza a medida que se disminuye el calor de entrada.

En las propiedades metalúrgicas la evaluación metalográfica muestra la presencia de estructuras ferríticas, bainítica, perlítica y trazas de austenita retenida presentando incremento tanto en

cantidad como en engrosamiento de la ferrita y las colonias de bainita a medida que se incrementa el calor de entrada. El análisis elemental semicuantitativo (EDS) mostró que el contenido de Si, Mn y Fe aumentó levemente en la ZAC de las juntas soldadas examinadas, conforme aumenta el calor de entrada en el metal base; esto se debe al efecto térmico provocado por el calor aportado por los diferentes procesos de soldadura empleados.

Palabras claves: ZAC; tubería API 5L Gr. X65; calificación de procedimientos de soldadura; API 1104; cupones; entrada de calor; metales de aporte; diseño de la junta.

Abstract

The objective of this research was to evaluate the influence of heat input on the mechanical and micro-structural end of the heat affected zone (HAZ) in welded pipe joints properties API 5L Gr. X65, for transportation of hydrocarbons, using SMAW, GMAW STT, FCAW-S and GMAW SCT processes. The knowledge of the thermal effect in the HAZ of the welded joints is important for optimizing the welding parameters used when high strength steels and low alloy as API 5L pipe joint, since this will have a great influence on the final mechanical and metallurgical properties of the weld joint.

Mechanical and metallurgical properties assemblies seven welded were assessed with different heat inputs and welding parameters for different thermal affectations and investigate variations in components such as the welded joint, the weld metal, heat affected zone and the base metal due to heat contributed by the combination process and welding process.

The characterization was performed by analysis of chemical composition, hardness and micro hardness testing, optical microscopy (OM), scanning electron microscopy (SEM), stress testing, bending and nick testing; four welding procedures that were classified according to the requirements of the API standard 1104, using four welding processes applied alone or combined, are designed in each of the seven employees piping arrangements.

The results obtained with the different heat inputs show that the mechanical properties of tensile strength decreases with increasing heat input to the weld. The microhardness testing shows a softening zone in the transition zone between the base metal and the HAZ, with greater loss in hardness with increasing heat input, however the HAZ shows an increase in hardness as it reduces heat input.

In the metallurgical properties metallographic examination shows the presence of ferritic structure, bainitic, perlitic, showing increase in both quantity and thickening of the ferrite and bainite colonies as the heat input increases. Elemental analysis semiquantitative (EDS) showed

that the content of Si, Mn and Fe slightly increased in the HAZ of welded joints examined, with increasing heat input in the base metal this is due to the thermal effect caused by the heat supplied by different welding processes employed.

Keywords: HAZ; API 5L Gr. X65 piping; welding procedures qualification; API 1104; coupons; heat input; filler metals; joint design.

Contenido

	Pág.
<u>Resumen</u>	9
<u>Lista de figuras</u>	XV
<u>Lista de tablas</u>	XX
<u>Lista de gráficos</u>	1
<u>Introducción</u>	3
1. Estado del arte	6
1.1 Metal de soldadura	6
1.2 Transformaciones en el estado sólido de las soldaduras ...	12
1.3 Entrada de calor y la zona afectada por el calor (ZAC) ...	13
1.3.1 Efectos térmicos de la soldadura en el acero	13
1.4 Consideraciones metalúrgicas para la soldadura	14
1.4.1. Estructura y propiedades de la ZAC resultantes de la acción de los ciclos térmicos de la soldadura	15
1.5 Efecto de la entrada de calor, geometría de la junta, y precalentamiento en la velocidad de enfriamiento	24
1.6 Procesos de soldadura utilizados	27
1.6.1 Proceso de soldadura por arco manual con electrodo revestido - SMAW	28
1.6.2 Proceso de soldadura por arco con electrodo metálico y gas de protección - GMAW	31
1.6.3 Proceso de soldadura por arco con electrodo tubular y corazón de fundente - FCAW-S (Innershield)	38
2. Desarrollo Experimental	43
2.1 Diseño de experimentos	44
2.1.1 Caracterización del material base.....	45
2.1.2 Ensayos de soldadura.....	47
2.1.3 Metales de aporte.....	49
2.2 Caracterización de las juntas de soldadura	54
2.2.1 Macroindentación y microindentación.....	54
2.2.2 Microscopía óptica (OM).....	55
2.2.3 Microscopía electrónica de barrido (SEM).....	55
2.3 Entrada de calor	55

3. Resultados y análisis de resultados.....	62
3.1 Material base	62
3.1.1 Análisis químico.....	62
3.1.2 carbono equivalente	63
3.2 Depósitos de soldadura	63
3.2.1 Análisis químico.....	63
3.3 Microdureza en el material base	64
3.4 Análisis metalográfico	65
3.4.1 Análisis mediante microscopía óptica (OM) del material base 65	
3.4.2 Análisis mediante microscopía electrónica de barrido (SEM) del material base.....	66
3.4 Ensayos de resistencia a la tensión del material base	70
3.6 Ensayos de dureza Rockwell B (HRB) en los ensambles soldados	71
3.7 Ensayos de resistencia a la tensión de los ensambles soldados	73
3.8 Ensayos de microdureza Vickers (HV) 0,3 kg	75
3.9 Resultados Entrada de Calor (HI	99
3.10 Resultados y análisis de la caracterización de las juntas de soldadura mediante microscopía óptica (OM) y microscopía electrónica de barrido (SEM)	107
3.10.1 Microscopía óptica (OM).....	107
3.10.2 Microscopía electrónica de barrido (SEM).....	125
3.11 Análisis del efecto de los procesos de soldadura en la microestructura	130
3.12 Análisis del efecto de los procesos de soldadura en las propiedades mecánicas	131
3.13 Análisis del efecto de los procesos de soldadura en la microdureza	131
Conclusiones y recomendaciones.....	134
4.1 Conclusiones	134
4.2 Recomendaciones - Trabajo futuro	135
Anexos.....	137
Anexo A	137
Anexo B	137
Bibliografía.....	138

Lista de figuras

	Pág.
Figura 1- 1 Diagrama esquemático CCT para el metal de soldadura de acero, resumiendo el efecto posible de la microestructura y elementos aleantes sobre el producto de transformación para un tiempo dado de enfriamiento del metal de soldadura [4].	7
Figura 1- 2 Diagrama de equilibrio Fe-C que muestra la transformación del acero de baja aleación X, de 0.13%C, por enfriamiento lento [4]. (Diagrama tomado y adaptado)	8
Figura 1- 3 Las gráficas muestran las diferencias en los ciclos térmicos. (a) Los ciclos térmicos utilizados para generar un diagrama CCT convencional. (b) Ciclos térmicos en la soldadura [8]. (Gráfica tomada y adaptada).	14
Figura 1- 4 Esquema ilustrativo de los componentes de una junta de soldadura a tope en V de múltiples pases: metal base, zona afectada por el calor (ZAC), y metal de soldadura.	15
Figura 1- 5 Esquema de la zona afectada por el calor, aproximada, en la junta de soldadura, de un solo pase, de la aleación X, mostrando la relación entre el pico de temperaturas exhibidas en las sub-regiones de la ZAC y la porción del diagrama de equilibrio Fe-Cementita (Fe-Fe ₃ C) [10]. (Esquema tomado y adaptado)	17
Figura 1- 6 Diagrama de cambios estructurales durante un ciclo térmico de soldadura en la ZAC de un acero de baja aleación y su efecto en las propiedades de la ZAC [10]. (Diagrama tomado y adaptado)	20
Figura 1- 7 Esquema ilustrativo de las diferentes sub-zonas que se pueden formar en la región de grano grueso de la zona afectada por el calor de una junta de soldadura de pases múltiples. (a) Sub-zonas relativas al metal base (MB) y metal de soldadura (MS). (b) Gráfico de los ciclos térmicos relativos a AC3 y AC1. (c) Microestructuras en las diferentes zonas. LF se refiere a Línea de Fusión [3]. (Esquema tomado y adaptado)	22
Figura 1- 8 Esquema del proceso de soldadura por arco manual con electrodo revestido SMAW [16]. (Tomado y adaptado)	28
Figura 1- 9 Esquema del circuito de soldadura SMAW [16]. (Tomado y adaptado)	29
Figura 1- 10 Circuito de soldadura del proceso SMAW	30

Figura 1- 11 Esquema del proceso de soldadura GMAW [18]. (Tomado y adaptado).....	33
Figura 1- 12 Circuito de soldadura del proceso GMAW STT	33
Figura 1- 13 Modo de transferencia por corto circuito en el proceso GMAW [18]. (Esquema tomado y adaptado)	34
Figura 1- 14 Proceso GMAW Surface Tension Transfer (STT) [19]. (Tomado y adaptado)	36
Figura 1- 15 Proceso flux-cored arc welding (FCAW) [20]. (Esquema tomado y adaptado).....	39
Figura 1- 16 Equipo del proceso flux-cored arc welding (FCAW) [20]. (Esquema tomado y adaptado)	40
Figura 1- 17 Circuito de soldadura del proceso FCAW-S (Innershield).....	40
Figura 2- 1 Paso a paso para el desarrollo experimental	43
Figura 2- 2 Niple de tubería de acero	46
Figura 2- 3 Diseños de junta de soldadura a tope, en V, empleados para biselar y soldar los cupones de tubería.....	47
Figura 2- 4 Cupones de tubería en acero de baja aleación (API 5L Gr. X65)	47
Figura 2- 5 Cuatro (4) de los catorce (14) cupones de tubería API 5L Gr. X65 utilizados para soldar los ensambles	48
Figura 2- 6 Resumen de la secuencia de las actividades de soldadura	50
Figura 2- 7 Esquemas para ubicación e identificación específica de cada una de las probetas necesarias para realizar los ensayos	52
Figura 2- 8 Probetas para ensayos de tensión, doblado, sanidad, dureza, microdureza, microscopía óptica (MO), microscopía electrónica de barrido (SEM), y análisis químico	53
Figura 2- 9 Esquema ilustrativo guía, típico, para realizar los perfiles de dureza y microdureza.	54
Figura 2- 10 Sección transversal de la probeta M411 WPS 001-1, mostrando el perfil de dureza HRB.....	556
Figura 2- 11 Travel speed calculator.....	57
Figura 3- 1 Micrografía del material base tubería API 5L Gr. X65. (400x. Nital 4%).....	66

Figura 3- 2 Microestructura SEM del material base (x1000).....	67
Figura 3- 3 Microestructura SEM del material base (x2500).....	67
Figura 3- 4 Se observa la sección demarcada con línea color magenta de la zona escogida para el espectro de análisis semicuantitativo del material base y su espectrograma	68
Figura 3- 5 Espectrogramas del análisis elemental semicuantitativo del MB y ZAC probetas M312, M431, H14 y M321	69
Figura 3- 6 Fotografía de la probeta con la ubicación de las zonas de ensayo	75
Figura 3- 7 Macrografía probeta M312. (ZR - Zona revenida. ZNR - Zona no revenida) (x25)	1088
Figura 3- 8 Cordón de soldadura (MS) y Zona Afectada por el Calor (ZAC), Zona 3 (ZCMB), Zona 2 (ZI – Zona intermedia entre la zona más cercana al cordón de soldadura y la Zona más cercana al metal base (ZCMB), Zona 1 (Zona revenida, ZR; Zona no revenida, ZNR), probeta M312 (x100)	1088
Figura 3- 9 ZAC Zona 1 (ZNR - Zona no revenida) probeta M312 (x400).....	10909
Figura 3- 10 ZAC Zona 1 (ZR - Zona revenida) probeta M312 (x400).....	10909
Figura 3- 11 Zona 2 (ZI - Zona intermedia entre Zona más cercana al cordón de soldadura y la Zona más próxima al metal base) probeta M312 (x400).....	1100
Figura 3- 12 Zona 3 (ZCMB - Zona más próxima al metal base) probeta M312 (x400).....	1100
Figura 3- 13 Macrografía probeta M431. (ZR - Zona revenida. ZNR - Zona no revenida) (x25)	1122
Figura 3- 14 Cordón de soldadura (MS) y Zona Afectada por el Calor (ZAC), Zona 3 (ZCMB), Zona 2 (ZI – Zona intermedia entre la zona más cercana al cordón de soldadura y la Zona más cercana al metal base (ZCMB), Zona 1 (Zona revenida, ZR; Zona no revenida, ZNR), probeta M431 (x100)	1122
Figura 3- 15 ZAC Zona 1 (ZNR - Zona no revenida) probeta M431 (x400).....	1133
Figura 3- 16 ZAC Zona 1 (ZR - Zona revenida) probeta M431 (x400).....	1133
Figura 3- 17 Zona 2 (ZI - Zona intermedia entre Zona más cercana al cordón de soldadura y la Zona más próxima al metal base) probeta M431 (x400).....	1144
Figura 3- 18 Zona 3 (ZCMB - Zona más próxima al metal base) probeta M431 (x400).....	1144

Figura 3- 19 Macrografía probeta H14. (ZR - Zona revenida. ZNR - Zona no revenida) (x25)	1166
Figura 3- 20 Cordón de soldadura (MS) y Zona Afectada por el Calor (ZAC), Zona 3 (ZCMB), Zona 2 (ZI – Zona intermedia entre la zona más cercana al cordón de soldadura y la Zona más cercana al metal base (ZCMB), Zona 1 Zona revenida, ZR; Zona no revenida, ZNR), probeta H14 (x100).....	1166
Figura 3- 21 ZAC Zona 1 (ZNR – Zona no revenida) probeta H14 (x400)	1177
Figura 3- 22 Zona 1 (ZR - Zona revenida) probeta H14 (x400).....	1187
Figura 3- 23 Zona 2 (ZI - Zona intermedia entre Zona más cercana al cordón de soldadura y la Zona más próxima al metal base) probeta H14 (x400)	1188
Figura 3- 24 Zona 3 (ZCMB - Zona más próxima al metal base) probeta H14 (x400).....	118
Figura 3- 25 Macrografía probeta M321. (ZR - Zona revenida. ZNR - Zona no revenida) (x25)	120
Figura 3- 26 Cordón de soldadura (MS) y Zona Afectada por el Calor (ZAC), Zona 3 (ZCMB), Zona 2 (ZI – Zona intermedia entre la zona más cercana al cordón de soldadura y la Zona más cercana al metal base (ZCMB), Zona 1 Zona revenida, ZR; Zona no revenida, ZNR), probeta M321. (x100).....	1200
Figura 3- 27 ZAC Probeta M321 (x400).....	1211
Figura 3- 28 ZAC Zona 1 (ZNR - Zona no revenida) probeta M321 (x400).....	1211
Figura 3- 29 ZAC Zona 1 (ZR - Zona revenida) probeta M321 (x400).....	1222
Figura 3- 30 Zona 2 (ZI - Zona intermedia entre Zona más cercana al cordón de soldadura y la Zona más próxima al metal base) probeta M321 (x400)	1222
Figura 3- 31 Zona 3 (ZCMB - Zona más próxima al metal base) probeta M321 (x400).....	1233
Figura 3- 32 SEM ZAC WPS 002 -1. Zona 1 No Revenida (ZNR) - Probeta M321. Se observa región con orientación bainítica en la ferrita (OBF), caracterizada por la presencia de escamas de cementita y listones de ferrita bainítica, presencia escasa de perlita, ferrita bainítica, presencia escasa de perlita, ferrita acicular en mayor cantidad. (x2000).....	1255
Figura 3- 33 Detalle de la Figura 3-31, Probeta M321 ZAC Zona 1 No Revenida (ZNR). Orientación bainítica en la ferrita (en la bainita superior, el carbono precipita como cementita (Fe ₃ C) entre los listones de ferrita bainítica, en la matriz de granos “prior” de austenita) (x20000)	1266

Figura 3- 34 SEM ZAC WPS 001-2. Zona 1 (Zona Revenida ZR) - Probeta M312. Presencia de colonias de perlita, ferrita equiáxica y ferrita acicular. (x2000)	1266
Figura 3- 35 SEM ZAC WPS 002-1. Zona 3 (ZCMB) - Probeta M321. Presencia de colonias de perlita y ferrita equiáxica. (x2000)	1277
Figura 3- 36 SEM ZAC WPS 004. Zona 2 (ZCMB) - Probeta H14. Presencia de colonias de perlita, ferrita acicular y ferrita equiáxica. (x2000).....	1277
Figura 3- 37 Imagen SEM muestra a x1000 y x2500, material de aporte	1288
Figura 3- 38 Zona de análisis mediante EDS, material de aporte.....	129

Lista de tablas

	Pág.
Tabla 1- 1 Sub-zonas de la ZAC basadas en sus propiedades.....	19
Tabla 2- 1 Ensayos mecánicos y metalográficos para el proceso de experimentación.....	44
Tabla 2- 2 Matriz de diseño de experimentos factorial 2 ³	45
Tabla 2- 3 Dimensiones del niple de tubería de acero utilizado en los ensayos	46
Tabla 2- 4 Identificación de ensambles y variables de soldadura.....	48
Tabla 2- 5 Entrada de calor (HI) y la velocidad de avance (S) proceso de soldadura SMAW - ensamble WPS 001-1.....	58
Tabla 2- 6 Heat Input (HI) y velocidad de avance (S) procesos de soldadura GMAW STT – FCAW-S - ensamble WPS 002-1	59
Tabla 2- 7 Heat Input (HI) y la velocidad de avance (S) procesos de soldadura SMAW-FCAW-S ensamble WPS 003-1.....	60
Tabla 2- 8 Entrada de calor (HI) y velocidad de avance (S) procesos de soldadura SMAW-GMAW SCT ensamble WPS 004.....	61
Tabla 3- 1 Composición química promedio de la tubería API 5L Gr. X65	62
Tabla 3- 2 Composición química promedio de los depósitos de soldadura aplicados y metal base	64
Tabla 3- 3 Microdurezas Vickers (HV) metal base.....	65
Tabla 3- 4 Análisis elemental semicuantitativo de probetas	68
Tabla 3- 5 Resultados de los ensayos mecánicos y de microscopía metal base	70
Tabla 3- 6 Valores de los perfiles de dureza Rockwell (HRB) en las probetas extraídas de los ensambles soldados.....	71
Tabla 3- 7 Resultados de los ensayos de tensión de los ensambles soldados	73

Tabla 3- 8 Microdurezas Vickers (HV) Probeta M511 Región media - proceso SMAW	76
Tabla 3- 9 Microdurezas Vickers (HV) Probeta M511 Región superior - proceso SMAW	78
Tabla 3- 10 Microdurezas Vickers (HV) Probeta H221 Región superior Procesos GMAW STT + FCAW-S	80
Tabla 3- 11 Microdurezas Vickers (HV) Probeta H521 Región raíz Procesos GMAW STT+ FCAW-S	82
Tabla 3- 12 Microdurezas Vickers (HV) Probeta H422 Región raíz Procesos GMAW STT + FCAW-S	84
Tabla 3- 13 Microdurezas Vickers (HV) Probeta H331 Región raíz Procesos SMAW + FCAW-S	86
Tabla 3- 14 Microdurezas Vickers (HV) probeta H531 Región superior Procesos SMAW + FCAW-S	88
Tabla 3- 15 Microdureza Vickers (HV) probeta H24, Regiones superior y media Procesos SMAW + GMAW SCT	90
Tabla 3- 16 Microdureza Vickers (HV) probeta H24 WPS 004 Región raíz Procesos SMAW + GMAW SCT	92
Tabla 3- 17 Análisis de durezas en probeta H24 WPS 004 Procesos SMAW + GMAW SCT	94
Tabla 3- 18 Comparación de valores de microdurezas (HV) para las probetas M511, H212, H221, H521, H422, H331 y H531, en MS, ZAC y MB	98
Tabla 3- 19 Resumen microscopía (OM) y tamaño de grano promedio Probeta M312 (Figuras 3-6 a 3-11).....	111
Tabla 3- 20 Resumen microscopía (OM) y tamaño de grano promedio Probeta M431 (Figuras 3-12 a 3-17).....	115
Tabla 3- 21 Tabla 3-21: Resumen microscopía (OM) y tamaño de grano promedio Probeta H14 (Figuras 3-18 a 3-23).....	119
Tabla 3- 22 Resumen microscopía (OM) y tamaño de grano promedio Probeta M321 (Figuras 3-24 a 3-30).....	124

Lista de gráficos

	Pág.
Gráfico 3- 1 Relación entre los valores de dureza (HRB) promedio y su resistencia a la tensión teórica, para las probetas de los ensambles soldados.....	73
Gráfico 3- 2 Comparación entre las resistencias a la tensión (Rm) del metal base y los ensambles soldados	75
Gráfico 3- 3 Perfil transversal de microdureza HV Probeta M511 Región media – Proceso SMAW	77
Gráfico 3- 4 Perfil transversal microdureza HV Probeta H212 Región superior – Proceso SMAW	79
Gráfico 3- 5 Perfil transversal microdureza HV Probeta H221 Región superior Procesos GMAW STT + FCAWS-S	81
Gráfico 3- 6 Perfil transversal microdureza HV Probeta H521 Región raíz Procesos GMAW STT + FCAW-S	83
Gráfico 3- 7 Perfil transversal microdureza HV Probeta H422 Región raíz Procesos GMAW STT + FCAW -S	85
Gráfico 3- 8 Perfil transversal microdureza HV Probeta H331 Región raíz Procesos SMAW + FCAW-S	87
Gráfico 3- 9 Perfil transversal microdurezas HV Probeta H531 Región superior Procesos SMAW + FCAW-S	89
Gráfico 3- 10 Perfil de microdureza HV Probeta H24, Región superior Procesos SMAW + GMAW SCT	91
Gráfico 3- 11 Perfil microdureza HV Probeta H24 Región media Procesos SMAW + GMAW SCT.	92
Gráfico 3- 12 Perfil microdureza HV Probeta H24 Región raíz Procesos SMAW + GMAW-SCT..	93
Gráfico 3- 13 Comparación de perfiles de microdureza Vickers (HV) en la ZAC, Probetas H212 SMAW, H531 FCAW-S, H24 GMAW SCT, Región superior.....	95

Gráfico 3- 14 Comparación de perfiles de microdureza Vickers (HV) en la ZAC, Probetas M511 proceso SMAW y H24 Proceso GMAW SCT - Región media.....	96
Gráfico 3- 15 Comparación de perfiles de microdureza Vickers (HV) probetas H521 GMAW-STT, H422 GMAW STT, H331 SMAW, H24 SMAW, Región raíz	96
Gráfico 3- 16 Relación entre las resistencias a la tensión (Rm) de los ensambles soldados y los valores de microdureza (HV) en la ZAC	97
Gráfico 3- 17 Relación entre Heat Input (HI) y la velocidad de avance (S) - proceso de soldadura SMAW – ensamble WPS 001-1	99
Gráfico 3- 18 Relación entre Heat Input (HI) y microdureza HV - proceso de soldadura SMAW – ensamble WPS 001-1, Probeta M511 ZAC Región media	100
Gráfico 3- 19 Relación entre Heat Input (HI) y la velocidad de avance (S) - procesos de soldadura GMAW STT + FCAW-S (Innershield) – ensamble WPS 002-1	101
Gráfico 3- 20 Relación entre Heat Input (HI) y microdureza HV - procesos de soldadura GMAW STT + FCAW-S (Innershield) – ensamble WPS 002-1 Probeta H221 ZAC Región media.....	102
Gráfico 3- 21 Relación entre Heat Input (HI) y la velocidad de avance (S) procesos de soldadura SMAW + FCAW-S Innershield – ensamble WPS 003-1.....	103
Gráfico 3- 22 Relación entre Heat Input (HI) y microdureza HV - procesos de soldadura SMAW + FCAW-S Innershield – ensamble WPS 003-1 Probeta H331 ZAC Región raíz	103
Gráfico 3- 23 Relación entre Heat Input (HI) y la velocidad de avance (S) procesos de soldadura SMAW + GMAW SCT – ensamble WPS 004	104
Gráfico 3- 24 Relación entre Heat Input (HI) y microdureza HV - procesos de soldadura SMAW + GMAW-TCC – ensamble WPS 004 Probeta H24 ZAC Región media	105
Gráfico 3- 25 Relación entre Heat Input (HI) y velocidad de avance (S) en la ZAC	105
Gráfico 3- 26 Relación entre Heat Input (HI) y microdureza (HV) en la ZAC.....	106
Gráfico 3- 27 Comparativo de perfil de microdurezas probetas M511, H521, H331, H24.....	132

Introducción

La zona afectada por el calor (ZAC) es típicamente definida como el área del metal base en donde la microestructura y las propiedades del material han sido alteradas durante la aplicación de los diferentes procesos de soldadura, y posterior enfriamiento hasta temperatura ambiente. Los materiales metálicos se pueden unir por procesos como el de fusión. Cuando se unen dos metales trabajados en frío con un proceso de soldadura, el metal adyacente al cordón de soldadura se calienta a mayor temperatura que la de recristalización y de crecimiento de grano y después se enfría a determinada velocidad. A esta región se le denomina zona afectada por el calor (ZAC) [1].

Las microestructuras formadas en el metal de soldadura y en la ZAC juegan un papel importante en el control de las propiedades mecánicas del conjunto soldado. La entrada de calor tiene influencia directa en las microestructuras resultantes en el metal de soldadura y la ZAC. Las microestructuras en la ZAC del acero hipoeutectoide (0,131% C), obtenidas por enfriamiento lento, son granos de ferrita con perlita en los límites de grano.

Normalmente durante el diseño y fabricación de tuberías para transporte de hidrocarburos se planea que la aleación a obtener posea las propiedades de los aceros de alta resistencia y baja aleación, tales como elevado límite elástico, buena soldabilidad y tenacidad, lo cual se consigue mediante procesos de laminación termomecánico controlado en caliente, complementados con enfriamiento controlado. Siendo el límite elástico el criterio de diseño para este tipo de aceros, uno de los objetivos es encontrar procedimientos que permitan aumentar la resistencia del acero (para así poder reducir el espesor de pared de los tubos) sin que esto actúe en detrimento de la tenacidad. En la actualidad se tiende a la utilización de aceros de contenido muy bajo en carbono, con contenidos altos en manganeso y con la adición de microaleantes que refinan el grano y que sean endurecedores por precipitación [2].

Esta combinación de condiciones de diseño, proceso de fabricación y tratamiento, permite que se produzcan aceros con alta resistencia y, a la vez, con excelentes propiedades de tenacidad, como es el caso de la tubería para transporte de hidrocarburos, API 5L Gr. X65.

Para el desarrollo de la presente investigación se planteó un objetivo general que fue establecer y evaluar la influencia de la entrada de calor sobre las propiedades mecánicas y micro-estructurales finales de la Zona Afectada por el Calor (ZAC) en uniones soldadas en tubería para transporte de hidrocarburos, empleando los procesos SMAW, GMAW STT, FCAW-S, GMAW SCT, y combinación de estos.

Adicionalmente, se trazaron como objetivos específicos, seleccionar los materiales de aporte y ajustar los parámetros eléctricos de amperaje, voltaje, temperatura entre pases y velocidad de avance para la aplicación de los depósitos de soldadura en juntas a tope mediante los procesos de soldadura enunciados anteriormente, para realizar la caracterización, sobre tubería API 5L Gr. X65; también, caracterizar mecánica y microestructuralmente los depósitos de soldadura mediante las pruebas de macro y micro-indentación, microscopía óptica (OM) y microscopía electrónica de barrido (SEM).

Junto con lo anterior se pretende calcular la entrada de calor con los parámetros establecidos, analizar su influencia en la ZAC, comparar los resultados obtenidos para cada uno de los procesos aplicados y establecer los análisis correspondientes.

La metodología utilizada comprendió desde la selección y caracterización del metal base, escogencia del metal de aporte adecuado, pasando por los ensayos de calificación de procedimientos de soldadura, extracción e identificación de cupones para la fabricación de las probetas, ensayos mecánicos de tensión, dureza, microdureza, y análisis metalográfico mediante las técnicas de microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido, hasta la recopilación de información, análisis de resultados y conclusiones finales.

Se desarrollaron cuatro (4) capítulos empezando con el estado del arte, continuando con diseño experimental y resultados y análisis de resultados, culminando con conclusiones y recomendaciones además de anexos y bibliografía.

Se han tenido limitaciones de índole económica y de disponibilidad de tiempo para profundizar más en el desarrollo y verificación de los resultados obtenidos; también se tuvo limitación en la aplicación del proceso de soldadura por arco sumergido (SAW) el cual, para las fechas en las que se adelantó la calificación, no se pudo utilizar por su no disponibilidad en las empresas que emplean este proceso para su actividad industrial; este impase fue obviado utilizando el proceso de soldadura GMAW modo Transferencia por corto circuito (SCT, en inglés).

No obstante lo anterior, se ha conseguido cumplir con los objetivos trazados y este estudio aporta resultados técnicos que pueden servir como punto de partida para continuar con la investigación de las características y propiedades de la zona afectada por el calor (ZAC) más detalladamente, empleando los procesos de soldadura utilizados en esta investigación y su comparación de los resultados obtenidos con la aplicación de nuevos procesos.

Los resultados de la investigación realizada tienen aplicación no solo en la industria del petróleo y gas, sí no también en la industria metalmecánica en general.

1. Estado del arte

1.1 Metal de soldadura

La utilización de un metal de aporte es muy común en muchos procesos de soldadura por fusión. Cuando la selección apropiada del metal de aporte / electrodo, las consideraciones primarias son sí o no el metal de aporte puede ser producido libre de defectos y sí o no los metales de soldadura son compatibles con el metal base y pueden suministrar propiedades satisfactorias. Estas características están determinadas por:

- Composición química de los electrodos
- Dilución del metal base
- Sistema de fundente o gas de protección
- Solidificación del charco de soldadura, el enfriamiento subsiguiente y la transformación.

La selección del metal de aporte apropiado no está basada en la compatibilidad con la composición química del metal base. Más bien, está basada en la compatibilidad del metal de soldadura y las propiedades en servicio del metal base. Utilizar un metal de aporte con composición química similar a la del metal base no puede ofrecer los resultados deseados, porque las microestructuras del metal de soldadura son enteramente diferentes a las del metal base.

Para la mayoría de los aceros al carbono y de baja aleación, la solidificación y la rápida velocidad de enfriamiento incluidas en la soldadura de fusión resultarán en un metal de soldadura que tenga mayor resistencia y más bajas propiedades de tenacidad que el metal base cuando ellos son de la misma composición química.

Por consiguiente, el metal de aporte a menudo contiene un nivel más bajo de carbono que el del metal base. La resistencia del metal de soldadura no mejorará incrementando el contenido de carbono, pero si mediante adición de elementos aleantes que suministren una solución sólida o de endurecimiento por precipitación y modificación de las microestructuras [3].

La microestructura del metal de soldadura en los aceros al carbono y aceros de baja aleación contienen una variedad de constituyentes, que van desde ferrita de “bloque”, ferrita acicular, bainita, hasta martensita. Los efectos de los elementos aleantes y el enfriamiento sobre la microestructura del metal de soldadura pueden ser expresados en un esquema CCT (Figura 1-1).

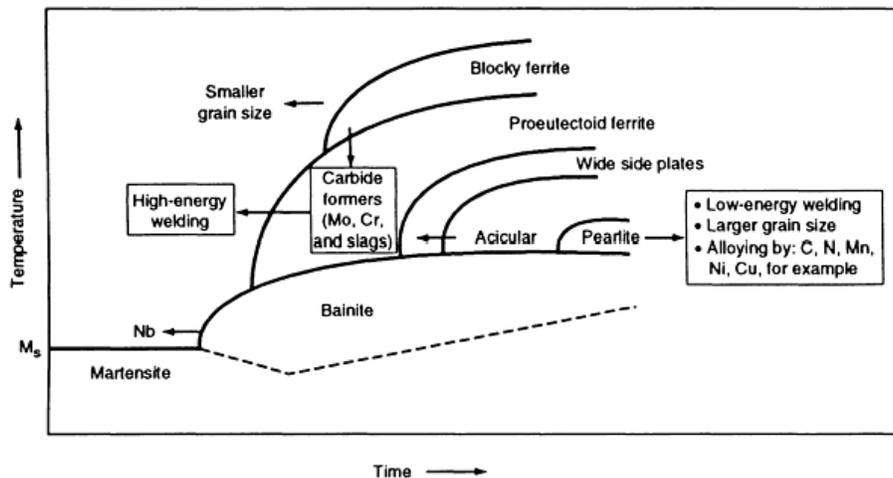


Figura 1- 1. Diagrama esquemático CCT para el metal de soldadura de acero, resumiendo el efecto posible de la microestructura y elementos aleantes sobre el producto de transformación para un tiempo dado de enfriamiento del metal de soldadura [4].

En los aceros hipoeutectoides se presentan transformaciones de fase tales como las que ocurren en la aleación **X** con 0,13%C, se calienta por encima de 1625 °F (885°C), durante un tiempo suficiente, su estructura se convierte en austenita homogénea, (punto **a** Figura 1-2). Si a continuación esta muestra se enfría lentamente hasta la temperatura **b**, por encima de 1470 °F (800°C), nucleará y crecerá ferrita pro-eutectoide, principalmente en los límites de grano austeníticos.

Si ésta aleación se enfría lentamente desde el punto **b** al **c**, la cantidad de ferrita pro-eutectoide formada continuará creciendo hasta que aproximadamente el 50% de la austenita se ha transformado. Mientras que el acero se enfría del punto **b** al **c**, el contenido de carbono en la austenita va aumentando desde 0,13% hasta 0,77%. A 1341°F (727°C), si se mantienen las condiciones de enfriamiento muy lento, la austenita restante se transformará isotérmicamente en perlita debido a la reacción eutectoide: austenita \rightarrow ferrita + cementita. La ferrita α en la perlita se llama ferrita eutectoide para distinguirla de la forma ferrita pro-eutectoide formada anteriormente por encima de 1341°F (727°C).

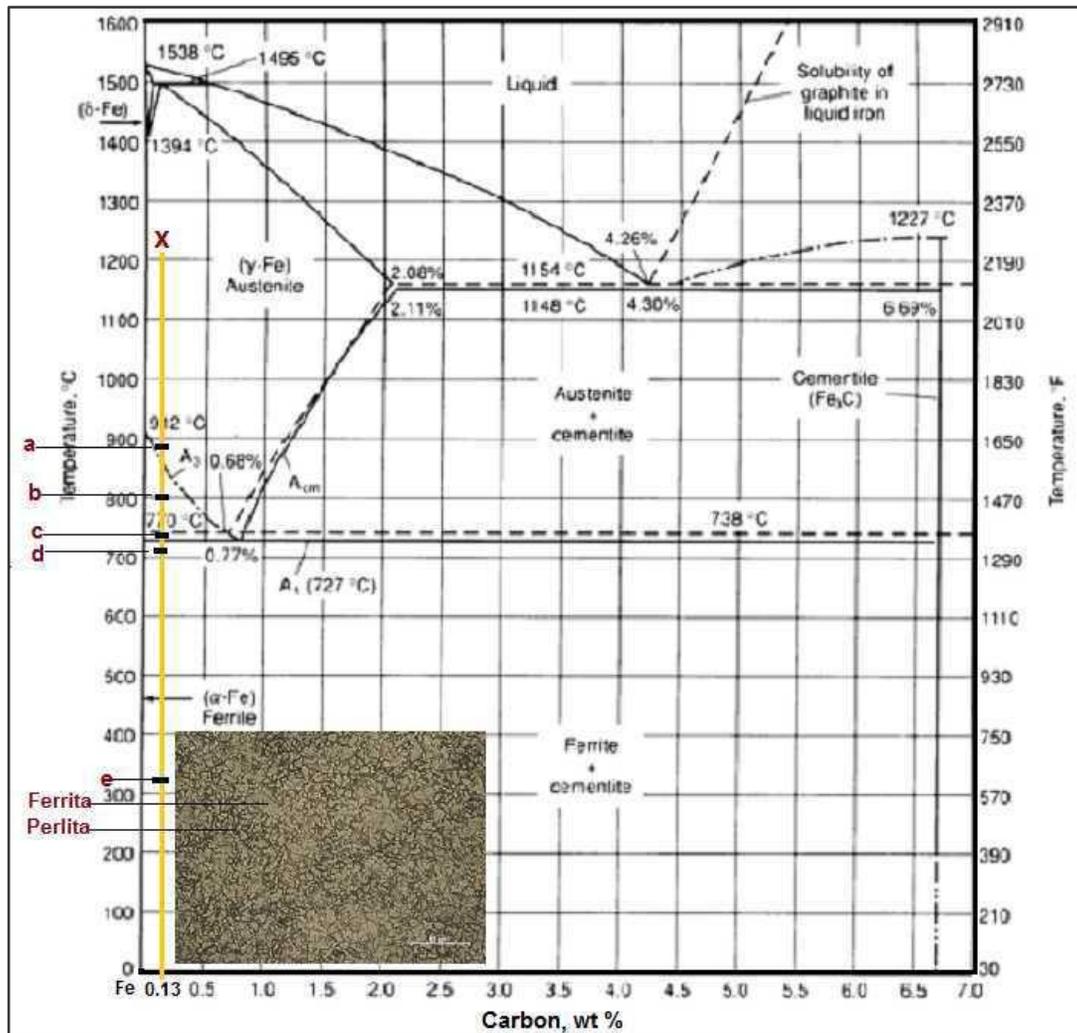


Figura 1- 2. Diagrama de equilibrio Fe-C que muestra la transformación del acero de baja aleación X, de 0.13% C, por enfriamiento lento [4]. (Diagrama tomado y adaptado)

Vale la pena hacer hincapié en la forma en que los cristales pro-eutectoides de ferrita se separan de la austenita. Por encima del rango de transformación, la austenita, de la aleación **X** (acero API 5L Gr. X65, de 0,131% C), posee estructura granular. A medida que el acero se enfría por debajo de la temperatura de transformación superior (A_3), la ferrita precipitará en los límites de grano de la austenita y gradualmente se incrementará en volumen a medida que desciende la temperatura. Con el tiempo, la temperatura de transformación menor, 727°C (1341°F), es alcanzada, la ferrita rodeará las islas de austenita, ahora a nivel de la temperatura eutectoide. A esta temperatura, la austenita remanente se transformará en perlita, y la estructura final Ferrita + Perlita (puntos **d** y **e**), será la mostrada en Figura 1-2.

Las microestructuras en los aceros obtenidas por enfriamiento lento son como se describe a continuación. En aceros con contenidos de carbono de 0,07 a 0,022%, la microestructura consiste de granos de ferrita con cementita precipitada desde la ferrita, usualmente muy fina que es visible con microscopía óptica. En el rango hipoeutectoide (de 0,022 a 0,76% C), granos de ferrita y perlita constituyen la microestructura. En el rango hipereutectoide (0,76 a 2,14% C), son visibles granos de perlita más carburo precipitado desde la austenita.

En los aceros hipoeutectoides con contenidos de carbono menores al 0,20%, la estructura original generalmente está constituida por una matriz de ferrita (la cual será llamada ferrita no transformada) y colonias de perlita como segunda fase. La transformación de las regiones perlíticas a austenita en la etapa intercrítica se realiza por nucleación de la austenita en las uniones entre las placas de cementita y las placas de ferrita [87].

Una vez que ha concluido la transformación de las colonias de perlita a austenita, se presenta un crecimiento de la austenita hacia los granos circundantes de ferrita no transformada [87]. El mecanismo para este crecimiento se basa en la movilidad de la austenita hacia los granos de ferrita que le rodean. A esta temperatura, la energía libre (ΔG) de los átomos de hierro en la red cúbica de cuerpo centrado (ferrita) es mayor que la energía libre de los átomos de hierro en la red cúbica de cuerpo centrado (austenita). Esta diferencia en los niveles de energía se basa en la separación que existe entre los átomos de cada una de las estructuras, es decir, los átomos de la red de austenita (fcc) están más próximos entre sí que los átomos de la ferrita (bcc).

Las propiedades mecánicas de un material están determinadas por el tipo de microestructura que éste presente. Así, el control sobre la microestructura de un material, permitirá controlar sus propiedades mecánicas. En el caso de las aleaciones ferrosas, cuando la austenita se transforma durante el enfriamiento, dos factores determinarán las fases resultantes de la microestructura: 1) el contenido de carbono en la austenita, y 2) las condiciones de enfriamiento durante el periodo de transformación [88].

Tomando en cuenta estos dos factores, los productos de transformación de la austenita en una aleación podrán ser:

- a) *Ferrita*. Relacionada con las transformaciones bainíticas, en función de la temperatura de transformación y del contenido de carbono en la austenita, es posible obtener distintos tipos de ferrita.
- b) *Perlita Laminar*. Velocidades de enfriamiento alrededor de los 5°C/s promueven la transformación de la austenita a perlita laminar.
- c) *Bainita*. Velocidades de enfriamiento entre los 20 y 65 °C/s promueven la formación de bainita, la cual puede clasificarse en bainita superior y bainita inferior, dependiendo de las condiciones de enfriamiento.
- d) *Martensita*. Sí la velocidad de enfriamiento desde la zona de austenización es rápida en un acero hipoeutectoide (por lo menos 65 °C/s), y existe suficiente cantidad de carbono en la austenita, la fase resultante a partir de la austenita se denomina martensita.
- e) *Austenita retenida*. Es la austenita que no transformó a otra fase durante su enfriamiento en el tratamiento térmico.

La bainita superior se presenta cuando la transformación de la austenita durante su enfriamiento se encuentre entre los 550 y los 400 °C. Se considera que la microestructura de la bainita superior está constituida por finas placas de ferrita de 0,2 µm de espesor y hasta 10 mm de longitud [39]. Estas placas crecen en columnas agrupadas, las cuales son paralelas y presentan una misma orientación cristalográfica, así mismo, cada una de ellas tiene un plano de hábito cristalográfico bien definido. Las placas individuales de cada una de estas columnas son llamadas subunidades de bainita, las cuales están separadas por fronteras con una cierta orientación cristalográfica o por partículas de cementita.

La bainita superior es un producto de transformación que comienza cuando se presenta la nucleación de granos de ferrita en las fronteras de la austenita. El crecimiento de estos granos de ferrita se caracteriza por presentarse en forma de placas, además de un cambio en la zona de transformación, que puede ser descrito como una deformación de plano invariante, con una componente cortante similar a la que se presenta en las transformaciones martensíticas.

La transformación de la bainita superior comprende dos etapas: la primera que involucra la formación de ferrita bainítica, cuya solubilidad de carbono es reducida (<0,02% en peso). La

segunda etapa es el enriquecimiento de la austenita restante con el carbono que la ferrita transformada segrega.

Eventualmente, este enriquecimiento de carbono en la austenita puede promover que partículas de cementita se precipiten entre las subunidades de ferrita de las capas de austenita residual. La cantidad de cementita que se genere depende de la cantidad de carbono presente en la aleación. Así, altos contenidos de carbono propician que las placas de ferrita estén separadas por capas continuas de cementita, mientras que contenidos bajos de carbono promueven la formación de partículas discretas de cementita. Es posible evitar la formación de partículas de cementita al agregar elementos de aleación como Si y Al obteniendo una microestructura rica en ferrita bainítica y austenita retenida rica en carbono [89].

La ferrita acicular es una estructura que puede observarse comúnmente en las reacciones de transformación de la austenita durante su enfriamiento en soldaduras de aceros de baja aleación [90]. Puede describirse como una microestructura caótica, que nuclea heterogéneamente a partir de inclusiones no metálicas y crece a partir de sus puntos de nucleación.

Los mecanismos de transformación de la ferrita acicular son similares a los de la bainita. Sus microestructuras apenas difieren: en el caso de la bainita, las acumulaciones de subunidades de bainita crecen en forma de placas paralelas que parten de las superficies de los límites de grano de austenita. En el caso de la ferrita acicular, ésta nuclea dentro de los granos de austenita en sitios específicos, de tal forma, que las placas no son paralelas. Estos sitios específicos de nucleación generalmente son inclusiones no metálicas.

La ferrita acicular también presenta un plano invariante de corte durante su crecimiento y otra característica es que las placas formadas no pueden pasar de un grano de austenita a otro. Así, la ferrita acicular es formada mediante mecanismos sin difusión, con un movimiento coordinado de los átomos de la estructura, cuya red es producto de la deformación de la estructura atómica original de austenita.

Los cambios de fase en el acero y las microestructuras resultantes han sido descritos como una función de la temperatura y el contenido de carbono bajo condiciones de equilibrio. De gran importancia práctica es el comportamiento del acero cuando no están presentes las condiciones de

equilibrio; por ejemplo, bajo velocidades de enfriamiento incrementadas desde una alta temperatura después de la aplicación de la soldadura.

1.2 Transformaciones en el estado sólido de las soldaduras

Las transformaciones en estado sólido que ocurren en una soldadura son en naturaleza altamente en condiciones de no equilibrio y se diferencian de las experimentadas durante el proceso de fundición, el procesamiento termomecánico, y el tratamiento térmico.

Las temperaturas pico alcanzadas en la zona afectada por el calor (ZAC) pueden ser mucho más elevadas que la temperatura AC_3 (temperatura a la cual se completa la transformación de la ferrita a austenita durante el calentamiento). Las velocidades de calentamiento son muy altas, y los tiempos gastados a esa alta temperatura son solamente del orden de unos pocos segundos.

Durante la solidificación del metal de soldadura, los elementos aleantes y las impurezas tienden a segregarse extensamente a las regiones interdendríticas o intercelulares bajo las condiciones de enfriamiento rápido. Además, la recolección de elementos como el oxígeno por el “charco” de soldadura fundido conduce al atrapamiento de inclusiones de óxido en el metal de soldadura solidificado. Estas inclusiones actúan entonces como sitios de nucleación heterogénea y pueden influir substancialmente en la cinética de las transformaciones posteriores del estado sólido. En consecuencia, el comportamiento de la transformación del metal de soldadura es bastante diferente comparado con la del metal base, aunque la composición química nominal no tiene cambio significativo por el proceso de soldadura [5]. La mayoría de los diagramas CCT (aplicables al metal de soldadura) han sido generados del recalentamiento del metal de soldadura como se depositó (As-welded) [6]. Una de las limitaciones de estos diagramas es que son estrictamente aplicables solamente a la zona de alta temperatura recalentada de las soldaduras de pases múltiples, porque la microestructura inicial a altas temperaturas no es característica de la desarrollada desde la fase líquida.

Las soldaduras pueden ser aplicadas mediante varios pases, lo cual puede resultar en la superposición de diferentes ciclos de calentamiento y enfriamiento en un punto, teniendo cada uno de estos ciclos las características anotadas arriba.

La solidificación del metal de soldadura es acompañada por contracción, y las condiciones anisotérmicas agudizan la deformación. Los ciclos térmicos están por consiguiente actuando sobre el metal que está sometido a esfuerzos mecánicos al mismo tiempo.

Las diferencias esenciales entre los ciclos térmicos de la soldadura y los ciclos térmicos empleados para la generación de un diagrama CCT convencional se resumen en la Figura 1-3. La Figura 1-3 (a) muestra los ciclos térmicos los cuales incluyen velocidad de enfriamiento lenta, inmersión a una temperatura justo por encima de la temperatura AC3, y varias velocidades de enfriamiento constantes. Los ciclos térmicos de la soldadura mostrados en la Figura 1-3 (b) son muy diferentes, y esto es porque un diagrama CCT convencional puede brindar solo una idea aproximada del comportamiento de la transformación en la ZAC de un conjunto soldado. Los números en (b) corresponden a las ubicaciones indicadas en la ZAC.

La alta resistencia de algunos aceros de baja aleación se deriva de un tratamiento térmico de temple desde la región austenítica seguido de tratamiento de revenido a baja temperatura. En otras palabras, estos son aceros principalmente templados y revenidos. Cuando son sometidos a la aplicación de soldadura son propensos al ablandamiento en la zona afectada por el calor [7]. Esta región por consiguiente exhibirá baja dureza y por ende baja resistencia, y se convierte en un eslabón débil en cualquier ensayo mecánico.

1.3 Entrada de calor y la zona afectada por el calor (ZAC)

1.3.1 Efectos térmicos de la soldadura en el acero

La habilidad del metal de soldadura para formar una junta sólida y su utilidad está determinada por la composición del metal y las circunstancias bajo las cuales el metal solidifica y enfría a temperatura ambiente. El metal de soldadura puede ser heterogéneo en composición debido a que solidifica rápidamente y no hay tiempo suficiente para que se complete la difusión. La composición puede ser similar a la del metal base o puede ser una mezcla de metal de aporte y material base en proporciones de hasta casi la totalidad del metal de aporte, como ocurre en las soldaduras de múltiples pases [3].

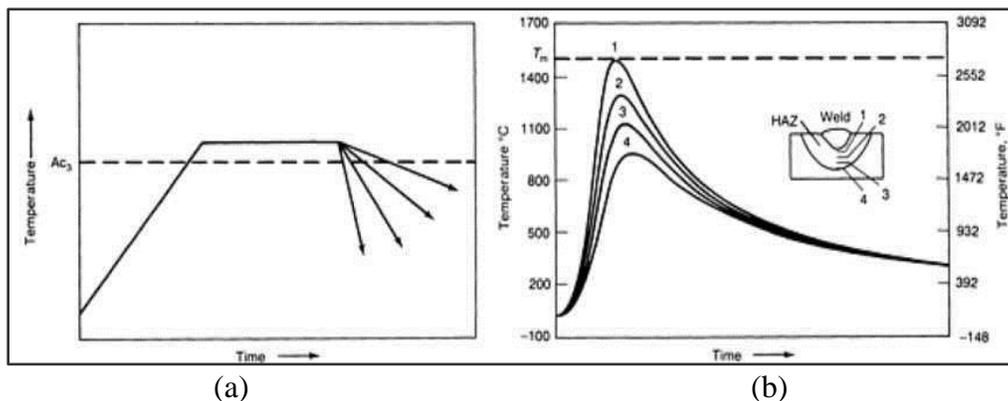


Figura 1- 3. Las gráficas muestran las diferencias en los ciclos térmicos. (a) Los ciclos térmicos utilizados para generar un diagrama CCT convencional. (b) Ciclos térmicos en la soldadura [8]. (Gráfica tomada y adaptada).

El metal base adyacente al metal de soldadura se encuentra sometido a un ciclo térmico complejo en el cual todas las temperaturas desde el rango de fusión del acero hasta la de enfriamiento están presentes. El efecto de estas temperaturas en la estructura del metal llega a ser especialmente notable a niveles que exceden la temperatura de transformación más baja $A1$, (727°C o 1341°F), del acero, ver Figura 1-2.

Generalmente, los ciclos térmicos de la soldadura son relativamente cortos comparados con los encontrados en las operaciones de tratamiento térmico convencionales de los aceros. La consecuencia más importante es que la solución y difusión del carbono y los elementos aleantes tienen limitada oportunidad de que ocurran. El corto tiempo de calentamiento durante la soldadura es especialmente importante en aceros que contienen carburos estables, tales como los del vanadio y del titanio. Algunos de estos no se disuelven, por lo que el acero ordinariamente se comporta como si fuera más bajo en carbono y en contenido de aleante. Los factores más importantes que afectan la velocidad de enfriamiento de la soldadura son la entrada de calor, la masa del metal base, y el precalentamiento.

1.4 Consideraciones metalúrgicas para la soldadura

Cuando los componentes de una junta de soldadura se unen mediante la aplicación de un proceso de soldadura, el material base adyacente a la soldadura se calienta hasta su punto de fusión, y luego se enfría rápidamente, a diferentes velocidades, bajo las condiciones de restricción

impuestas por la geometría del diseño de junta utilizado. Como resultado de este muy severo ciclo térmico la microestructura original y las propiedades del metal base en la región adyacente al metal de soldadura se modifican. Este volumen de metal, o zona, (Figura 1-4), comúnmente se conoce como zona afectada por el calor (ZAC). Los cambios metalúrgicos en la ZAC están determinados por la historia térmica de cada porción de la zona y particularmente por la velocidad de enfriamiento de esa porción a través del rango de temperatura de transformación, A_3 hasta una temperatura mayor que A_1 .

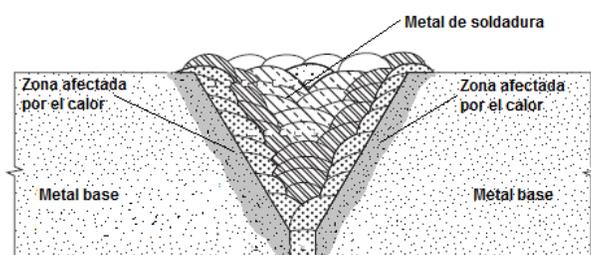


Figura 1- 4. Esquema ilustrativo de los componentes de una junta de soldadura a tope en V de múltiples pases: metal base, zona afectada por el calor (ZAC), y metal de soldadura.

1.4.1. Estructura y propiedades de la ZAC resultantes de la acción de los ciclos térmicos de la soldadura

En la zona afectada por el calor que ha estado sometida a temperaturas entre “ A_3 ” y la línea de sólido (Figura 1-2), el movimiento térmico incrementado de los átomos puede producir un aumento en el tamaño de grano mediante la migración de los límites de grano. Las observaciones indican un incremento gradual en el tamaño de grano a medida que se incrementa la temperatura. Los aceros variarán en sus características de crecimiento de grano dependiendo del tipo de acero que está siendo soldado. Durante el proceso de fabricación, en algunos aceros se realizan adiciones para restringir el crecimiento de grano. Una pequeña cantidad de aluminio es una adición típica al acero para tratamiento de grano fino. Adicionalmente, las inclusiones no metálicas formadas durante la oxidación del acero tienden a restringir el crecimiento del grano. Por encima de cierta temperatura el rápido engrosamiento del grano ocurre en la ZAC [3].

La ZAC de una junta de soldadura forma un área no homogénea dentro de la cual se forman las sub-regiones que se diferencian en su morfología y en sus propiedades mecánicas y ductilidad [3].

Varias regiones en la ZAC de los aceros ferríticos han sido definidas y caracterizadas utilizando un pico de temperatura específico del ciclo térmico de la ZAC junto con un diagrama de fase Fe-C en equilibrio [8]. Estas regiones son la de grano grueso, grano refinado, intercrítica, subcrítica, y parcialmente fundida. Sin embargo, el comportamiento metalúrgico en la ZAC que sufre calentamiento y enfriamiento rápido es un proceso de no equilibrio. Consecuentemente, un diagrama de transformación y enfriamiento continuo (CCT) es utilizado más apropiadamente para predecir las microestructuras en la ZAC.

La velocidad de enfriamiento está más estrechamente relacionada con el espesor del material base, la geometría de la junta, y la entrada de calor a la soldadura. La velocidad de enfriamiento que es con frecuencia la más crítica en las aplicaciones de soldadura es el delta de temperatura entre 800 y 500°C (1470 a 930°F). A medida que la entrada de calor en la soldadura se incrementa o se reduce el espesor del material base, la velocidad de enfriamiento entre estas temperaturas se reduce.

En la Figura 1-5 se muestra la relación entre el pico de temperaturas exhibidas en diferentes sub-regiones de la junta de soldadura de un solo pase, y una porción del diagrama de equilibrio hierro – carburo de hierro (Fe-Fe₃C). Cada sub-zona se refiere a un tipo diferente de microestructura y, tal vez más importante cada tipo estructural es probable que posea diferentes propiedades mecánicas.

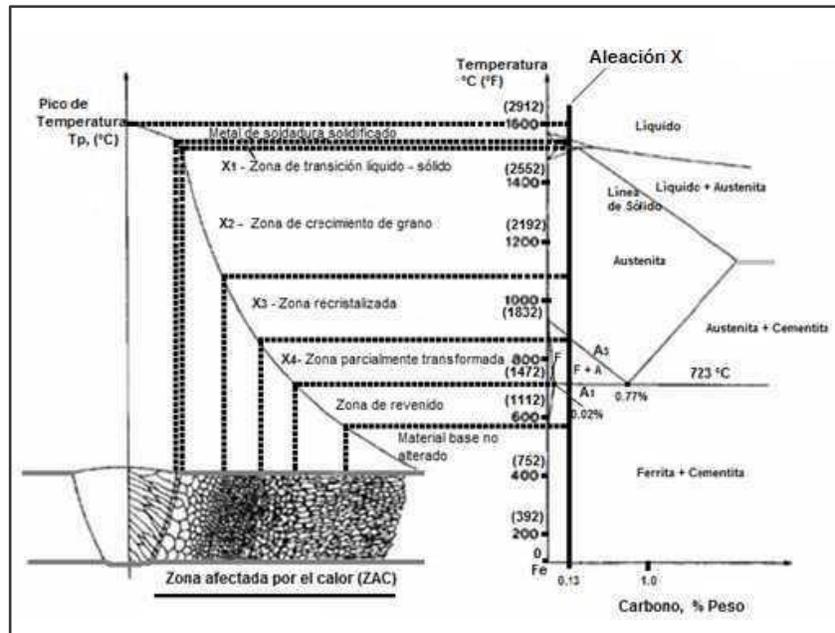


Figura 1- 5. Esquema de la zona afectada por el calor, aproximada, en la junta de soldadura, de un solo pase, de la aleación X, mostrando la relación entre el pico de temperaturas exhibidas en las sub-regiones de la ZAC y la porción del diagrama de equilibrio Fe-Cementita (Fe-Fe₃C) [10]. (Esquema tomado y adaptado)

El tipo de estructura y el ancho de su sub-zona son determinados parcialmente por el ciclo térmico, por ejemplo, el ciclo completo de calentamiento y enfriamiento debido al movimiento del arco y las propiedades térmicas del metal base. Sin embargo, los cambios en la ZAC también dependen de la historia térmica y mecánica del material. Por ejemplo, el comportamiento de la recristalización durante el ciclo de calentamiento es afectado si el material original estuvo en la condición de laminado en frío o recocido antes del proceso de soldadura. El inicio y la extensión de la zona de crecimiento grano es influenciado por la presencia de precipitados y su solubilidad a altas temperaturas. Así y con la idea de obtener un entendimiento razonable de la ZAC es necesario considerar cómo reacciona la microestructura del metal base al ciclo térmico completo, es decir, al ciclo de calentamiento, el tiempo de mantenimiento a la temperatura (tiempo de permanencia, incluyendo el efecto de la zona fundida en la línea de fusión), y, finalmente, el ciclo de enfriamiento y su efecto, por ejemplo, en las transformaciones de fase y reacciones de precipitado.

El gradiente en la microestructura que puede obtenerse en la junta de soldadura de un solo pase se muestra en la Figura 1-5. Las altas temperaturas pico en la ZAC adyacente a la línea de fusión (zona de transición líquido – sólido) ocasiona el engrosamiento de los granos de austenita (γ), y esto a su vez incrementa el endurecimiento de esta región en comparación con las otras regiones.

En la ZAC de una junta de soldadura de un solo pase, la zona de grano grueso (ZAC GG) es normalmente la región que tiene la más baja tenacidad.

Las soldaduras de múltiples pases suministran beneficios particulares en comparación con las soldaduras de un solo pase. Estos beneficios incluyen “precalentamiento” de los pases de soldadura previos, atenuación de las tensiones residuales debido a los ciclos térmicos de soldadura precedentes, y refinamiento estructural del grano grueso durante la solidificación [10].

Sin embargo, el metal de soldadura y la ZAC llegan a ser más complejos durante la soldadura de pases múltiples, ya que una porción de la ZAC es recalentada por el ciclo térmico de soldadura posterior e incluso por los ciclos subsiguientes. Un cordón de soldadura solidificado estará sometido a una serie de atenuación de pulsos térmicos, debido a los pases siguientes, pero solamente el primero y el segundo son probables que resulten en reaustenización significativa [11]. A medida que se va creando la ZAC por recalentamiento compuesta por diversas subzonas, las propiedades mecánicas totales del metal de soldadura se espera sean determinadas por la combinación de las propiedades de todas las subzonas [11].

Una sub-división diferente de las zonas de la ZAC de una junta soldada de un acero de baja aleación, basada en sus propiedades (áreas X1 a X4), también se puede observar en la Figura 1-5 y Tabla 1-1 [12].

Tabla 1- 1. Sub-zonas de la ZAC basadas en sus propiedades

Subzona	Zona	Grano	ZAC característica	Temperatura (°C)
X1 +X2	grano grueso	GG	Estructura de grano grueso calentada	$T_{m\acute{a}x} \geq 1150$
X3	grano fino	GF	Estructura de grano fino calentada hasta una temperatura en exceso de AC_3 (A_3)	$1150 > T_{m\acute{a}x} \geq 900$
X4	intercrítica	IC	Estructura calentada hasta una temperatura entre el rango intercrítico de AC_3 a AC_1	$900 > T_{m\acute{a}x} \geq 700$
Revenida	subcrítica	SC	Estructura calentada hasta una temperatura subcrítica por debajo de AC_1	$700 > T_{m\acute{a}x} \geq 600$

Un rasgo característico de la ZAC en las juntas de soldadura realizadas en aceros de baja aleación, es la presencia en algunas áreas de la ZAC, de estructuras endurecidas asociadas con martensita y bainita. Estas estructuras son más a menudo encontradas en zonas de fusión parcial y en áreas sobrecalentadas (ZAC GG). Ellas pueden estar presentes en la zona normalizada (ZAC GF) o en la zona parcialmente normalizada (ZAC IC), debido a las tendencias de más alto endurecimiento de estos aceros en comparación con las de las aleaciones de bajo carbono. Si el área de normalización incompleta dentro de la ZAC en juntas de soldadura de aceros de bajo carbono es calentada entre el rango de temperaturas A_1 y A_3 , entonces, durante la fase de enfriamiento, se pueden formar islas de martensita dentro de la matriz ferrítica – perlítica.

El efecto del ciclo térmico, durante las fases de calentamiento y enfriamiento, es producir en la ZAC de la junta de soldadura varios fenómenos estructurales, que a su vez afectan significativamente las propiedades mecánicas y de ductilidad, así como también, la tendencia al agrietamiento de la ZAC. De acuerdo con [10], estos fenómenos incluyen austenización, solubilidad de carburos y crecimiento de grano de austenita en el acero durante la fase de calentamiento. Durante la fase de enfriamiento de un ciclo térmico de la soldadura, sin embargo, ocurre el siguiente fenómeno estructural: la precipitación secundaria de carburos, transformaciones de fase, generación de una estructura martensítica.

Un diagrama que ilustra estos cambios estructurales, y su efecto en las propiedades mecánicas y de ductilidad de la ZAC en un acero de baja aleación se observa en la Figura 1-6.

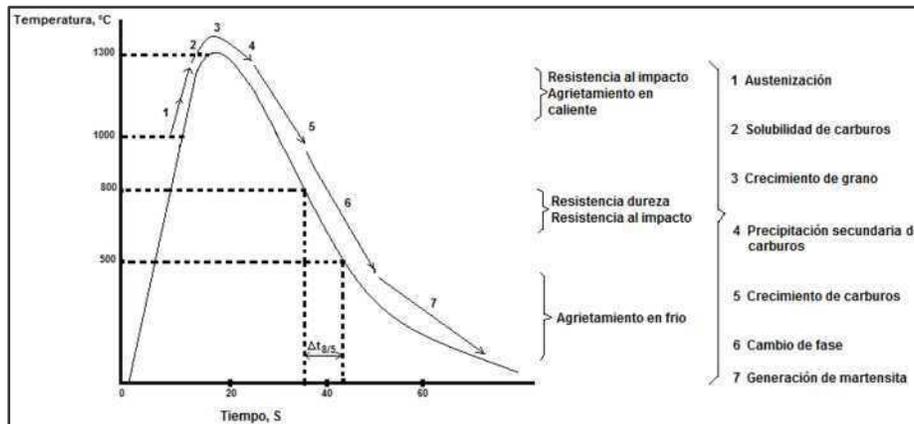


Figura 1- 6. Diagrama de cambios estructurales durante un ciclo térmico de soldadura en la ZAC de un acero de baja aleación y su efecto en las propiedades de la ZAC [10]. (Diagrama tomado y adaptado)

Se sigue de la Figura 1-6 que las propiedades mecánicas (resistencia y dureza) como también la ductilidad (resistencia al impacto) de la ZAC dependen principalmente del crecimiento de grano, y de la precipitación e incremento de carburos. Sin embargo, la tendencia de un área de la ZAC al agrietamiento en caliente depende de la temperatura de austenización y de los procesos de precipitación de carburos, así como también de la presencia de fases de bajo punto de fusión. La incidencia del agrietamiento en frío en la ZAC depende, primero que todo, de la presencia de las estructuras martensíticas que resultan de los cambios de fase.

El tipo de microestructura dentro de la ZAC de una junta soldada depende de los siguientes factores:

- La temperatura máxima del ciclo térmico
- La velocidad de enfriamiento (tiempo de enfriamiento $\Delta t_{8/5}$, segundos)
- La composición química del acero soldado

Una sencilla operación de soldadura someterá a la ZAC a la acción de un solo ciclo térmico de soldadura. No obstante, en un proceso de soldadura de múltiples pases, los ciclos térmicos sucesivos de la soldadura, de diferentes parámetros, se superpondrán uno sobre otro (ocurren temperaturas máximas y períodos de enfriamiento diferentes).

En la junta de soldadura de pases múltiples, la Figura 1-7 muestra que la ZAC GG puede ser modificada por los pases subsiguientes y puede ser categorizada en cuatro regiones, dependiendo de la temperatura de recalentamiento.

- Zona sub-crítica recalentada de grano grueso (SCGG), la zona recalentada debajo de AC1
- Zona inter-crítica recalentada de grano grueso (ICGG), la zona recalentada entre AC1 y AC3
- Zona super-crítica de grano refinado (SCGR), la zona recalentada por encima de AC3 y por abajo, aprox., 1200 °C (2190 °F)
- Zona inalterada de grano grueso (IAGG), la zona que no es recalentada por encima de, aprox., 200 °C (390 °F), o la zona que es nuevamente recalentada por encima de, aprox., 1200 °C (2190 °F).

La zona afectada por el calor ICGG usualmente posee más baja tenacidad que las regiones SCGG o IAGG. A pesar de que todas ellas tienen aproximadamente el mismo tamaño de grano que la austenita (γ). Esto es debido a la más elevada cantidad del constituyente martensita - austenita alto carbono (M-A) en la ZAC ICGG.

Cuando la ZAC GG es recalentada a una temperatura entre AC1 y AC3, la austenita nuclea en áreas de alto carbono. Al enfriar, estas áreas locales de alto carbono pueden transformarse para dar martensita gemela con cada una de las regiones delgadas de austenita retenida en el medio.

El contenido de carbono en las islas M – A puede fluctuar entre 0,3 y 0,5% C. El significado de esto es que, para un contenido de carbono nominal en el acero, la fracción de volumen del constituyente M – A será mucho más alta que si la mayoría del carbono formara carburos. Esto aumentará el número de sitios de nucleación de grietas y contribuyendo de este modo a la baja tenacidad de la ZAC ICGG. Como es de esperar, la fracción de volumen del constituyente M – A también depende del endurecimiento del acero, que a su vez depende del contenido de aleante. Se ha demostrado que si el desarrollo de las microfases perlíticas pudiera ser promovido en lugar del desarrollo del constituyente M – A, disminuyendo la cantidad de aleante, la tenacidad de la ZAC ICGG podría ser mejorada.

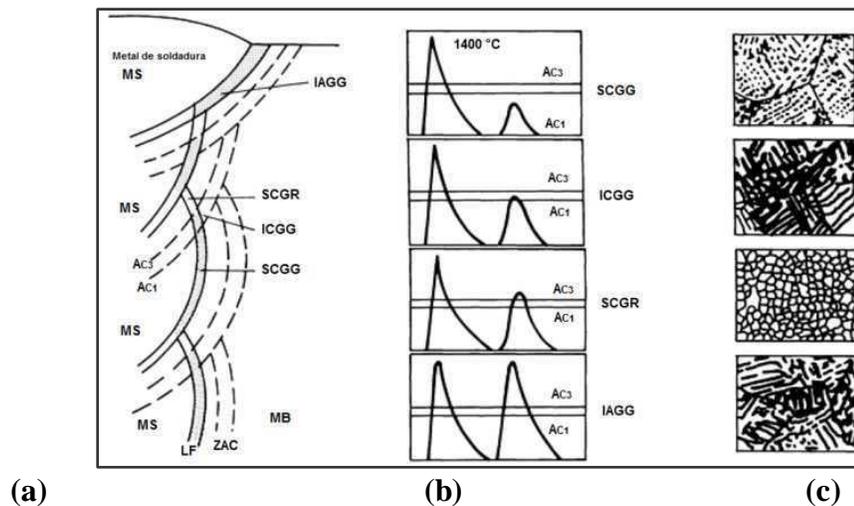


Figura 1- 7. Esquema ilustrativo de las diferentes sub-zonas que se pueden formar en la región de grano grueso de la zona afectada por el calor de una junta de soldadura de pases múltiples. (a) Sub-zonas relativas al metal base (MB) y metal de soldadura (MS). (b) Gráfico de los ciclos térmicos relativos a AC3 y AC1. (c) Microestructuras en las diferentes zonas. LF se refiere a Línea de Fusión [3]. (Esquema tomado y adaptado)

Como se observa en la Figura 1-7, en el desarrollo de la aplicación de la soldadura de pases múltiples, a medida que se depositan estos cordones de soldadura, el área de la ZAC es expuesta al efecto de varios ciclos térmicos de la soldadura de diferentes temperaturas máximas. Consecuentemente, se forman las estructuras metalúrgicas con diferentes ductilidades. Se observan las isothermas (AC1 y AC3) que definen las zonas de las microestructuras individuales en un grado de acero dado. Los niveles de las temperaturas máximas de estas isothermas y los ciclos térmicos sucesivos dependen principalmente de la composición química del acero soldado. En los procesos de soldadura de pases múltiples, en la ZAC también se formarán estructuras que contienen material revenido. La generación de zonas con microestructuras revenidas en la ZAC resulta en un valor de dureza menor y por ende en el mejoramiento de las propiedades de ductilidad (resistencia al impacto).

Ya que la soldadura puede resultar en cambios significativos tanto en la temperatura como en la velocidad de enfriamiento desde esa temperatura, es importante entender qué cambios metalúrgicos pueden producirse por la operación de soldadura.

Si el metal de soldadura se encuentra en estado líquido después del calentamiento hasta su temperatura de fusión, este solidifica como una solución sólida de carbono, manganeso, y otros

elementos en el hierro, y los cristales serán columnares o equiaxiales dependiendo de la velocidad de enfriamiento. Debido a que el flujo de calor en la zona de soldadura es por lo general altamente direccional hacia el metal frío adyacente, la soldadura desarrolla distintamente granos columnares en ángulo recto a la unión.

Cuando el depósito de soldadura es construido a partir de una sucesión de cordones, la estructura original de los cordones inferiores será parcial o totalmente alterada por el efecto del calentamiento de los pases subsiguientes. Si el metal inferior se calienta por encima del rango de transformación, el tamaño de grano del metal de soldadura depositado se refinará y la estructura columnar tenderá a ser equiaxial.

Como se puede observar, dependiendo de la ubicación de un punto dentro o adyacente a la soldadura, pueden existir varias estructuras metalúrgicas producidas en la zona afectada por el calor. La ZAC es simplemente esa región del metal base adyacente al metal de soldadura que ha sido sometida a temperaturas desde justo debajo de la temperatura de transformación hasta el punto de fusión del acero. Los cambios en las condiciones de aplicación de la soldadura pueden tener un efecto significativo en la extensión de estas sub-regiones, porque influyen en la velocidad de enfriamiento resultante para la soldadura.

A medida que se incrementa la entrada de calor, decrece la velocidad de enfriamiento. La utilización de electrodos de soldadura de diámetro más pequeño posible, las bajas corrientes de soldadura y rápidas velocidades de avance en la aplicación del metal de aporte tenderán todas a disminuir la entrada de calor y por ende a aumentar la velocidad de enfriamiento.

Para cualquier proceso de soldadura por arco, la entrada de calor puede ser fácilmente calculada. Esta depende solamente de la corriente de soldadura, voltaje del arco y velocidad de avance, medidas a lo largo del eje longitudinal de la junta de soldadura. La entrada de calor en los procesos de soldadura por arco puede ser calculada mediante cualquiera de las ecuaciones siguientes:

$$\text{Heat Input, HI, J /in} = (60 \text{ AV})/S; \quad (0.1)$$

$$\text{HI} = \mu 60VI/1000S. \quad (0.2)$$

1.5 Efecto de la entrada de calor, geometría de la junta, y precalentamiento en la velocidad de enfriamiento

La selección de los parámetros de soldadura puede tener una influencia importante sobre las propiedades mecánicas del ensamble de soldadura resultante [20]. Esto se debe a que normalmente dichos parámetros controlan la entrada de calor en la junta de soldadura y, como tal, pueden controlar la microestructura resultante. Diferentes aspectos del procedimiento de soldadura influyen en la microestructura y en las propiedades de la junta de soldadura, por ejemplo, tipo y densidad de corriente, voltaje, gas de respaldo, precalentamiento, temperatura entre pases, velocidad de aporte, metal de aporte, diseño y preparación de la junta, espesor del metal base, estabilidad del arco, carbono equivalente y la cantidad de cordones de soldadura aplicados.

El análisis detallado de cada uno de estos parámetros es difícil debido a que en muchos casos estos no varían independientemente. Se ha observado que aumentando sensiblemente el calor durante el precalentamiento y la temperatura entre pases, durante el proceso de soldadura podría presentarse disminución de la resistencia y tenacidad de la junta soldada; un efecto similar podría presentarse si se incrementa la entrada de calor en la junta soldada.

En la soldadura de aceros de tubería en líneas de transporte se utilizan principalmente electrodos celulósicos con progresión descendente, soldándose la raíz con un electrodo de menor resistencia mecánica que en las pasadas siguientes; esto permite buena ductilidad en la unión y mejores condiciones operativas para el soldador. Existen numerosos métodos propuestos para determinar o estimar, a través de cálculos y normas, la necesidad de precalentar una soldadura. En ellos se consideran algunos o todos los factores que influyen en la susceptibilidad a la fisuración en frío, como son: composición química, nivel de hidrógeno difusible del metal de aporte, espesor y diseño de la junta, aporte térmico, tensiones residuales y grado de restricción. Estos métodos consideran la formación de estructuras frágiles en la ZAC y su comportamiento ante la presencia de hidrógeno en la misma [13]. En general, el uso de precalentamiento tiende a reducir la velocidad de enfriamiento mejorando la ductilidad. Este

comportamiento modifica las propiedades de los tamaños de la zona afectada por el calor resultante y la dureza causada por las diferentes ratas de enfriamiento.

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

El precalentamiento es benéfico para controlar la velocidad de enfriamiento de la soldadura, para reducir o evitar la transformación martensítica en la zona afectada por el calor ZAC; esto, a su vez, controla la dureza de esta zona. El precalentamiento también tiende a reducir los esfuerzos producidos por la soldadura. La temperatura de precalentamiento puede ser bastante alta para prevenir el agrietamiento, particularmente en juntas de soldadura altamente restringidas [14].

La especificación del procedimiento de soldadura (WPS) debe incluir la temperatura de precalentamiento mínima y la máxima temperatura entre pases de soldadura. La compañía constructora debe determinar los límites de la temperatura entre pases y cuándo es necesario incluirla en el WPS [15]. El control de la temperatura de precalentamiento y entre pases se puede llevar a cabo utilizando tizas térmicas, pirómetros ópticos, termómetros de contacto, u otro dispositivo apropiado.

Las altas corrientes en la aplicación de la soldadura y las bajas velocidades de avance de la soldadura con arco aportan una gran cantidad de calor por cada unidad de longitud de soldadura facilitando su enfriamiento lento. Adicionalmente, los espesores gruesos del metal base y su baja temperatura permiten la disipación rápida del calor de la soldadura, y por lo tanto, el rápido enfriamiento.

Las investigaciones realizadas han indicado que las propiedades térmicas, la conductividad y el calor específico, varían muy poco entre aceros al carbono y varios aceros de baja aleación de tal manera que la velocidad de enfriamiento no es afectada de manera significativa por estos

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

En la práctica, la temperatura inicial del metal base para el último pase es a menudo mucho más elevada que la del primer pase, si se permite que el calor se acumule a medida que progresa el proceso de aporte de la soldadura. Por consiguiente, el último pase en las soldaduras a tope puede enfriar más lentamente que el primer pase.

En varias discusiones de los cambios en la velocidad de enfriamiento ocasionados por las variaciones en las condiciones de aplicación de la soldadura, se asume que la entrada de calor es una función lineal del tiempo del arco de soldadura por unidad de longitud. Esta suposición es razonablemente válida para bajas entradas de calor obtenidas con velocidades de aporte menores que aprox. 7 mm/s. No obstante, para altas velocidades de aplicación la eficiencia de transferencia de calor en la junta de soldadura se mejora. Las velocidades de enfriamiento de la soldadura estarán supeditadas al tamaño de la sección transversal (área) del metal de soldadura y en menor medida por la entrada de energía por unidad de longitud de la soldadura.

Las velocidades de enfriamiento serán más lentas para aquellos cordones de soldadura con área del metal de soldadura grande, y por la misma razón, a medida que el área de soldadura disminuye, las velocidades de enfriamiento en la zona afectada por el calor llegarán a ser más severas.

Las limitaciones de la entrada de calor a la junta de soldadura son aplicables a cada pase de soldadura y no se consideran acumulativas. La entrada de calor en el proceso de soldadura también tiene efecto en las propiedades mecánicas del metal de soldadura.

Otro factor importante para la soldadura de un acero es su carbono equivalente (C_{equiv}). Un contenido de carbono equivalente es una expresión empírica que se utiliza para determinar cuáles son los efectos combinados de los diferentes elementos aleantes sobre el endurecimiento del acero. La soldabilidad de los aceros normalmente se expresa en términos de un límite de carbono equivalente, o valor máximo. Como regla general un acero es considerado soldable si el $C_{\text{equiv}} < 0,4$.

La soldabilidad de los aceros de baja aleación se puede juzgar utilizando la fórmula de carbono equivalente sugerida por el Instituto Internacional de Soldadura (IIW) cuya expresión es:

$$C_{equiv} = \%C + \frac{\%Mn}{6} + \frac{\%Cr + \%Mo + \%V}{5} + \frac{\%Si + \%Ni + \%Cu}{15} \quad (0.3)$$

1.6 Procesos de soldadura utilizados

Los procesos de soldadura empleados para soldar los cupones de tubería fueron los siguientes:

- Soldadura por arco manual con electrodo revestido (SMAW - Shielded Metal Arc Welding)
- Soldadura por arco con electrodo metálico y gas de protección (GMAW - Gas Metal Arc Welding - Surface tension transfer – STT)
- Soldadura por arco con electrodo tubular y corazón de fundente (FCAW-S Flux-Cored Arc Welding - S (Innershield))
- Soldadura por arco con electrodo metálico y gas de protección (GMAW - Gas Metal Arc Welding - Short circuiting transference - SCT).

Para soldar los ensambles identificados como WPS 002-1, WPS 002-2, WPS 003-1 y WPS 003-2 (Ver Tabla 2-4, Capítulo 2. Desarrollo experimental): se utilizó combinación de procesos de soldadura GMAW STT + FCAW-S, SMAW + FCAW-S, respectivamente; para soldar los ensambles identificados como WPS 001-1 y WPS 001-2 se utilizó el proceso SMAW. Para soldar el ensamble WPS 004 se utilizó la combinación de procesos de soldadura SMAW + GMAW Transferencia por corto circuito (SCT).

1.6.1 Proceso de soldadura por arco manual con electrodo revestido - SMAW

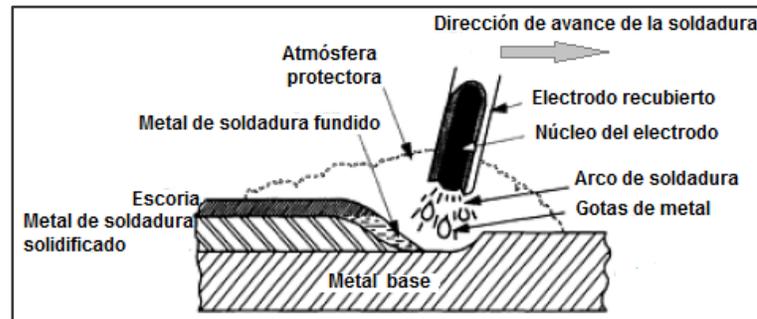


Figura 1- 8. Esquema del proceso de soldadura por arco manual con electrodo revestido SMAW [16]. (Tomado y adaptado)

Las características importantes del proceso SMAW se muestran en la Figura 1-8.

El proceso de soldadura SMAW también denominado soldadura de electrodo revestido, es un proceso de soldadura manual mediante el cual un arco se genera entre el electrodo revestido consumible y la pieza de trabajo (tubo, lámina, etc.), produciendo coalescencia de los metales por el calentamiento de estos. El arco se inicia instantáneamente tocando o raspando el electrodo de soldadura colocado en la pinza, sobre el metal base. El arco resultante funde el metal base y la punta del electrodo.

Cuando el electrodo es consumido por el calor del arco, los componentes del revestimiento del electrodo se disocian parcialmente siendo transferidos a través del arco, produciendo una atmósfera gaseosa alrededor del arco (evita el acceso del oxígeno y el nitrógeno), y combinándose para formar una escoria protectora sobre el metal de soldadura depositado.

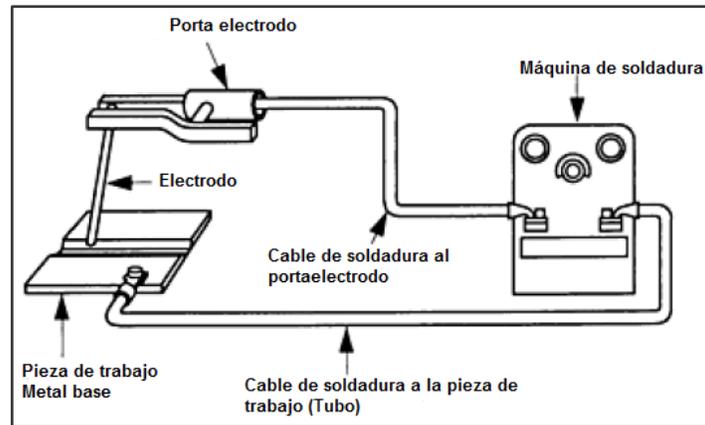


Figura 1- 9. Esquema del circuito de soldadura SMAW [16]. (Tomado y adaptado)

El diagrama para el circuito de soldadura del proceso SMAW se observa en la Figura 1-9 y Figura 1-10. El equipo está conformado por una fuente de poder (máquina de soldadura), porta-electrodo, y los cables de soldadura que conectan la máquina de soldadura con el porta-electrodo y la pieza de trabajo (tubo).

La corriente alterna (AC), o corriente directa, electrodo negativo (DCEN), o corriente directa, electrodo positivo (DCEP) pueden ser utilizadas, dependiendo de las características del revestimiento del electrodo. La fuente (DCEN) también se denomina dc polaridad directa, mientras que la fuente (DCEP) se llama dc polaridad inversa.

El equipo de soldadura, o fuente de alimentación, es el componente esencial del proceso SMAW. Su principal propósito es suministrar potencia eléctrica de corriente y voltaje apropiados para mantener un arco de soldadura estable y controlable. Su salida característica debe ser del tipo corriente constante (CC). Los electrodos del proceso de soldadura SMAW operan dentro del rango de 25 a 500 A. La operación del voltaje del arco fluctúa entre 15 y 35 V



Figura 1- 10. Circuito de soldadura del proceso SMAW

El porta-electrodo, que es sostenido por el soldador, aprieta firmemente al electrodo y transmite la corriente de soldadura a este.

El arco se inicia instantáneamente tocando o raspando el electrodo de soldadura colocado en la pinza, sobre el metal base. El arco resultante funde el metal base y la punta del electrodo.

Puede usarse para soldar tanto metales ferrosos como no ferrosos, para espesores mayores al calibre 18 (1,1 mm), para todas las posiciones, es un proceso especial para soldar aceros estructurales y de baja aleación. El revestimiento del electrodo mejora el aspecto de la soldadura, protege el depósito metálico fundido de la acción atmosférica, ayuda a mantener el arco, regula la profundidad de penetración, reduce las salpicaduras, suministra elementos de aleación al metal de soldadura, mejora la calidad de la soldadura.

El metal de aporte que se utilizó en el proceso de soldadura SMAW fue el electrodo E8018-G cuya especificación es AWS A5.5, para electrodos de acero de baja aleación; es un electrodo de revestimiento celulósico de alta penetración, recomendado para aplicar en dirección descendente, en tubería.

Cuando un acero de alta resistencia y baja aleación (HSLA) es soldado, el calentamiento y enfriamiento no uniforme en el metal de soldadura y en el metal base produce una ZAC más dura, susceptibilidad de agrietamiento en frío y esfuerzos residuales en la junta de soldadura. Los aceros HSLA demuestran propiedades únicas, tales como alta resistencia, excelente ductilidad, y buena soldabilidad.

Actualmente, los aceros HSLA microaleados llegan a ser una clase indispensable para la soldadura de barcos, líneas de transmisión de gas y crudo, recipientes a presión, etc. Al soldar un acero naval con proceso SMAW se encuentra que los resultados de los ensayos mecánicos de tensión y fluencia fueron ligeramente menores que los encontrados en las probetas ensayadas para el metal base.

Las macrográficas obtenidas de las probetas soldadas con proceso SMAW revelaron estructura de grano grueso en la zona cercana a la línea de fusión y grano más fino en la ZAC. La estructura del cordón de soldadura fue grano grueso debido a la alta entrada de calor que ocasionó una tasa de enfriamiento más lenta. La microdureza del metal base fue de aprox., 270 HV; la microdureza de la junta soldada fluctuó entre 300 HV y 320 HV siendo un valor muy alto para la ZAC. La ubicación de la falla en la junta de soldadura es consistente con el perfil de distribución de microdurezas. La falla ocurrió a lo largo de la región en donde se encontraron los valores más bajos de dureza [17].

1.6.2 Proceso de soldadura por arco con electrodo metálico y gas de protección – GMAW

Es un proceso de soldadura por arco que une los metales calentándolos con un arco eléctrico que se establece entre un electrodo consumible (alambre) y la pieza de trabajo (tubo, lámina, etc.). Un gas o mezcla de gases suministrado externamente actúa protegiendo el arco y el charco de soldadura fundido. La soldadura se puede aplicar por procesos mecanizados, automáticos y

semiautomáticos. Con este proceso se pueden soldar la mayoría de los metales ferrosos y no ferrosos, desde espesores delgados hasta gruesos.

En el proceso GMAW (Figuras 1-11, y 1-12), un arco se establece entre el alambre de alimentación continua y la pieza de trabajo. Una vez que el operador realiza los ajustes adecuados, la longitud del arco se mantiene en el valor establecido, a pesar de los cambios razonables que se esperarían en la distancia pistola – pieza de trabajo durante la operación normal. Esta regulación automática del arco de soldadura se puede alcanzar de dos maneras. A medida que la relación pistola – pieza de trabajo cambia, lo cual altera instantáneamente la longitud del arco, la fuente de alimentación entrega o más corriente (si la longitud del arco es constante) o menos corriente (si se incrementa la longitud del arco). Este cambio en la corriente causará un cambio correspondiente en la velocidad de fusión del alambre, manteniendo así la longitud del arco deseada.

El segundo método de regularización del arco de soldadura utiliza una fuente de corriente constante y velocidad variable, y un alimentador de electrodo con sensor de voltaje y velocidad variable. En este caso, a medida que la longitud del arco de soldadura cambia, existe un cambio correspondiente en el voltaje a través del arco. A medida que se detecta este cambio de voltaje, la velocidad de la unidad de alimentación del electrodo cambiará para suministrar o más o menos por unidad de tiempo. Este método de regulación está usualmente limitado a electrodos más grandes con bajas velocidades de alimentación.

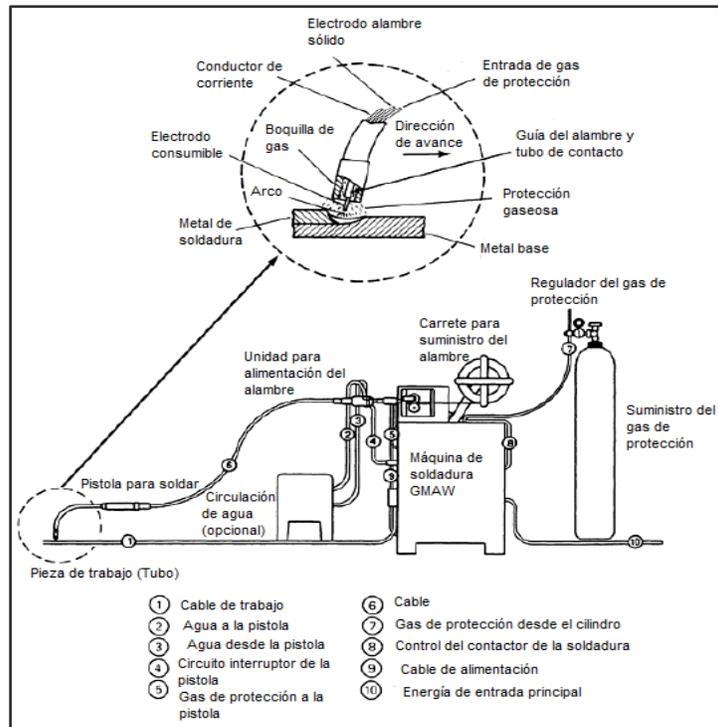


Figura 1- 11. Esquema del proceso de soldadura GMAW [18]. (Tomado y adaptado)

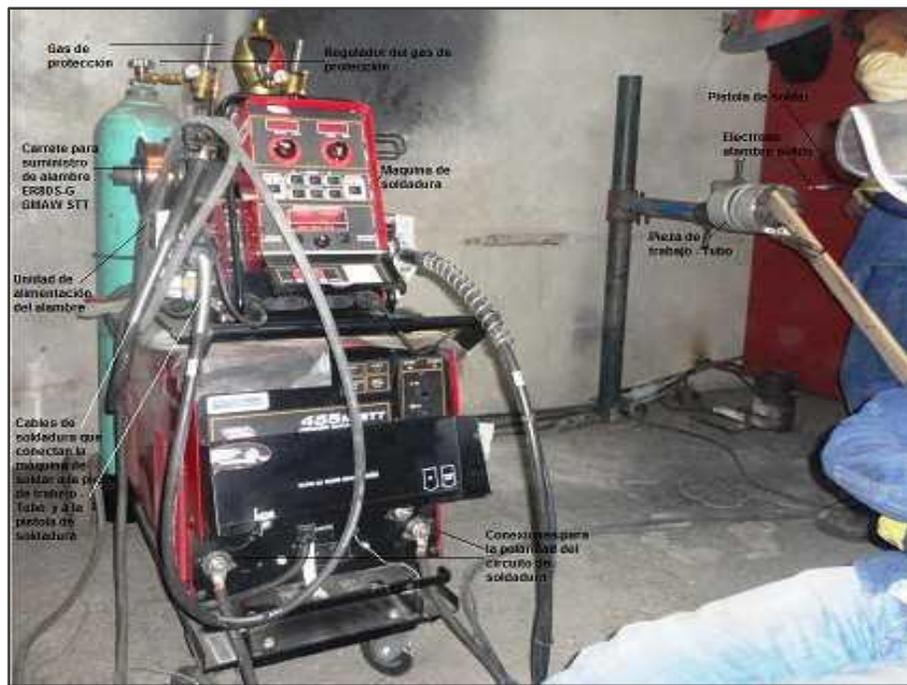


Figura 1- 12. Circuito de soldadura del proceso GMAW STT

▪ Mecanismos de transferencia del metal

En esta investigación se utilizó, para la aplicación de la soldadura, el proceso de soldadura GMAW que emplea la técnica de transferencia por corto circuito para que el metal pase desde el electrodo al tubo.

La transferencia por corto circuito incluye el rango más bajo de corrientes de soldadura y diámetros de electrodos asociados con el proceso GMAW. Este tipo de transferencia produce un charco de soldadura pequeño, de rápida solidificación que es generalmente apropiado para unir secciones delgadas. El metal se transfiere desde el electrodo al tubo solamente durante el período en el que el electrodo está en contacto con el charco de soldadura, y no existe transferencia de metal a través de la separación del arco (Figura 1-13).

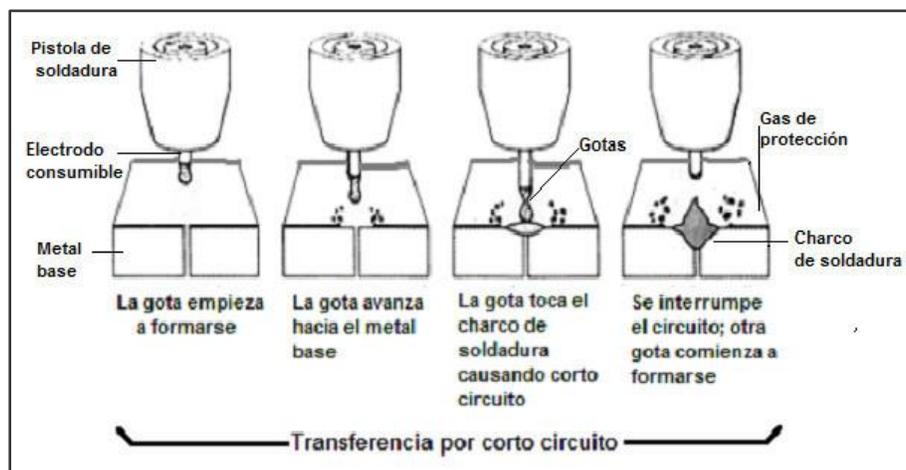


Figura 1- 13. Modo de transferencia por corto circuito en el proceso GMAW [18]. (Esquema tomado y adaptado)

El electrodo hace contacto con el charco de soldadura a un ritmo constante que puede fluctuar entre 20 y más de 200 veces por segundo. A medida que el alambre toca el metal de soldadura, se incrementa la corriente y el metal líquido en la punta del alambre es apretado, iniciando el arco. La velocidad del incremento de corriente debe ser bastante alta para calentar el electrodo y promover la transferencia de metal, lo suficientemente baja para minimizar el chisporroteo ocasionado por la separación violenta de la gota fundida. El ajuste óptimo depende de la resistencia eléctrica del circuito de soldadura y la temperatura de fusión del electrodo. Cuando se inicia el arco, se funde la punta del alambre a medida que éste es alimentado hacia el siguiente

corto circuito. El circuito de voltaje abierto de la fuente de potencia debe ser bastante bajo de tal manera que la gota de metal fundido no pueda ser transferida hasta que haga contacto con el metal de soldadura.

Debido a que la transferencia de metal solo ocurre durante el corto circuito, el gas de respaldo tiene muy poco efecto en la propia transferencia. Sin embargo, el gas no influye en las características de operación del arco y la penetración del metal base. El uso del dióxido de carbono (CO₂) produce altos niveles de chisporroteo, cuando se compara con gases inertes, pero permite mayor penetración al soldar los aceros. Para obtener una buena relación entre el chisporroteo y la penetración, a menudo se utilizan mezclas de dióxido de carbono y argón.

El proceso de soldadura GMAW STT (Surface Tension Transfer - Figura 1-14) es un proceso controlado de transferencia por corto circuito que utiliza los controles para ajustar el calor independiente de la velocidad de alimentación del alambre, consiguiéndose un rendimiento superior del arco, buena penetración, control de baja entrada de calor y reducida presencia de chisporroteo y humos.

El proceso GMAW STT suministra un pase de raíz seguro y control de respaldo completo. Este proceso de soldadura asegura excelente fusión de las paredes laterales de la junta; reduce los quemones de arco y la distorsión debido a la baja entrada de calor; se obtienen soldaduras de pase de raíz a velocidades más rápidas que en el proceso GTAW; permite al operador controlar la entrada de calor al charco de soldadura debido a que posee control de corriente independiente del de la alimentación del alambre; reduce las faltas de fusión, se presenta baja formación de humos y chisporroteo y pueden utilizarse varias composiciones del gas de respaldo.

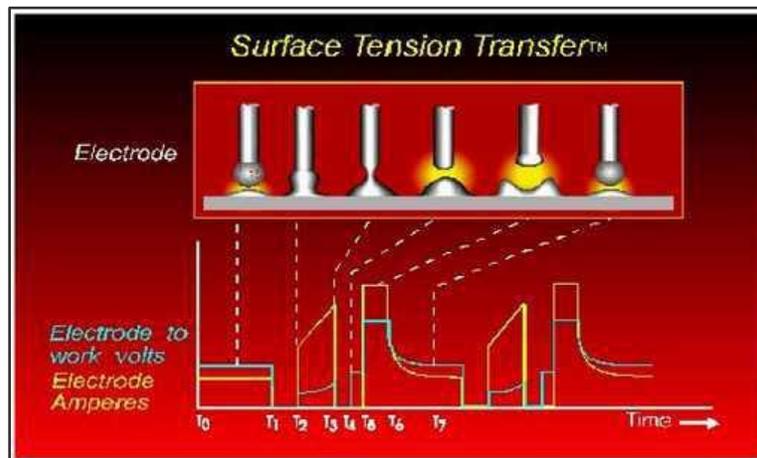
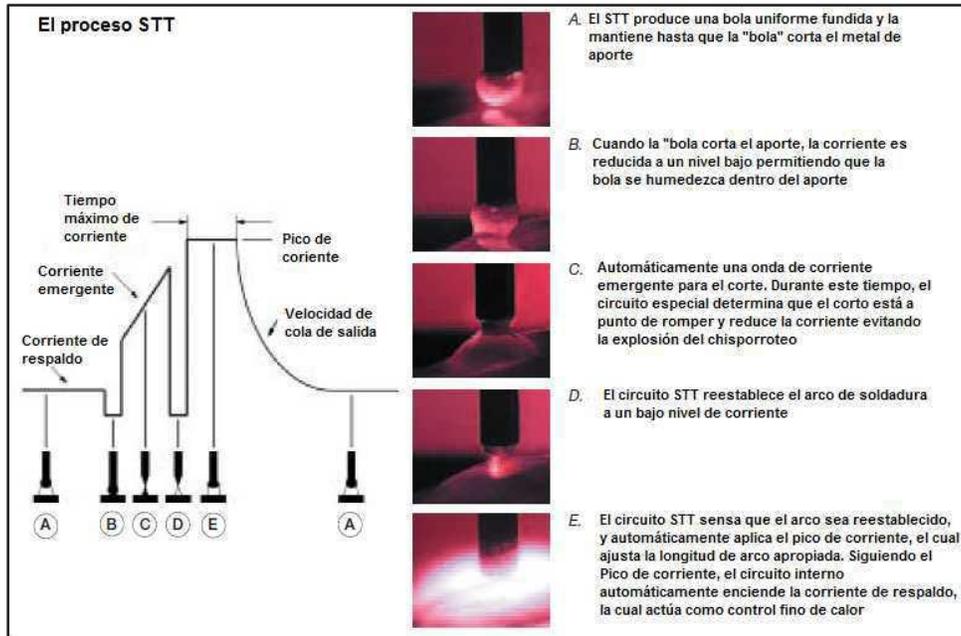


Figura 1- 14. Proceso GMAW Surface Tension Transfer (STT) [19]. (Tomado y adaptado)

En el modo de STT controlado (Figura 1-14, Continuación) la fuente de corriente STT funciona sin corriente constante (CC) y sin voltaje (CV), ya que es una máquina controlada en la que la potencia del arco se basa en los requisitos de arco instantáneos. En principio, es una fuente de corriente, que tiene la capacidad de entregar y cambiar la corriente del electrodo en microsegundos.

Cómo funciona: La corriente del electrodo suministrada por la STT es guiada por el estado de la tensión del arco.

Corriente de base ($T_0 - T_1$). Es el nivel actual de corriente de arco antes del cortocircuito al baño de soldadura. Es un nivel de corriente constante entre 50 y 100 A.

Tiempo de “Bola” ($T_1 - T_2$). Es el período más largo en el ciclo, con corriente de base ajustable. Disminuye la longitud de arco en el tiempo. Alta estabilidad de arco.

Modo Pinch ($T_2 - T_3$). Siguiendo el tiempo de bola, se aplica una corriente elevada al electrodo de cortocircuito en forma creciente, doble rampa. Esto acelera la transferencia desde el metal fundido del electrodo al baño de soldadura aplicando fuerzas de arrastre eléctricas.

Cálculo dv/dt ($T_2 - T_3$). Este cálculo se incluye en el modo pinch. Es el cálculo de la tasa de cambio del electrodo de cortocircuito en función del tiempo; cuando este cálculo indica que un valor específico dv/dt se ha alcanzado, indicando que la separación fusible está a punto de producirse, la corriente se reduce a 50 A en microsegundos (esto ocurre antes de separarse el electrodo en cortocircuito. T_4 indica que la separación ha ocurrido, pero a corriente baja).

Intensificación de Plasma ($T_5 - T_6$). Este modo sigue inmediatamente a la separación del electrodo del baño de soldadura. Es un período de corriente de arco elevada donde el electrodo es rápidamente “fundido”.

Plasma ($T_6 - T_7$). Este es el período del ciclo donde la corriente del arco es reducida desde el impulso del plasma al nivel de corriente base.

Los aceros de alta resistencia y baja aleación pueden ser soldados con el proceso GMAW, ojalá empleando electrodos de bajo hidrógeno, precalentamiento y control del hidrógeno que pueda estar presente para prevenir el posible agrietamiento particularmente en juntas altamente restringidas. Durante la aplicación de soldadura mediante este proceso se utiliza gas protector cuya función primaria es impedir que la atmósfera entre en contacto con el metal de soldadura fundido. Esto es necesario porque la mayor parte de los metales, al calentarse hasta su punto de fusión en aire, presentan una marcada tendencia a formar óxidos y, en menor grado, nitruros. Además, el oxígeno reacciona con el carbono del acero fundido para formar monóxido y dióxido de carbono. Estos diversos productos de reacción pueden causar deficiencias de la soldadura, como escoria atrapada, porosidad y pérdida de ductilidad del metal de soldadura. Los productos

de reacción mencionados se forman con facilidad en la atmósfera si no se toman precauciones para excluir el oxígeno y el nitrógeno. Además de proporcionar un entorno protector, el gas protector y la tasa de flujo tienen un efecto importante sobre lo siguiente: Los principales gases que se usan con GMAW. Casi todas son mezclas de gases inertes de Argón y Helio que también pueden contener pequeñas cantidades de oxígeno o CO₂. El proceso se puede aplicar en los modos automático y semiautomático. Funciona en cortocircuito con diversas mezclas de gas de protección, incluyendo el dióxido de carbono 100% para acero bajo carbono, así como diversas mezclas de argón/oxígeno, argón/dióxido de carbono y argón/helio para acero inoxidable.

1.6.3 Proceso de soldadura por arco con electrodo tubular y corazón de fundente - FCAW-S (Innershield)

El proceso de soldadura FCAW – S (Soldadura por arco con electrodo tubular y corazón de fundente) produce coalescencia de los metales por el calentamiento de estos por medio de un arco generado entre un electrodo continuo tubular y la pieza de trabajo. Es un proceso completamente automático o semiautomático en el cual el electrodo es un tubo de alambre hueco que está continuamente alimentando el área de soldadura, y el material fundente forma el núcleo del alambre. El material del tubo conduce la electricidad que forma el arco y llega luego al metal de aporte a medida que es consumido. La protección del charco de soldadura, el arco y las áreas adyacentes del metal base se consigue por el fundente contenido dentro del electrodo. Una protección adicional se obtiene cuando se utiliza un suministro externo de gas o mezcla de gases que es alimentado a través de la pistola de soldadura.

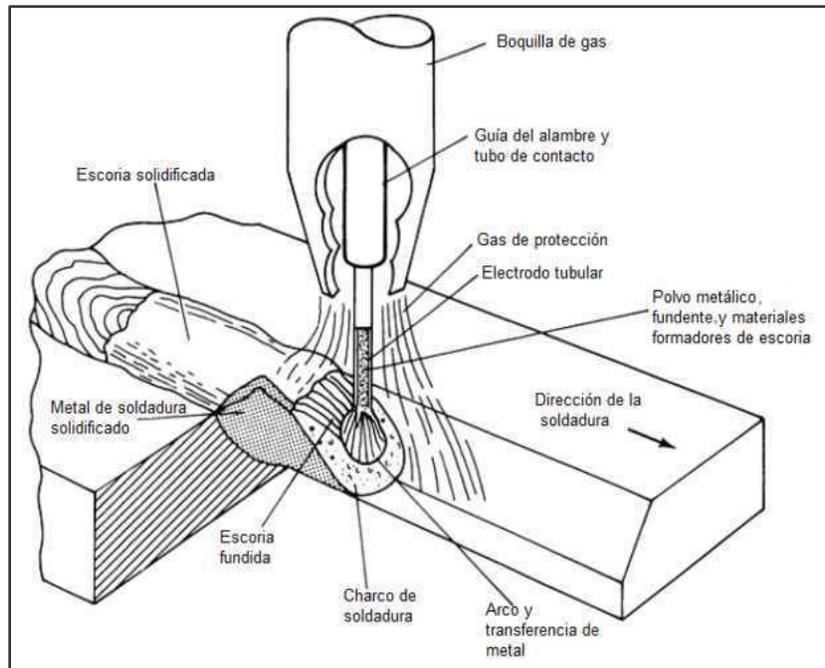


Figura 1- 15. Proceso flux-cored arc welding (FCAW) [20]. (Esquema tomado y adaptado)

En la Figuras 1-15, y 1-16, se muestra un esquema del proceso FCAW con gas de protección el cual es suministrado externamente para proteger al arco del nitrógeno y oxígeno presentes en la atmósfera. En esta investigación para la aplicación de la soldadura se utilizó el proceso FCAW autoprotegido (Innershield), sin suministro externo de gas; los componentes del núcleo del alambre tubular protegen al metal de soldadura de la atmósfera. Algunos electrodos pueden suministrar su propio gas de protección a través de la descomposición de los ingredientes del núcleo. Otros dependen de la protección que brinda la escoria donde las gotas de metal están siendo transferidas a través del arco y el charco de soldadura fundido son protegidos de la atmósfera por un recubrimiento de escoria.

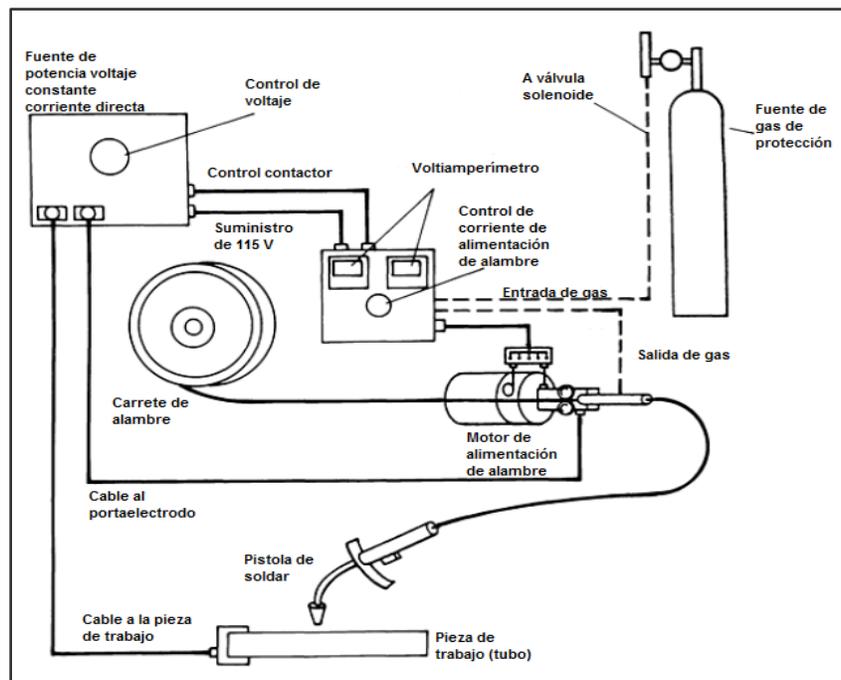


Figura 1- 16. Equipo del proceso flux-cored arc welding (FCAW) [20]. (Esquema tomado y adaptado



Figura 1- 17. Circuito de soldadura del proceso FCAW-S (Innershield)

La soldadura se puede aplicar por procesos semiautomáticos. Este proceso de soldadura presenta dos opciones de protección: Innershield y Outershield. En el Innershield o autoprotegido, (Figura 1-16), la protección es suministrada por el fundente contenido dentro del alambre tubular. En el Outershield la protección se logra a partir de un gas que se suministra externamente. Con este proceso se pueden soldar, entre otros, aceros al carbono, aleados y revestimientos, desde espesores medianos hasta gruesos. Como metal de aporte para soldar aceros estructurales se puede utilizar alambre tubular de acero al carbono y de baja aleación.

Estudios recientes [21] indican que el proceso FCAW tiene un número de ventajas sobre las técnicas de soldadura comúnmente empleadas que utilizan alambres sólidos tales como gas metal arc welding (GMAW). El uso del FCAW puede suministrar mejor control de la corriente y la entrada de calor. FCAW es considerado un proceso de alta velocidad de deposición que agrega los beneficios del fundente a la simplicidad del proceso GMAW.

El uso del proceso FCAW como una técnica de reparación de juntas de soldaduras puede suministrar mejor control de la corriente y entrada de calor necesarios. El FCAW es considerado como un proceso de soldadura que presenta alta tasa de deposición que agrega los beneficios del fundente comparado con la simplicidad de la soldadura del proceso GMAW. El mejor control de la corriente y entrada de calor conduce a mejor composición, dilución y tamaño de grano.

El proceso de soldadura FCAW estándar ha sido empleado frecuentemente en investigaciones que intentan entender los cambios microestructurales en la aplicación experimental de la técnica de cordones de soldadura de revenido (TBW, en inglés) para evitar la aplicación del alivio de esfuerzos de las soldaduras (PWHT). Se ha investigado particularmente el papel de la secuencia de deposición y la deposición espacial de los cordones de soldadura en la variación microestructural en las zonas críticas de las ensambles soldados resultantes, tales como la zona afectada por el calor (ZAC) y la caracterización de las propiedades metalúrgicas (por ejemplo, dureza) de dichas zonas [21].

Los aceros templados y revenidos de alta dureza cuando están expuestos a los ciclos térmicos de la soldadura muestran ablandamiento en la zona afectada por el calor (ZAC), este ablandamiento conduce a la degradación de su desempeño. El grado de ablandamiento de la ZAC es una función del ciclo térmico de la soldadura, el cual es característico del proceso de soldadura. Las

características del ablandamiento dependen también de la cinética y transformaciones de fase del acero y son una función de la composición química del acero. Varios autores han reportado que el incremento en las entradas de calor conduce a la formación de una ZAC más ancha y que su desempeño es inversamente proporcional al ancho de la ZAC. También se ha demostrado que el ablandamiento de la ZAC utilizando el proceso FCAW es más pequeño y menos alto que con el proceso SMAW.

2. Desarrollo Experimental

Para el diseño de experimentos de la presente investigación, la muestra disponible para analizar fue un tubo de acero de 2 000 mm de longitud, 18,26 mm de espesor y 152,4 mm de diámetro externo. La calificación de los procedimientos de soldadura a tope, en tubería, requiere que cada ensamble esté compuesto por dos cupones de aproximadamente 140 mm de longitud cada uno. El desarrollo experimental se resume en el paso a paso mostrado en la Figura 3-1.

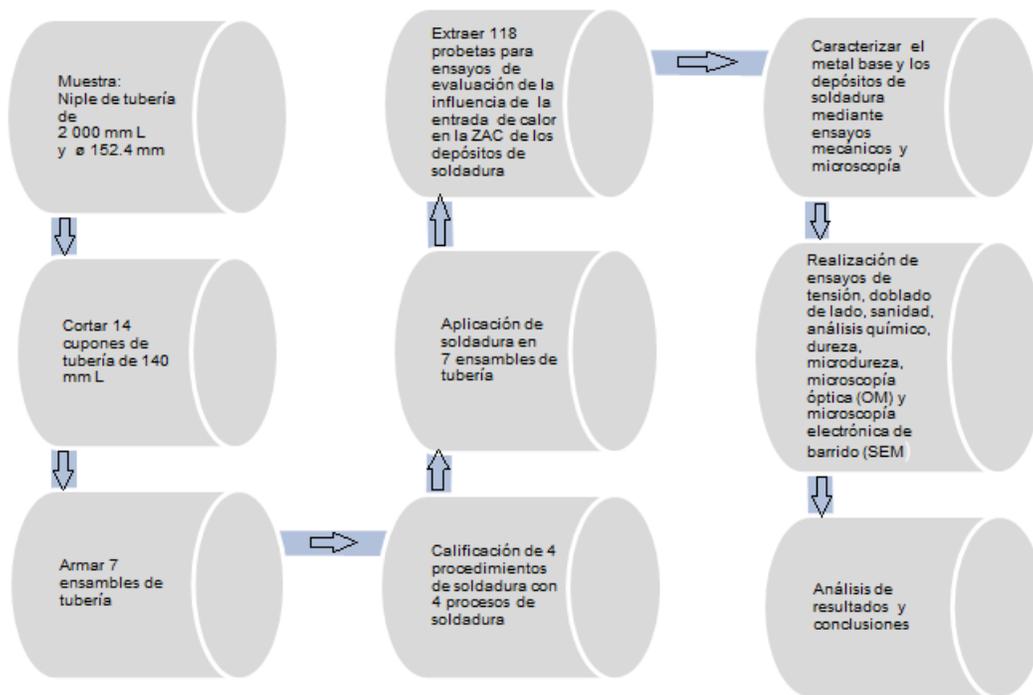


Figura 2- 1. Paso a paso para el desarrollo experimental

Para complementar del objetivo de la investigación se llevó a cabo la calificación de cuatro (4) procedimientos de soldadura empleando cuatro (4) procesos de soldadura o combinación de estos, aplicados en los siete (7) ensambles de tubería. Se diseñó un experimento con 118 probetas como población, según se muestra en la Tabla 2-1.

Tabla 2- 1. Ensayos mecánicos y metalográficos para el proceso de experimentación

Ensayos realizados en el proceso de experimentación									
Item	Proceso de soldadura	WPS	Probeta	Identificación	Ubicación ¹ de la probeta en el cuadrante del tubo	Zona de ensayo	Cantidad de probetas	Cantidad de ensayos / (lecturas)	Justificación ² cantidad de probetas y ensayos
1	SMAW; GMAW STT + FCAW-S; SMAW + FCAW S; SMAW + GMAW SCT	001-1; 002-1; 003-1; 004	Tensión	T1 - T2	I - III	MS-ZAC-MB	8	8	2 probetas por WPS
			Doblado	L1-L2-L3-L4	II - IV	MS-ZAC-MB	16	16	4 probetas por WPS
			Sanidad	N1-N2	I - III	MS-ZAC-MB	8	8	2 probetas por WPS
			Análisis químico	AQ	II - III	MS	4	4	1 probeta por WPS
			Dureza	HRB	I	MS-ZAC-MB	5	60	12 indentaciones por probeta
			Microdureza	HV	I - II -III - IV	MS-ZAC-MB	14	224	16 indentaciones por probeta
			Microscopía óptica	OM	I - II -III - IV	MS-ZAC-MB	14	42	1 micrografía OM por zona por probeta, mínimo
			Microscopía electrónica de barrido	SEM	I - II -III - IV	MS-ZAC-MB	12	36	1 micrografía SEM por zona por probeta, mínimo
2	SMAW; GMAW STT + FCAW-S; SMAW + FCAW S	001-2; 002-2; 003-2	Tensión	T1 - T2-T3-T4	I - II -III - IV	MS-ZAC-MB	6	6	2 probetas por WPS
			Análisis químico	AQ	III	MB	1	1	Es un solo MB
			Dureza	HRB	I	MS-ZAC-MB	3	36	12 indentaciones por probeta
			Microdureza	HV	I - II -III - IV	MS-ZAC-MB	9	144	16 indentaciones por probeta
			Microscopía óptica	OM	I - II -III - IV	MS-ZAC-MB	9	27	1 micrografía OM por zona por probeta, mínimo
			Microscopía electrónica de barrido	SEM	I - II -III - IV	MS-ZAC-MB	9	27	1 micrografía SEM por zona por probeta, mínimo

2.1 Diseño de experimentos

Como se pretende analizar la influencia de la entrada de calor en las propiedades mecánicas y microestructurales de la zona afectada por el calor (ZAC) en la junta de soldadura de cada ensamble soldado, se planteó un diseño de experimentos sencillo para comparar varios

tratamientos denominados en este caso entrada de calor, en cada uno de los siete (7) ensambles de tubería, como se muestra en la Tabla 2-2.

Tabla 2- 2. Matriz de diseño de experimentos factorial 2^3

Ensamble No.	Variable 1	Variable 2	Variable 3	Constante	Constante	Constante	Constante
1, 2, 3, 4, 5, 6, 7	Voltaje	Amperaje	Velocidad de avance	Proceso	Electrodo	Temperatura entre pases	Precalentamiento
Factor	Variable de Proceso		Nivel Bajo (-)	Nivel Alto (+)			
A	Voltaje (V)		2V	3V			
B	Corriente (A)		2A,3A	4A,6A			
C	Velocidad de avance (V.A) (mm/min)		3V.A	5V.A			
Variable de Proceso	Nivel Bajo (-)		Nivel Alto (+)				
Voltaje (V)	V (-)		V (+)				
Corriente (A)	A (-)		A (+)				
Velocidad de avance (V.A)	V.A (-)		V.A (+)				
No. Corrida (Tratamiento)	Combinación de Tratamiento (Variables)		Aleatorización para ejecución				
1	V(-), A(-), V.A(-)		8				
2	V(+), A(-), V.A(-)		1				
3	V(-), A(+), V.A(-)		7				
4	V(+), A(+), V.A(-)		6				
5	V(-), A(-), V.A(+)		5				
6	V(+), A(-), V.A(+)		2				
7	V(-), A(+), V.A(+)		3				
8	V(+), A(+), V.A(+)		2				

En la Tabla 2-2, se consignan las variables para control de aplicación de los depósitos de soldadura, se establecen los valores de nivel alto y nivel bajo, las variables y constantes del proceso para luego plantear el diseño de experimentos factorial 2^3 para ser aplicado en el desarrollo del proyecto, siguiendo el número de probetas y ensayos mostrados en la Tabla 2-1.

2.1.1 Caracterización del material base

El material base utilizado en la presente investigación fue un niple de tubería de acero, (Figura 3-2), sin costura de soldadura, con la siguiente identificación (trazabilidad): número de colada HT 32977, calidad API 5L Gr. X65, sobrante de la tubería que se utilizó en la construcción de las líneas de flujo para transporte de hidrocarburos en el campo de Cusiana. De acuerdo con el código ASME B36.10, cuyo alcance es la estandarización dimensional de la tubería forjada, que se utiliza en tubería de línea y sistemas de tubería, el niple de tubería utilizado posee las dimensiones mostradas en la Tabla 2-3.

Tabla 2- 3. Dimensiones del niple de tubería de acero utilizado en los ensayos

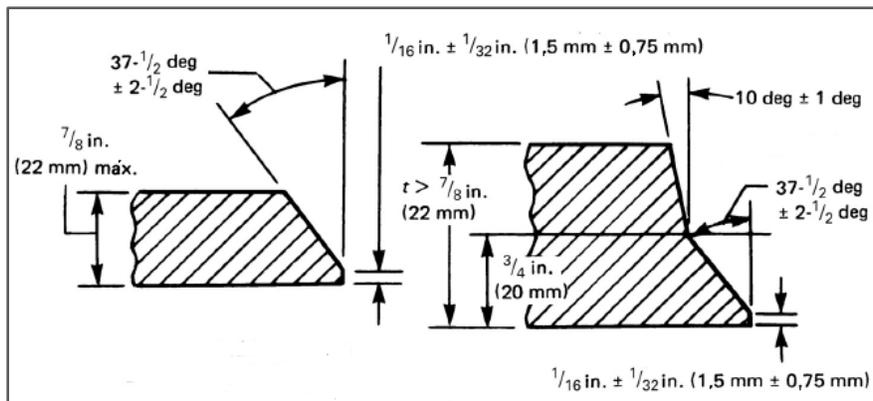
Nominal Pipe Size NPS pulg (mm)	Espesor de pared pulg (mm)	Longitud pulg (mm)
6 (152,4)	0,719 (18,26)	78,74 (2 000)

**Figura 2- 2.** Niple de tubería de acero

Debido a que no se contaba con el Certificado de Calidad de Material que certificara las propiedades químicas, mecánicas y proceso de fabricación de este niple de tubería, se decidió efectuar la caracterización del material base mediante la realización de ensayos de análisis de composición química, ensayos mecánicos de tensión, fluencia, alargamiento y reducción de área, dureza Rockwell (HRB), microdureza Vickers (HV) y análisis metalográfico mediante microscopía óptica (OM), microscopía electrónica de barrido (SEM), para comprobar que el material analizado fuera el acero, API 5L Gr. X65, propuesto como material base para el desarrollo de los ensayos necesarios para para realizar esta investigación. Los resultados obtenidos en los ensayos de caracterización del metal base se consignan en el párrafo 3.

2.1.2 Ensayos de soldadura

Para la realización de los ensayos de soldadura, el niple de tubería de 2 000 mm de longitud se cortó en catorce (14) cupones (Figura 2-4) con dimensiones 152,4 mm diámetro x 18,26 mm de espesor x 139,7 mm de longitud, cada uno. Para el desarrollo de los ensayos de aplicación de soldadura los catorce (14) cupones de tubería fueron biselados acorde con los diseños de junta mostrados en la Figura 2-3, siguiendo los requerimientos del código ASME B31.4.



a. Diseño a tope, bisel en V sencillo

b. Diseño a tope, bisel en V compuesto

Figura 2- 3. Diseños de junta de soldadura a tope, en V, empleados para biselar y soldar los cupones de tubería



Figura 2- 4. Cupones de tubería en acero de baja aleación (API 5L Gr. X65)



Figura 2- 5. Cuatro (4) de los catorce (14) cupones de tubería API 5L Gr. X65 utilizados para soldar los ensambles

En la Figura 2-5 se observan los cupones de tubería biselados con las dos clases de juntas de soldadura, de acuerdo con los diseños mostrados en las Figura 3-3, que se ensamblaron para la aplicación de soldadura.

Los catorce (14) cupones de tubería API 5L Gr. X65 se utilizaron para ensamblar siete (7) arreglos de tubería; cada ensamble fue soldado aplicando cordones de soldadura circunferenciales siguiendo los procedimientos y procesos de soldadura nombrados en la Tabla 2-4.

Tabla 2- 4. Identificación de ensambles y variables de soldadura

Número de ensamble	Identificación del ensamble	Procedimiento de soldadura	Diseño de junta de soldadura a tope	Proceso de soldadura	Metal de aporte AWS No.
1	WPS 001-1	WPS 001-1 Rev. 0	en V sencillo	SMAW	E8010-G
2	WPS 001-2	WPS 001-1 Rev. 0	en V sencillo	SMAW	E8010-G
3	WPS 002-1	WPS 002-1 Rev. 0	en V compuesto	GMAW STT + FCAW-S	ER80S-G / E81T8-G
4	WPS 002-2	WPS 002-2 Rev. 0	en V compuesto	GMAW STT + FCAW-S	ER80S-G / E81T8-G
5	WPS 003-1	WPS 003-1 Rev. 0	en V compuesto	SMAW + FCAW-S	E8010-G / E81T8-G
6	WPS 003-2	WPS 003-2 Rev. 0	en V compuesto	SMAW + FCAW-S	E8010-G / E81T8-G
7	WPS 004	WPS 004 Rev. 0	en V sencillo	SMAW + GMAW Transferencia por corto circuito (SCT)	E8010-G / ER70S-6

En la Tabla 2-4, se consigna la identificación del ensamble, procedimientos de soldadura, diseño de junta, procesos de soldadura, y las clasificaciones AWS de los metales de aporte utilizados en la aplicación de soldadura en los siete (7) ensambles de tubería API 5L Gr. X65.

2.1.3 Metales de aporte

- Composición química de los depósitos de soldadura

Mediante análisis de composición química se caracterizaron los depósitos de soldadura obtenidos al soldar cuatro (4) ensambles de tubería.

La secuencia resumida de los pasos seguidos durante la aplicación y control de la soldadura fueron: ensamble de los cupones mediante puntos de soldadura y rigidizadores, precalentamiento de una franja de dos pulgadas a la lado y lado del bisel y dentro del bisel, control de la temperatura de precalentamiento utilizando tizas térmicas, aplicación de la soldadura, control de la temperatura entre pases, continuación de la aplicación de los cordones de soldadura, inspección visual de las soldaduras terminadas y enfriamiento del ensamble de soldadura, a temperatura ambiente (Figura 2-6).



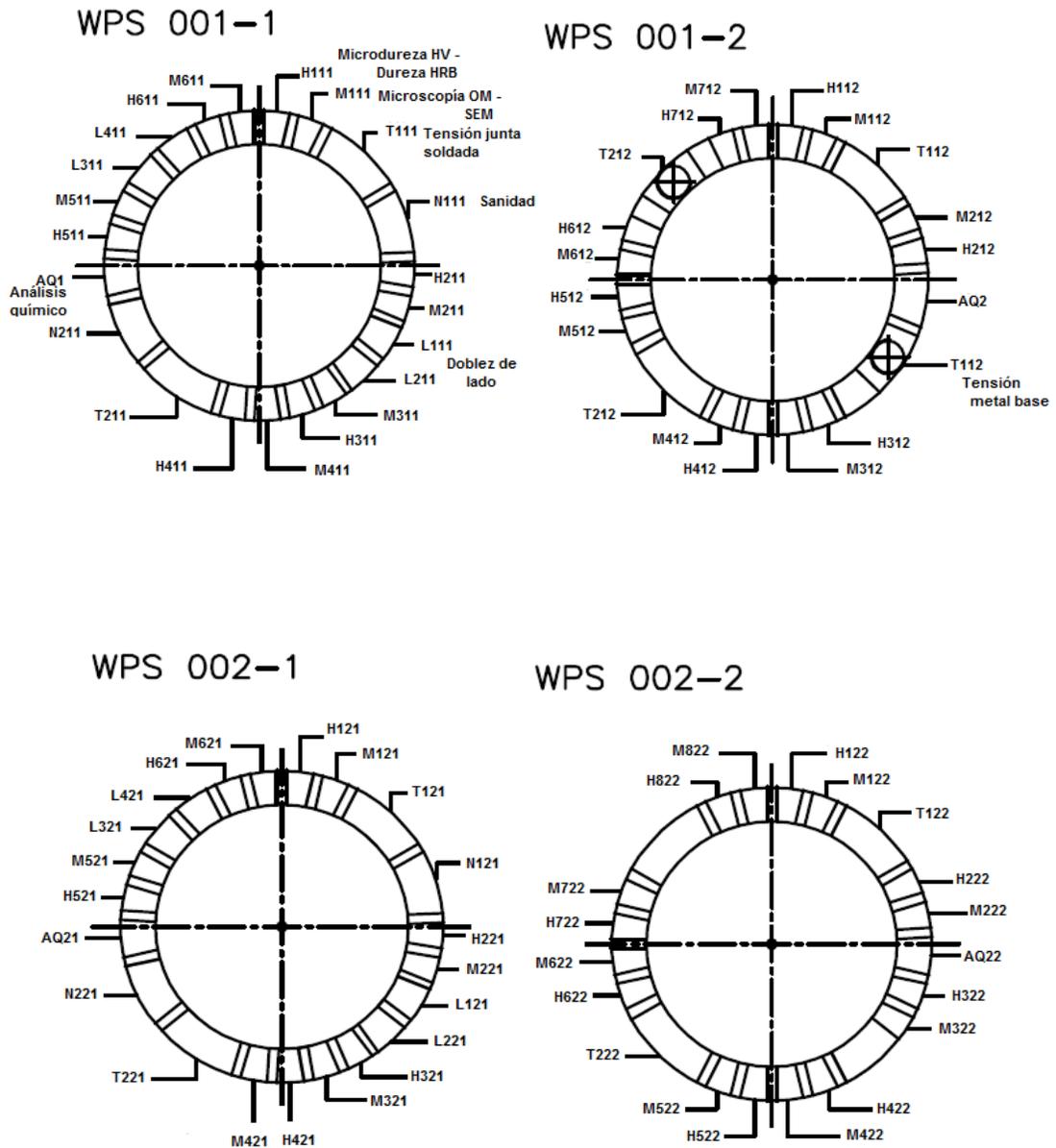


Figura 2- 6. Resumen de la secuencia de las actividades de soldadura

Para la calificación de los procedimientos de soldadura se realizó inicialmente inspección visual de las juntas de soldadura ya finalizadas y posteriormente, las probetas fueron extraídas de cada uno de los siete (7) ensambles de soldadura, mecanizadas, y luego sometidas a ensayos mecánicos de tensión, doblado y sanidad (nick), de acuerdo con los requerimientos exigidos por el estándar API 1104 (Ver anexo A). Adicionalmente se extrajeron probetas para los ensayos de dureza, microdureza, análisis de composición química, microscopía óptica (MO) y microscopía electrónica de barrido (SEM).

A continuación se muestra la representación esquemática de la identificación de las probetas y su ubicación en el conjunto soldado. Para los ensayos mecánicos, ensayos de microscopía óptica y

microscopía electrónica de barrido, las probetas son las que se mencionan en la Figura 2-7, para cada uno de los siete (7) ensambles de soldadura.



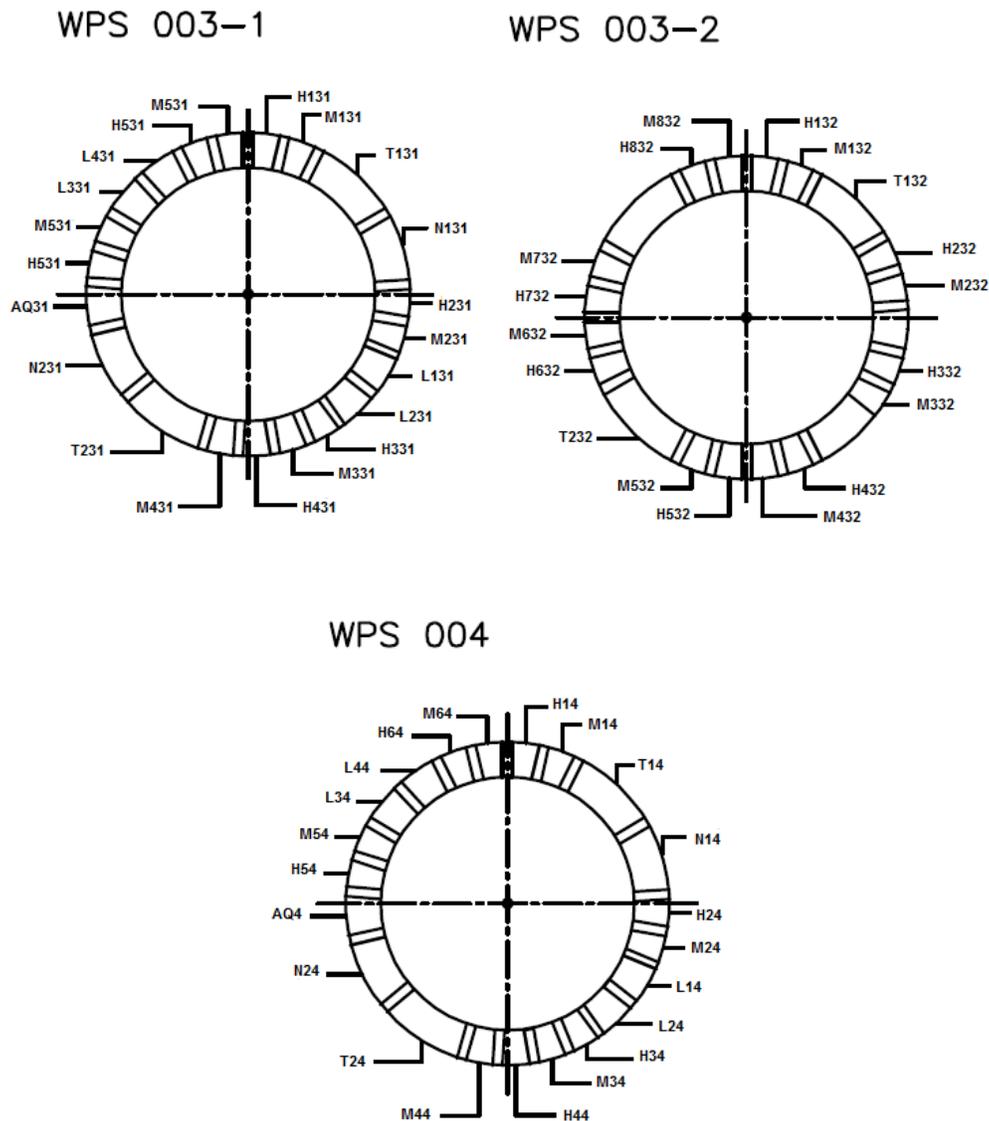


Figura 2- 7. Esquemas para ubicación e identificación específica de cada una de las probetas necesarias para realizar los ensayos

En la Figura 2-8, se muestra una serie de probetas que han sido mecanizadas con formas y dimensiones que requiere el estándar API 1104 para calificar los procedimientos de soldadura, y las probetas que se utilizaron para los ensayos de dureza rockwell (HRB), microdureza vickers (HV), análisis químico, microscopía óptica (OM) y microscopía electrónica de barrido (SEM).



Figura 2- 8. Probetas para ensayos de tensión, doblez de lado, sanidad, dureza, microdureza, microscopía óptica (MO), microscopía electrónica de barrido (SEM), y análisis químico

2.2 Caracterización de las juntas de soldadura

La caracterización de las juntas de soldadura se desarrolló mediante la realización de ensayos mecánicos de dureza Rockwell (HRB), microdureza Vickers (HV), ensayos de tensión, doblez de lado y sanidad (nick); adicionalmente, análisis químico, tamaño de grano, caracterización microestructural mediante ensayos de microscopía óptica (MO) y microscopía electrónica de barrido (SEM).

2.2.1 Macroindentación y microindentación

Las probetas fueron sometidas a pruebas de dureza HRB, microdureza HV0,3kg, durante 15 segundos, y la ubicación de indentaciones para obtener los perfiles de microdureza y dureza sobre la ZAC, metal de soldadura y material base, se muestran en la Figura 2-9 (a) y Figura 2-10, respectivamente.

El ensayo de microdureza se realizó siguiendo los requerimientos de la norma ASTM-E384, la cual da lineamientos para realizar los ensayos de microdureza Vickers y Knoop para materiales. Se utilizó el microdurómetro marca ZWICK ROELL, serie ZHU Indenter, para efectuar microdureza Vickers (HV) con 0,3 kg de carga, aplicada durante 15 s; última calibración Noviembre de 2014. Los resultados obtenidos se pueden consultar en el Capítulo 3.

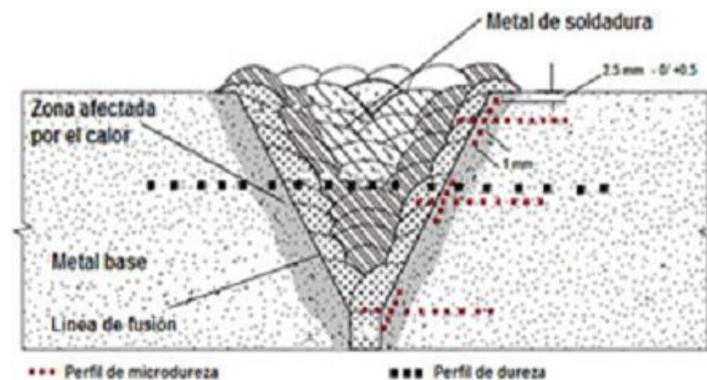


Figura 2- 9. Esquema ilustrativo guía, típico, para realizar los perfiles de dureza y microdureza



Figura 2- 10. Sección transversal de la probeta M411 WPS 001-1, mostrando el perfil de dureza HRB

2.2.2 Microscopía óptica (OM)

Para el análisis metalográfico de las probetas se utilizaron los siguientes equipos:

- Microscopio metalográfico marca NIKON serie ECLIPSE LV 100.
- Microscopio óptico: Nikon Eclipse MA200 (x25 a x500)

2.2.3 Microscopía electrónica de barrido (SEM)

Para los ensayos de microscopía electrónica de barrido (SEM) se utilizaron los siguientes equipos:

- Microscopio electrónico de barrido y espectrómetro de energía dispersa de Rayos-X (SEM-EDS): Jeol JSM-5910LV- Oxford Instruments INCA X-Act.

2.3 Entrada de calor

La entrada de calor en los procesos de soldadura por arco puede ser calculada mediante cualquiera de las ecuaciones siguientes:

$$\text{Heat Input, J /in} = (60 \text{ AV})/S, \quad (0.1)$$

donde:

A = Corriente de soldadura, (Amperios)

V = Voltaje del arco, (Voltios)

S = velocidad de avance, (in / min).

$$HI = \mu 60VI/1000S, \quad (0.2)$$

donde:

HI = Entrada de calor (kJ/mm),

μ = Eficiencia del proceso de soldadura, (0,95)

V = Voltaje del arco (Voltios),

I = Corriente de soldadura (Amperios),

S = velocidad de avance de la soldadura (1700 mm/min).

El procedimiento empleado para calcular la entrada de calor (HI) en la junta de soldadura se resume en los siguientes pasos:

▪ **Proceso de soldadura SMAW**

1. En la Tabla 2-5 se incluyeron los valores de las variables eléctricas de voltaje y amperaje medidos durante la aplicación de la soldadura para cada ensamble de tubería en cada pase de soldadura en la raíz, relleno y presentación aplicados, tanto en el sentido 0° a 180° como en el sentido 360° a 180° del tubo.
2. Establecer una distancia fija sobre el diámetro del tubo que sirva como base para el cálculo de la velocidad de avance de aplicación de la soldadura tomando el tiempo gastado durante esta aplicación. Por ejemplo, cuánto tiempo se invierte en aplicar 12" de soldadura. Para cada uno de los pases aplicados se debe realizar este mismo cálculo, en la medida de que sea posible.
3. Con la información tomada en el punto 2, calcular la velocidad de avance por unidad de longitud y por unidad de tiempo.

4. Con la información tomada de los puntos 2 y 3 anteriores, calcular la entrada de calor (HI) (kJ/mm), utilizando la fórmula apropiada que relacione las variables y constantes de velocidad de avance (S), amperaje (A), voltaje (V): Heat Input (HI), J /in = (60 AV)/S. Si se cuenta con un “Travel Speed Calculator” (Figura 2-11) se puede utilizar para efectuar estos cálculos.

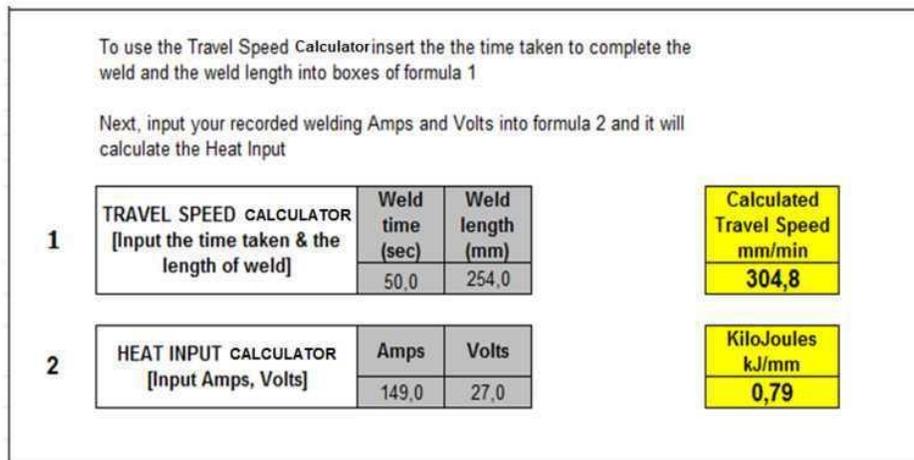


Figura 2- 11. Travel speed calculator

- **Procesos de soldadura GMAW y FCAW**

1. Tenga en cuenta y repita el procedimiento seguido en los puntos 2 y 3 anteriores, establecidos para el proceso de soldadura SMAW.
2. Si el equipo de soldadura tiene instalado el software que permite tomar las lecturas de energía de entrada de calor automáticamente, tome estos valores que le muestra el display de energía del equipo para la entrada de calor y el tiempo utilizado; tenga presente que estos valores no son acumulativos sino que calculan la entrada de calor hasta que se interrumpa la aplicación de cada pase de soldadura. La energía en tiempo real es continuamente incrementada mientras se aplica la soldadura, y la energía final es mostrada hasta el siguiente arranque del arco.
3. Si el equipo de soldadura no posee el display de energía que muestra el tiempo invertido en la aplicación de cada pase de soldadura y la entrada de calor aportada al conjunto soldado, siga el procedimiento utilizado en el punto 4 del proceso de soldadura SMAW.

Tabla 2- 5. Entrada de calor (HI) y la velocidad de avance (S) proceso de soldadura SMAW ensamble WPS 001-1

Parámetros de soldadura WPS 001-1 proceso de soldadura SMAW														
Temperatura de Precalentamiento (°C),	Temperatura entre Pases (°C)	Metal de Aporte / Diámetro (mm)	Voltaje (V)	Amperaje (A)	Tipo y Polaridad	Pase No.	HI Heat Input (kJ / mm)	S Velocidad de avance (mm / min)	Voltaje (V)	Amperaje (A)	Tipo y Polaridad	Pase No.	HI Heat Input (kJ / mm)	S Velocidad de avance (mm / min)
90 - 120	240 - 270	Pase de Raíz, Relleno y Presentación ELECTRODO AWS No. E8010-G Griduct 2 Lincoln 3.2 / 4.8	28 - 29	90 - 95	DC-	1D	0.64	257.5	25 - 30	141 - 160	DC+	7D	1.67	152.0
						1I	0.65	239.1				7D	1.12	221.5
			28 - 32	125 - 133	DC+	2D	0.82	270.7				7I	1.76	152.0
						2D	1.78	130.3				7I	1.07	243.6
						2I	1.24	210.0				7D	1.58	152.0
						2I	1.37	186.7				7D	1.36	182.4
			25 - 30	144 - 152	DC+	3D	1.26	210.0				7I	1.03	243.6
						3D	1.09	240.0				7I	1.56	152.0
						3I	1.21	210.0				7D	0.98	243.6
						3I	1.31	186.7				7D	1.34	182.4
			25 - 30	145 - 157	DC+	4D	0.87	279.0				7I	1.02	243.6
						4D	1.14	223.2				7I	1.60	152.0
						4I	1.01	228.0				8D	1.03	243.6
						4I	1.12	228.0				8D	1.61	152.0
			25 - 30	144 - 160	DC+	5D	1.35	182.4				8I	1.09	243.6
						5D	1.05	223.2				8I	1.67	152.0
						5I	1.18	228.0				8D	1.01	243.6
						5I	1.08	210.0				8D	1.61	152.0
						5D	0.99	243.5				8I	1.06	243.6
						5D	1.24	182.4				8I	1.69	152.0
						5I	1.03	243.6				8D	1.00	243.6
						5I	2.03	130.3				8D	1.74	152.0
			26 - 30	140 - 156	DC+	6D	0.96	270.7				8I	1.09	221.5
						6D	1.39	228.0				8I	1.68	152.0
						6I	1.06	243.6				9D	0.99	243.6
						6I	1.62	152.0				9D	1.48	152.0
						6D	0.85	304.5				9I	0.96	243.6
						6D	1.09	221.5				9I	1.64	130.3
						6I	1.89	130.3				9D	0.92	243.6
						6I	0.91	270.7				9D	1.49	152.0
6D	1.59	152.0	6D	1.11	243.6	NOTAS: Aplicación de la soldadura: D, Derecha 0° hacia 180°; I, Izquierda 0° hacia 180°. Aplicación de la soldadura en el tubo en posición horizontal fija, posición típica para todos los procesos de soldadura empleados. Código aplicable para calificación STD API 1104-2014. Progresión para aplicación del metal de aporte: vertical descendente								
			6I	1.83	130.3									
			6I	1.06	243.6									

Tabla 2- 6. Entrada de calor (HI) y velocidad de avance (S) procesos de soldadura GMAW SST + FCAW-S - ensamble WPS 002-1

Parámetros de soldadura WPS 002 – 1									
procesos de soldadura GMAW SST + FCAW-S (Innershield)									
Temperatura de Pre calentamiento (°C)	Temperatura entre Pases (°C)	Metal de Aporte / Diámetro (mm)	Voltaje (V)	Amperaje (A)	Tipo y Polaridad	Pase No.	HI Input / mm)	Heat (kJ)	S Velocidad de avance (mm / min)
90 - 120	240 - 270	Pase de Raíz Alambre AWS No. ER80S-G PIPELINER 80S-G Lincoln / 1.1	12 -- 15	80 - 140	DC+	1D	0.56		126.8
						1I	0.68		127.8
		Pases de Relleno y Presentación Alambre AWS No. E81T8-G PIPELINER NR -208 - P Lincoln / 2.0.	19 - 20	220 - 219	DC-	2D	0.43		150.4
						2I	0.65		156.2
			20 - 20	235 - 240	DC-	3D	1.35		134.0
						3I	1.33		173.9
			19 - 20	225 - 240	DC-	4D	1.09		248.7
						4D	1.18		208.5
						4I	1.13		228.0
						4I	1.10		260.3
			20 - 21	210 - 245	DC-	5D	1.08		250.1
						5D	1.35		248.7
						5D	1.02		299.9
						5I	1.05		285.6
		5I				1.00		288.0	
		19 - 20	200 - 240	DC-	5I	1.10		256.7	
					6D	1.00		345.4	
					6D	1.01		343.3	
					6D	1.03		250.3	
					6I	1.10		346.8	
		19 - 20	200 - 235	DC-	6I	1.06		351.0	
					6I	1.04		267.0	
					7D	0.99		315.3	
					7D	1.08		317.5	
					7D	1.32		298.7	
		19 - 20	225 - 240	DC-	7I	1.11		320.4	
					7I	1.35		267.9	
					7I	1.04		301.3	
					8D	1.26		231.8	
		19 - 20	200 - 240	DC-	8D	1.32		223.4	
					8D	1.31		200.8	
					8I	1.09		241.1	
8I	1.22					235.7			
8I	1.23					238.6			

Tabla 2- 7. Heat Input (HI) y la velocidad de avance (S) procesos de soldadura SMAW-FCAW-S ensamble WPS 003-1

Parámetros de soldadura WPS 003 - 1 procesos de soldadura SMAW + FCAW-S (Innershield)								
Temperatura de Pre calentamiento (°C)	Temperatura entre Pases (°C)	Metal de Aporte / Diámetro (mm)	Voltaje (V)	Amperaje (A)	Tipo y Polaridad	Pase No.	HI Heat Input (kJ / mm)	S Velocidad de avance (mm / min)
90 - 120	240 - 270	Pase de Raíz Electrodo AWS No. E8010-G Griduct 2 Lincoln / 3.2	27 - 30	89 - 95	DC-	1D	0.48	343.5
						1D	1.00	152.0
			18 - 20	115 - 120	DC-	1I	1.1	360.3
						1I	1.2	329.7
				215 - 230	DC+	2D	0.67	291.4
						2D	0.85	297.1
		2I	0.72			244.8		
		2I	0.84			283.3		
		19 - 20	230 - 240	DC+	3D	0.93	292.3	
					3D	1.20	180.2	
			220 - 230	DC+	3I	0.89	305.3	
					3I	1.10	240.0	
		18 - 21	155 - 175	DC+	4D	0.99	185.9	
					4D	0.78	232.2	
					4D	0.84	283.7	
			175 - 185	DC+	4I	1.00	187.0	
					4I	0.63	294.2	
					4I	0.86	279.0	
		19 - 20	210 - 230	DC+	5D	1.35	188.1	
					5D	0.70	225.0	
					5D	0.84	274.4	
			220 - 235	DC+	5I	0.94	280.4	
					5I	1.10	237.7	
					5I	0.88	288.6	
19 - 20	230 - 240	DC+	6D	0.88	293.1			
			6D	0.90	294.2			
			6D	0.96	285.0			
	210 - 220	DC+	6I	1.10	239.9			
			6I	0.94	197.4			
			6I	1.20	217.1			
19 - 20	220 - 230	DC+	7D	1.22	209.3			
			7D	1.06	248.6			
			7D	1.18	190.5			
	200 - 220	DC+	7I	1.02	246.5			
			7I	1.03	246.9			
			7I	0.98	224.1			

Tabla 2- 8. Entrada de calor (HI) y velocidad de avance (S) procesos de soldadura SMAW-GMAW SCT ensamble WPS 004

Parámetros de soldadura WPS 004 procesos de soldadura SMAW + GMAW SCT									
Temperatura de Precalentamiento (°C)	Temperatura entre Pasos (°C)	Metal de Aporte / Diámetro (mm)	Voltaje (V)	Amperaje (A)	Tipo y Polaridad	Pase No.	HI Input (mm)	Heat (kJ / mm)	S - Velocidad de avance (mm / min)
90 - 120	240 - 270	Pase de Raíz Electrodo AWS No. E8010-G Griduct 2 Lincoln / 3.2	24 - 27	90 - 95	DC-	1D	0.57		305.7
			24 - 27	90 - 95	DC-	1I	0.42		356.0
						1I	0.60		307.1
			39 - 40	111 - 113	DC-	2D	1.13		237.3
						2D	1.10		217.7
			34 - 36	113 - 114	DC-	2I	1.01		237.3
						2I	0.94		254.0
			20 - 25	135 - 145	DC+	3D	0.64		254.0
						3D	0.74		217.7
						3I	0.84		200.5
						3I	0.83		195.0
			20 - 25	135 - 145	DC+	4D	0.88		192.0
		4D				0.78		208.3	
		4D				0.81		200.0	
		135 - 145		4I		0.80		203.6	
				4I		0.91		202.9	
				4I		0.89		200.6	
		20 - 25	135 - 145	DC+	5D	1.01		200.5	
					5D	0.97		201.2	
					5D	0.97		201.8	
			135 - 145		5I	1.00		200.1	
					5I	0.99		201.4	
					5I	0.98		200.9	
		20 - 25	135 - 145	DC+	6D	0.97		200.0	
					6D	0.99		201.0	
					6D	1.01		200.6	
			135 - 145		6I	1.03		201.5	
					6I	0.99		200.8	
6I	1.00					200.2			
20 - 25	135 - 145	DC+	7D	0.96		202.0			
			7D	0.98		200.7			
			7D	1.00		200.1			
	135 - 145		7I	0.98		199.8			
			7I	0.99		200.4			
			7I	0.97		200.5			
<p>NOTAS: Aplicación de la soldadura: D, Derecha 0° hacia 180°; I, Izquierda 0° hacia 180°. Aplicación de la soldadura en el tubo en posición horizontal fija, posición típica para todos los procesos de soldadura empleados. Progresión de la soldadura: vertical descendente GMAW CST: Rata de flujo de gas, 18 L/min; protección gaseosa 100% CO₂. Código aplicable para calificación API STANDARD 1104</p>									

3. Resultados y análisis de resultados

Los resultados obtenidos a partir de los diferentes ensayos realizados y descritos en el Capítulo 2 se presentan y discuten en este capítulo. El análisis de los resultados muestra el efecto de la entrada de calor en las propiedades mecánicas y microestructurales de las juntas soldadas de la tubería API 5L Grado X65.

3.1 Material base

3.1.1 Análisis químico

En la Tabla 3-1 se consignan los resultados de la composición química, promedio, obtenidos al analizar una probeta extraída del metal base, tubería API 5L Gr. X65.

Tabla 3- 1. Composición química promedio de la tubería API 5L Gr. X65

Análisis de composición química del material base utilizado comparado con el requerimiento de la especificación API 5L ¹		
Elemento	Porcentaje en peso (%), obtenido	Porcentaje en peso (%), máximo, requerido por API 5L
Carbono (C)	0.131	0.18
Magnesio (Mg)	< 0.000	b.
Silicio (Si)	0.155	0.45
Molibdeno (Mo)	0.030	b.
Aluminio (Al)	0.035	b.
Cobre (Cu)	0.006	b.
Wolframio (W)	< 0.005	b.
Niobio (Nb)	0.028	a.
Manganeso (Mn)	1.194	1.70
Níquel (Ni)	0.016	b.
Cobalto (Co)	0.002	b.
Boro (B)	< 0.001	b.
Fósforo (P)	< 0.001	b.
Cromo (Cr)	0.042	b.
Titanio (Ti)	0.001	a.
Plomo (Pb)	0.006	b.

Azufre (S)	< 0.001	0.015
Vanadio (V)	0.046	a.
Estaño (Sn)	< 0.001	b.
Hierro (Fe)	98.308	remanente

1 Specification for Line Pipe

a. Al menos que otra cosa se acuerde, la suma de las concentraciones de Nb, V y Ti debe ser $\leq 0.15\%$.

b. Al menos que otra cosa se acuerde, 0.50 % máximo para Cu, 0.50 % máximo para Ni, 0.50 % máximo para Cr, y 0.50 % máximo para Mo.

Comparando los valores promedio que arrojó el análisis de composición química del metal base se observa que el acero analizado cumple con los requerimientos de la especificación API 5L. Esta tubería con 0,131% C, se puede catalogar como un acero hipoeutectoide, endurecido por refinamiento de grano y precipitación (Nb, V, Al).

3.1.2 carbono equivalente

El carbono equivalente (Cequiv) del metal base fue calculado utilizando la fórmula:

$$C_{equiv} = \%C + \frac{\%Mn}{6} + \frac{\%Cr + \%Mo + \%V}{5} + \frac{\%Si + \%Ni + \%Cu}{15} ; \quad (0.3)$$

$$C_{equiv} = 0.131\% + \frac{1.194\%}{6} + \frac{0.042\% + 0.030\% + 0.046\%}{5} + \frac{0.155\% + 0.016\% + 0.006\%}{15}$$

$$C_{equiv} = 0.37\%.$$

El Carbono equivalente (Cequiv) calculado para el nipple de tubería utilizado en esta investigación fue 0.37%. El valor indica que la soldabilidad de este acero es buena; se recomienda tener aceros con carbono equivalente bajo para buena soldabilidad.

3.2 Depósitos de soldadura

3.2.1 Análisis químico

En la Tabla 3-2 se consignan los resultados de la composición química promedio, obtenidos al analizar los cuatro (4) depósitos de soldadura obtenidos mediante la aplicación de los procesos de soldadura SMAW, GMAW STT, FCAW-S (Innershield) y GMAW SCT, y el metal base.

Las composiciones químicas de los depósitos de soldadura obtenidas son similares a las de un acero de baja aleación y alta resistencia, y cumplen con los requerimientos de la especificación API 5L, aunque poseen mayor porcentaje de elementos aleantes que el material base (API 5L Gr. X65) utilizado en la presente investigación.

Tabla 3- 2. Composición química promedio de los depósitos de soldadura aplicados y metal base

Elemento	Electrodo E8010-G. (%) en peso, proceso SMAW	Electrodo ER80S-G (%) en peso, proceso GMAW STT	Electrodo ER70S-6. (%) en peso, proceso GMAW SCT	Electrodo E81T8-G. (%) en peso, proceso FCAW-S (Innershield)	Tubería API 5L Gr. X65 (%) en peso
C	0.104	0.089	0.097	0.090	0.131
Mg	< 0.000	> 0.001	0.000	> 0.001	< 0.000
Si	0.221	0.267	0.683	0.283	0.155
Mo	0.222	0.086	0.016	0.030	0.030
Al	<0.001	> 0.288	0.005	> 0.288	0.035
Cu	0.023	0.043	0.111	0.016	0.006
W	< 0.005	< 0.005	0.008	< 0.005	< 0.005
Nb	0.002	0.009	0.006	0.002	0.028
Mn	0.534	1.540	1.293	1.741	1.194
Ni	0.456	0.665	0.012	1.052	0.016
Co	0.009	0.004	0.005	0.005	0.002
B	< 0.0001	< 0.0001	0.0006	0.0002	< 0.0001
P	0.004	0.008	0.0017	0.006	< 0.001
Cr	0.022	0.026	0.030	0.019	0.042
Ti	0.011	0.002	0.002	0.003	0.001
Pb	0.002	0.014	0.010	0.016	0.006
S	0.008	0.006	0.017	0.006	< 0.001
V	0.004	0.015	0.008	0.006	0.046
Sn	< 0.001	0.002	0.003	0.002	< 0.001
Fe	98.381	96.632	97.679	96.018	98.308

El equipo utilizado para el análisis químico del metal base y metales de aporte, fue el espectrómetro de emisión atómica por arco y chispa, marca BAIRD modelo DV-4, UN.

3.3 Microdureza en el material base

En la Tabla 3-3 se incluyen los valores obtenidos en el ensayo de microdureza Vickers en el metal base. Las indentaciones se realizaron cada 300 (µm), tomando 14 lecturas para obtener un perfil transversal.

Aunque el ensayo de microdureza no es mandatorio en la especificación API 5L, para caracterizar la tubería API 5L Gr. X65, se ha querido hacer este perfil de microdureza HV en el metal base para que sirva como referente de comparación con los valores de obtenidos en

los perfiles de microdurezas realizados en los siete (7) ensambles soldados.

Tabla 3- 3. Microdurezas Vickers (HV) metal base

Perfil de microdurezas Vickers (HV) en el metal base																
Zona de las mediciones	Metal base														Promedio HV	
Distancia a la medida anterior (µm)	0	300	300	300	300	300	300	300	300	300	300	300	300	300	300	195
Valor microdureza (HV)	186	201	195	192	209	197	203	182	188	193	192	194	195	199		

3.4 Análisis metalográfico

3.4.1 Análisis mediante microscopía óptica (OM) del material base

A continuación se muestran los resultados de los ensayos metalográficos que se realizaron con miras a caracterizar el material base.

En la Figura 3-1 se observa la microestructura obtenida, mediante microscopía óptica, del material base. Es una estructura laminada (as-rolled) compuesta de granos, aproximadamente, equiaxiales de ferrita (F) proeutectoide (regiones grises) con pequeña cantidad de perlita (P), (regiones negras), micro-constituyentes típicos de una acero baja aleación y de bajo contenido de carbono, (0.131% C), como es el caso de la tubería API 5L Gr. X65.

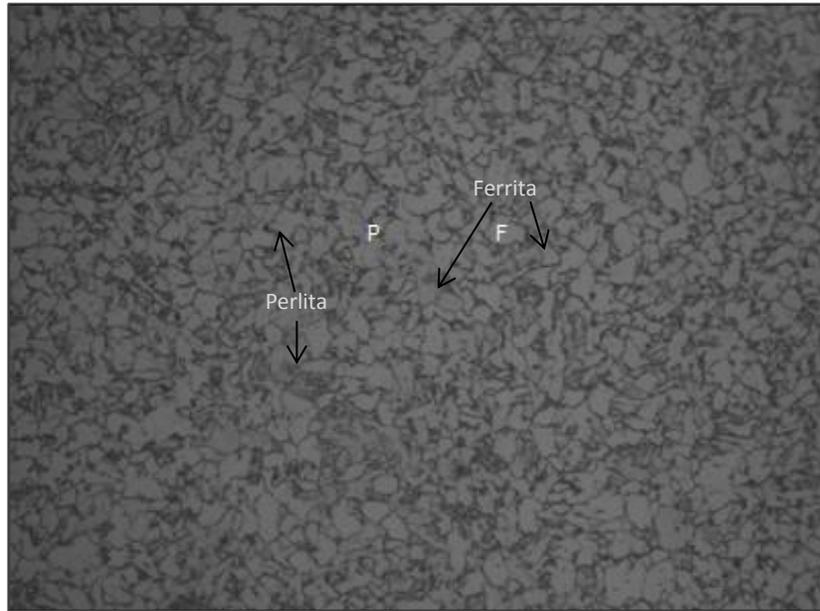


Figura 3- 1. Micrografía del material base tubería API 5L Gr. X65. (x400. Nital 4%)

El bajo carbono de la aleación analizada, hace que el contenido de perlita sea también bajo. El tamaño de grano promedio está, aproximadamente, entre los números 12 - 13 ASTM, a x100, obtenido por el método de comparación, de acuerdo con la especificación ASTM E112. El tamaño de grano fino es el resultado de la adición de aleantes afinadores de grano (Al, Nb, V) y del proceso termomecánico controlado a que son sometidos los aceros microaleados durante su fabricación, como es el caso del acero utilizado en esta investigación.

3.4.2 Análisis mediante microscopía electrónica de barrido (SEM) del material base

También se caracterizó el material base mediante microscopía electrónica de barrido (SEM) y se utilizó el ensayo de EDS para analizar su composición química. La microestructura se observa en la Figura 3-2, corroborando lo obtenido en el análisis metalográfico: presencia de granos de ferrita y perlita, ubicada principalmente en los límites de grano de la ferrita y perlita parcialmente globulizada.

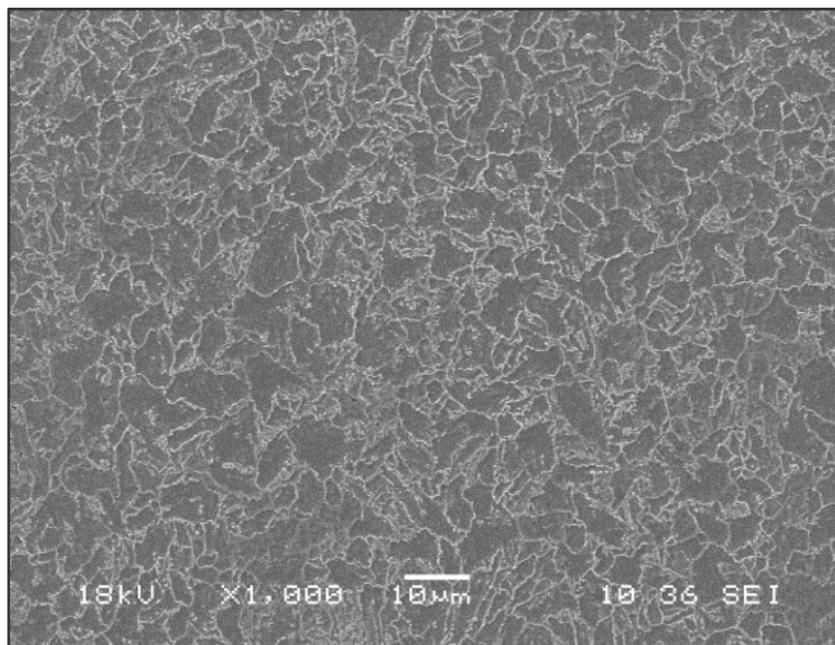


Figura 3- 2. Microestructura SEM del material base

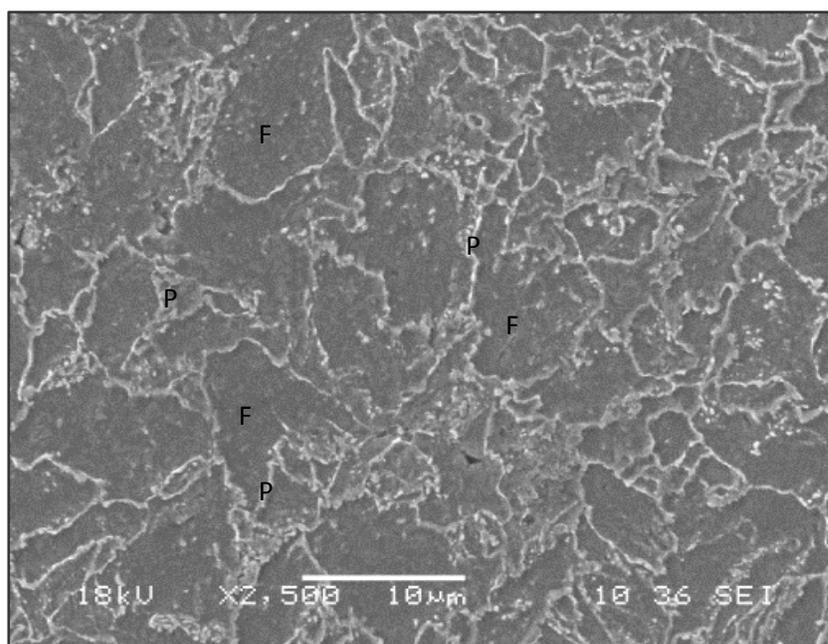


Figura 3- 3. Microestructura SEM del material base

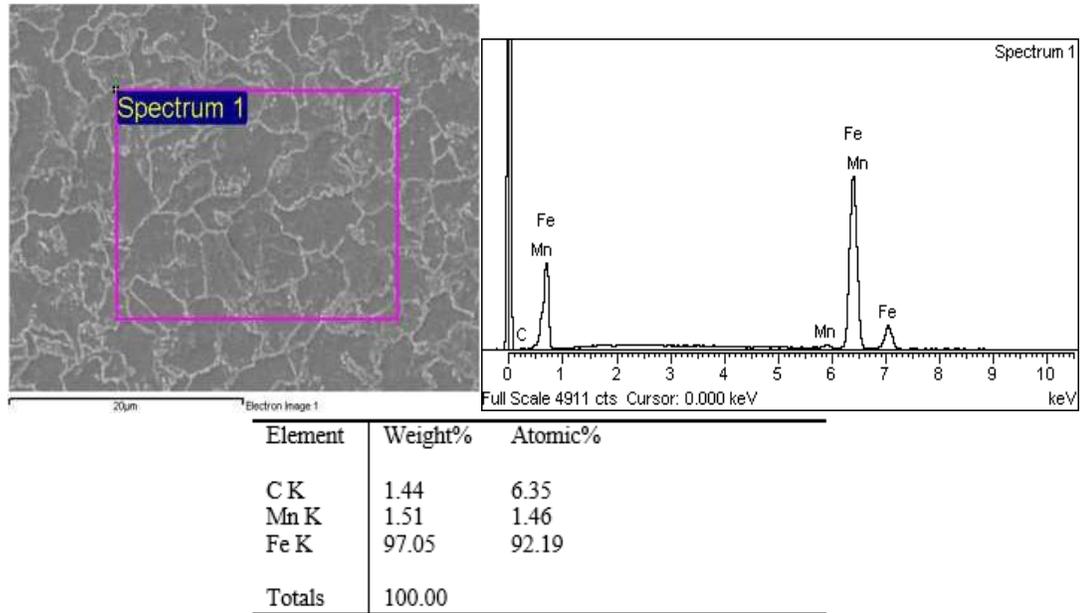


Figura 3- 4. Se observa la sección demarcada con línea color magenta de la zona escogida para el espectro de análisis semicuantitativo (EDS) del material base y su espectrograma

Comparando el análisis semicuantitativo mediante EDS con el análisis químico con espectrómetro de emisión atómica por arco y chispa hay incrementos significativos de los porcentajes de carbono, manganeso y disminución del porcentaje de hierro en la aleación analizada. Para el carbono (C) no es confiable realizar análisis con fluorescencia porque el porcentaje de carbono obtenido no es exacto

Tabla 3- 4. Análisis elemental semicuantitativo de probetas

Análisis elemental semicuantitativo (% en peso)					
Probeta		Si	Mn	Fe	Total
M312	MB	0,44	1,42	98,14	100,00
	ZAC	0,46	1,58	97,96	100,00
M431	MB	N.R	1,35	98,65	100,00
	ZAC	N.R	1,40	98,60	100,00
H14	MB	0,32	1,21	98,47	100,00
	ZAC	N.R	1,62	98,38	100,00
M321	MB	0,40	1,60	98,00	100,00
	ZAC	N.R	1,32	98,68	100,00

N.R: No reportado

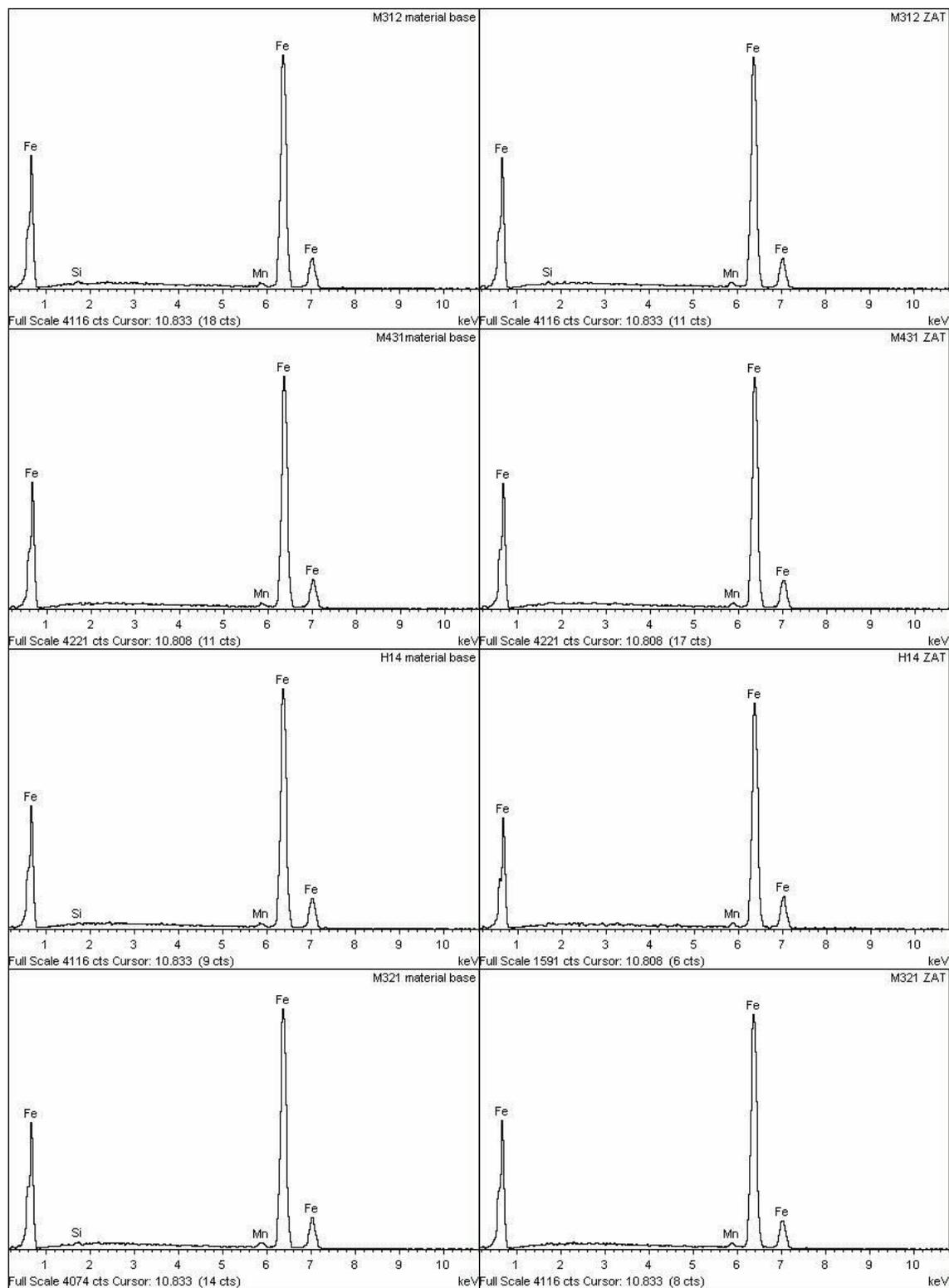


Figura 3- 5. Espectrogramas del análisis elemental semicuantitativo (EDS) del MB y ZAC probetas M312, M431, H14 y M321

Con la técnica EDS se analiza tanto la ZAC como el material base MB de cada probeta

referenciada (Figura 3-5). Dicha técnica permite la identificación de los elementos con un número atómico mayor que 4 ($Z > 4$) y en concentraciones superiores al 0,5%, aproximadamente, en peso. En la Tabla 3-4 se muestra el análisis elemental semicuantitativo de todas las referencias (ver espectrogramas en Figura 3-5), que están compuestos principalmente por hierro con una cantidad menor de manganeso. Asimismo, en algunas referencias (M321 material base; M312 material base y ZAC; H14 material base) se detecta silicio en porcentajes muy bajos (inferior al 0,5% en peso).

3.4 Ensayos de resistencia a la tensión del material base

Se realizaron dos ensayos de tensión, para evaluar la resistencia mecánica del metal base (niple de tubería). Estos ensayos se realizaron en la Máquina Universal de Ensayos, marca Tinius Olsen Super L30, calibrada el 18 de noviembre de 2014.

Los resultados de los ensayos mecánicos y metalográficos realizados al metal base se resumen en la Tabla 3-4. En esta se observa que la probeta 1 sometida a ensayo de tensión, el esfuerzo de fluencia (61 989 psi) obtenido en una de las probetas ensayadas es inferior al mínimo requerido por la especificación API 5L para el acero API 5L Gr. X65. Es común que se puedan presentar estos resultados durante la realización de los ensayos de tensión. Para prever esto se seleccionaron para el ensayo dos probetas y no una sola como lo sugiere la especificación API 5L.

Tabla 3- 5. Resultados de los ensayos mecánicos y de microscopía metal base

Resultados de los ensayos mecánicos y metalográficos metal base					
Ensayo	Unidad	Obtenido		Requerido por la especificación API 5L	
		Probeta 1	Probeta 2	Mínimo	Máximo
Esfuerzo máximo (Tensión) Rm	psi	79 843	82 323	77 600	110 200
Esfuerzo de Fluencia Rt 0.5 (RF)	psi	61 989	65 717	65 300	87 000
¹ Alargamiento Af. (en 2"), mín.	%	31	32	1	1
Rt0.5 / Rm	N.A	0.78	0.80	0.93, máx.	0.93, máx.
Dureza Rockwell (HRB)	HRB	88	88	N.R	N.R
Microdureza Vickers, HV (0.3 kg)	HV	191	193	N.R	N.R

Microscopías óptica (OM) / SEM	N.R	Matriz de ferrita y perlita en límites de grano de ferrita	Matriz de ferrita y perlita en límites de grano de ferrita	N.R	N.R
Tamaño de grano (No. G) ASTM E112	No. G	12 - 13	12 -13	Completamente desoxidado (Killed)	Completamente desoxidado (Killed)

¹ $Af = \frac{CAxc^{0.2}}{U^{0.9}}$, C = 1 940 (Sistema internacional de unidades, SI) o, 625 000 (Sistema inglés de unidades, USC). AXC = Es el área de la probeta para el ensayo de tensión, en mm^2 . U = Resistencia a la tensión mínima especificada (SI o USC). Ver especificación API 5L (Anexo A).

La tubería analizada es un material dúctil, con dureza moderada, alta resistencia mecánica con la microestructura típica de un acero hipoeutectoide. Los resultados del proceso de caracterización del material base demostraron que el niple de tubería analizado cumple con lo requerido por la especificación API 5L para el acero API 5L Gr. X65, siendo este un acero de baja aleación y alta resistencia.

3.6 Ensayos de dureza Rockwell B (HRB) en los ensambles soldados

Tabla 3- 6 Valores de los perfiles de dureza Rockwell (HRB) en las probetas extraídas de los ensambles soldados

Durezas HRB en probetas WPS 001-1 Proceso de soldadura SMAW											
Probeta	H111										
Zona / Ubicación	Metal base		ZAC	Depósito de soldadura			ZAC	Metal base		X	σ_R psi
Arriba	81	84	84	93	91	92	87	85	82	87	86 000
Probeta	H111										
Zona / Ubicación	Metal base		ZAC	Depósito de soldadura			ZAC	Metal base		X	σ_R psi
Raíz	89	89	87	90	90	90	84	89	88	88	88 000
Probeta	H211										
Zona / Ubicación	Metal base		ZAC	Depósito de soldadura			ZAC	Metal base		X	σ_R psi
Arriba	82	84	83	93	90	94	86	85	84	87	86 000
Probeta	H211										
Zona / Ubicación	Metal base		ZAC	Depósito de soldadura			ZAC	Metal base		X	σ_R psi
Raíz	88	91	92	93	93	95	92	92	89	92	96 000
Probeta	M411										
Zona / Ubicación	Metal base		ZAC	Depósito de soldadura			ZAC	Metal base		X	σ_R psi
Arriba	83	83	94	93	91	92	92	84	84	88	86 000
Probeta	M411										
Zona / Ubicación	Metal base		ZAC	Depósito de			ZAC	Metal base		X	σ_R

				soldadura								psi
Raiz	89	93	92	95	91	96	94	89	91	92	96 000	
Probeta	H511											
Zona / Ubicación	Metal base		ZAC	Depósito de soldadura			ZAC	Metal base		X	σ_R psi	
Arriba	84	86	86	92	92	94	85	85	84	88	86 000	
Probeta	H511											
Zona / Ubicación	Metal base		ZAC	Depósito de soldadura			ZAC	Metal base		X	σ_R psi	
Raiz	91	90	87	92	92	91	91	91	89	90	92 000	
Durezas HRB en probetas WPS 002-2 Procesos de soldadura GMAW-STT + FCAW-S (Innershield)												
Probeta	H322											
Zona / Ubicación	Metal base		ZAC	Depósito de soldadura			ZAC	Metal base		X	σ_R psi	
Arriba	85	85	86	87	97	86	84	86	84	87	86 000	
Probeta	H322											
Zona / Ubicación	Metal base		ZAC	Depósito de soldadura			ZAC	Metal base		X	σ_R psi	
Raiz	93	92	90	95	95	94	89	91	90	92	96 000	
Durezas HRB en probetas WPS 003-2 Procesos de soldadura SMAW + FCAW-S (Innershield)												
Probeta	H332											
Zona / Ubicación	Metal base		ZAC	Depósito de soldadura			ZAC	Metal base		X	σ_R psi	
Arriba	85	85	86	94	97	96	87	86	84	89	86 000	
Probeta	H332											
Zona / Ubicación	Metal base		ZAC	Depósito de soldadura			ZAC	Metal base		X	σ_R psi	
Raiz	90	85	91	93	93	93	87	89	81	89	90 000	
Durezas HRB en probetas WPS 004 Procesos de soldadura SMAW + GMAW-SCT												
Probeta	M54											
Zona / Ubicación	Metal base		ZAC	Depósito de soldadura			ZAC	Metal base		X	σ_R psi	
Arriba	85	86	86	93	88	88	90	85	85	87	86 000	
Probeta	M54											
Zona / Ubicación	Metal base		ZAC	Depósito de soldadura			ZAC	Metal base		X	σ_R psi	
Raiz	90	92	89	90	94	94	92	92	89	91	94 000	

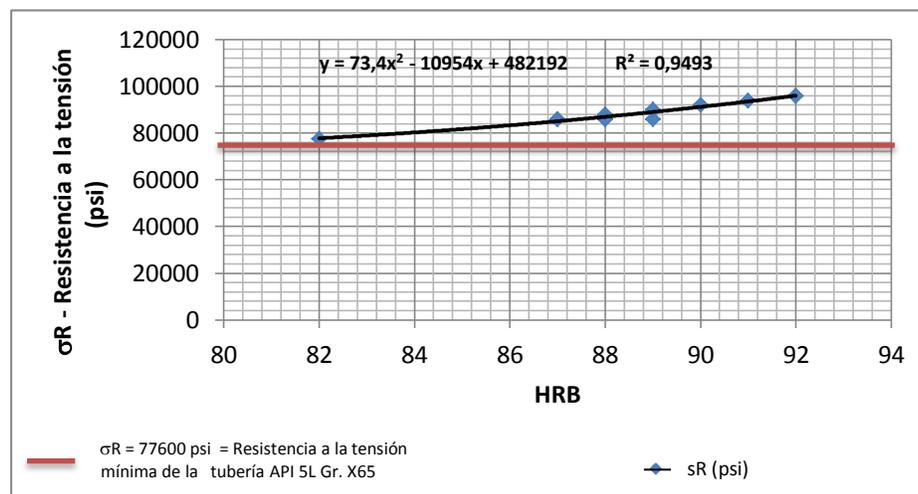
Notas: Dureza Rockwell B (HRB), carga 100 kg, bola de 1/16" ϕ .

Equipo utilizado: Durómetro HRB, UN.

σ_R = Resistencia a la tensión (valor aproximado resultante de la relación existente entre dureza obtenida y resistencia a la tensión teórica del material).

X = HRB promedio.

Gráfico 3- 1. Relación entre los valores de dureza (HRB) promedio y su resistencia a la tensión teórica, para las probetas de los ensambles soldados



El Gráfico 3-1 muestra los valores de dureza promedio (HRB) obtenidos en los ensambles soldados identificados como WPS 001-1, WPS 002-2, WPS 003-3 y WPS 004 (Tabla 3-6) y su relación teórica con la resistencia a la tensión σ_R , de la tubería API 5L Gr. X65; se observa la tendencia de proporcionalidad directa entre el valor de dureza HRB y la σ_R teórica obtenida.

3.7 Ensayos de resistencia a la tensión de los ensambles soldados

Se realizaron dos ensayos de tensión, por cada WPS, para evaluar la resistencia mecánica de cada una de las juntas de soldadura y los resultados obtenidos se muestran en la Tabla 3-7. Los ensayos de tensión se realizaron en la Máquina Universal de Ensayos, marca Tinius Olsen Super L30, calibrada el 18 de noviembre de 2014.

Tabla 3- 7. Resultados de los ensayos de tensión de los ensambles soldados

Ensamble soldado	Identificación de la probeta	Resistencia a la tensión de la junta soldada (psi)		Zona de rotura	Resultado
		Probeta 1	Probeta 2		
WPS 001-1	T111 / T211	77 929	78 596	metal base	aceptado
WPS 001-2	T112 / T212	81 091	81 323	metal base	aceptado
WPS 002-1	T121 / T221	79 510	80 090	metal base	aceptado
WPS 002-2	T122 / T222	80 859	80 844	metal base	aceptado

WPS 003-1	T131 / T231	80 742	79 089	metal base	aceptado
WPS 003-2	T132 / T232	80 119	79 060	metal base	aceptado
WPS 004	T14 / T24	76 304	76 870	soldadura	no aceptado

¹Ver en el Anexo A, Criterios de aceptación en el estándar API 1104 Parágrafo 5.6.2.3 (Requirements)

Los certificados de calidad (Informes de laboratorio) que incluyen los resultados completos de los ensayos mecánicos realizados para calificar los procedimientos de soldadura se pueden consultar en el Anexo A.

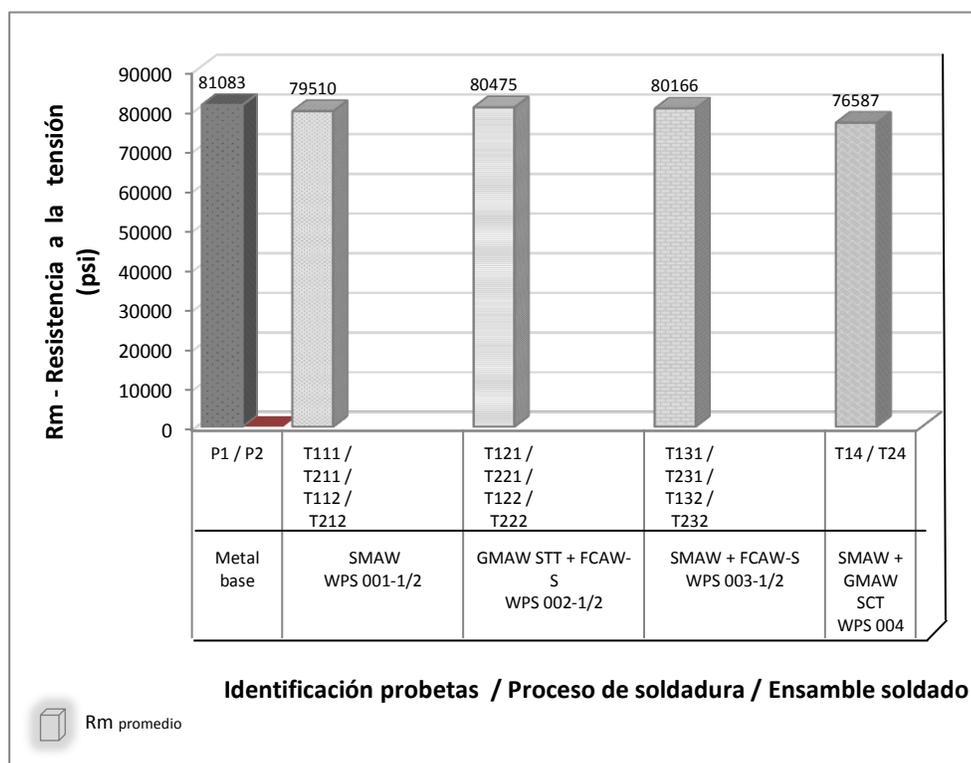
En la Tabla 3-7 se observa, que la zona de rotura para las probetas de los ensambles soldados, WPS 001 a WPS 003, fue el metal base (distante la soldadura); a partir de esto se puede afirmar, que el metal base y la ZAC son las zonas más propensas a fallar a medida que se aplica la carga durante el ensayo de resistencia a la tensión, teniendo en cuenta que los resultados de microdureza HV, obtenidos para estas zonas, fueron los más bajos de la junta soldada. No obstante lo anterior, todas las probetas ensayadas cumplieron con el criterio de aceptación exigido por el estándar API 1104.

Para las probetas del conjunto soldado WPS 004 no se cumple la observación anterior porque, a pesar que los valores de microdureza HV del metal base fueron los más bajos de la junta soldada, la presencia de defectología (porosidad) encontrada en el cordón de soldadura, indujo a que las probetas fallaran en esta zona antes que se alcanzará el valor de resistencia a la tensión mínimo requerido (77 600 psi) para la tubería API 5L Grado X65 por el estándar API 1104.

Según el Gráfico 3-2 y la Tabla 3-7, de acuerdo con los resultados obtenidos en los ensayos mecánicos de tensión (Rm) de las probetas extraídas del metal base (tubería API 5L Gr. X65) y de los ensambles soldados, los valores de resistencia a la tensión promedio de los conjuntos soldados en los que se aplicaron los procesos de soldadura GMAW STT + FCAW-S y SMAW + FCAW-S, son mayores que los que se soldaron con los procesos SMAW y SMAW + GMAW SCT, pero menores comparados con los resultados obtenidos en las probetas del metal base; Los resultados obtenidos con las diferentes entradas de calor muestran que la propiedad mecánica de resistencia a la tensión disminuye con el aumento en la entrada de calor a la unión soldada.

La resistencia a la tensión (R_m) promedio, de las probetas tomadas del metal base es 2,8%, 1,6%, 2,0% y 6,4% mayor que las probetas soldadas siguiendo los requerimientos de los WPS's 001-1/2 (Proceso SMAW), WPS's 002-1/2 (Procesos GMAW STT + FCAW-S), WPS's 003-1/2 (Procesos SMAW + FCAW-S) y WPS 004 (Procesos SMAW + GMAW-SCT), respectivamente.

Gráfico 3- 2. Comparación entre las resistencias a la tensión (R_m) del metal base y los ensambles soldados



3.8 Ensayos de microdureza Vickers (HV) 0,3 kg

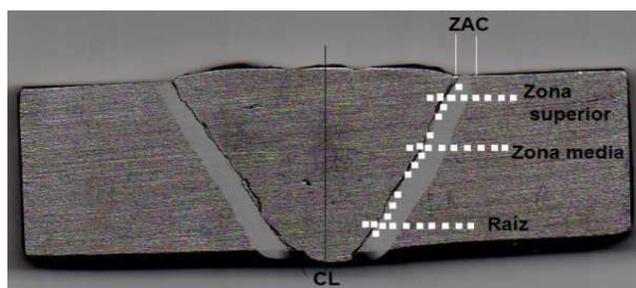


Figura 3- 6. Fotografía de la probeta con la ubicación de las zonas de ensayo

En la Figura 3-6, muestra el corte transversal de la probeta típica con las zonas escogidas para efectuar los perfiles de microdureza HV en cada probeta ensayada.

Tabla 3- 8 Microdurezas Vickers (HV) Probeta M511 Región media - proceso SMAW

Perfil de microdureza Vickers (HV) probeta M511 (Región media) WPS 001-1 proceso de soldadura SMAW						
Perfil transversal				Perfil longitudinal		
Zona de las mediciones	Distancia a la medida anterior (μm)	Valor dureza (HV)	Promedio (HV)	Zona de las mediciones	Indentaciones	Valor dureza (HV)
MS. Metal de soldadura	0	214	211	ZAC	1	203
	500	207			2	221
	320	235	225		3	199
	320	215			4	200
ZAC	ZNR. Zona no revenida	320	190		5	208
		320			182	6
	ZR. Zona revenida	320	180		7	210
		320			180	8
	ZI. Zona intermedia	320	182		9	202
		320			178	10
	ZCMB. Zona más cercana a metal base	320	189		11	196
		320			191	12
MB. Metal base	320	190	192		13	207
	320	193			14	204
	500	182	185		15	200
	500	187			16	210

NOTA: ZI, Zona intermedia entre las zonas más cercanas al cordón de soldadura (ZNR y ZR) y la zona más próxima al metal base (ZCMB)

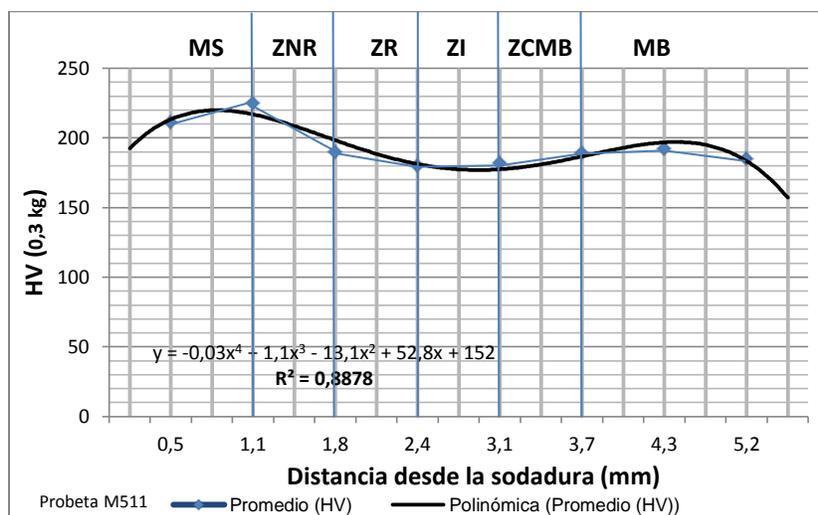
Para la probeta M511 soldada con el proceso SMAW, WPS 001-1, en la Tabla 3-8 y en el Gráfico 3-3, se observa que los valores de microdureza HV obtenidos en el sentido transversal de la junta de soldadura son mayores en el metal de aporte, disminuyen desde el inicio de la ZAC

en las ZNR y ZR, en la ZI varían hasta llegar al MB. En el perfil transversal, la ZAC posee HV promedio de 185. El valor promedio de HV en la ZAC en el sentido transversal es menor que el obtenido en la ZAC perfil longitudinal. Como comportamiento general se puede afirmar que los valores promedio de HV del metal de soldadura (MS) fueron más altos que los encontrados en el resto de la junta de soldadura. Estos resultados son consecuentes con los resultados de resistencia a la tensión (Gráfico 3-2) y con la composición química de metal base.

Se observa también que la ZAC en las zonas ZNR–ZR-ZI-ZCMB se presentó ablandamiento moderado. La transformación austenítica parcial seguida de enfriamiento más lento origina una estructura heterogénea más blanda que el resto de las zonas analizadas. Resultados similares han sido reportados por varios autores [22-23].

El incremento de la HV hacia la zona de la soldadura y la zona de grano grueso (Zona 1, ZAC ZNR) se debe a la presencia de la microestructura de grano distorsionado comparada con la zona de grano fino (ZONA 1 ZR, ZI) de la ZAC.

Gráfico 3- 3. Perfil transversal de microdureza HV Probeta M511 Región media Proceso – SMAW



En el Gráfico 3-3, la representación de los valores de microdureza HV obtenidos en función de la distancia desde la soldadura (MS) muestra tendencia polinómica grado 2 en donde la HV disminuye moderadamente en las zonas que componen a la ZAC con ligero aumento al acercarse al MB.

Tabla 3- 9. Microdurezas Vickers (HV) Probeta H212 Región superior - proceso SMAW

Perfil de microdureza Vickers (HV) probeta H212 Región superior WPS 001-2 proceso de soldadura SMAW							
Perfil transversal				Perfil longitudinal			
Zona de las mediciones		Distancia a la medida anterior (µm)	Valor dureza (HV)	Promedio (HV)	Zona de las mediciones	Indentaciones	Valor dureza (HV)
MS. Metal de soldadura		0	249	247	ZAC	1	224
		500	245			253	2
		320	238	253			3
		320	268			253	4
ZAC	ZNR. Zona no revenida	320	230	253			5
		320	276			256	6
	ZR. Zona revenida	320	268	246			7
		320	243			233	8
	ZI. Zona intermedia	320	254	233			9
		320	238			217	10
	ZCMB. Zona cercana a metal base	320	235	210			11
		320	230			210	12
MB. Metal base		320	224	217			13
		320	209			210	14
		500	210	210			15
		500	209			16	249

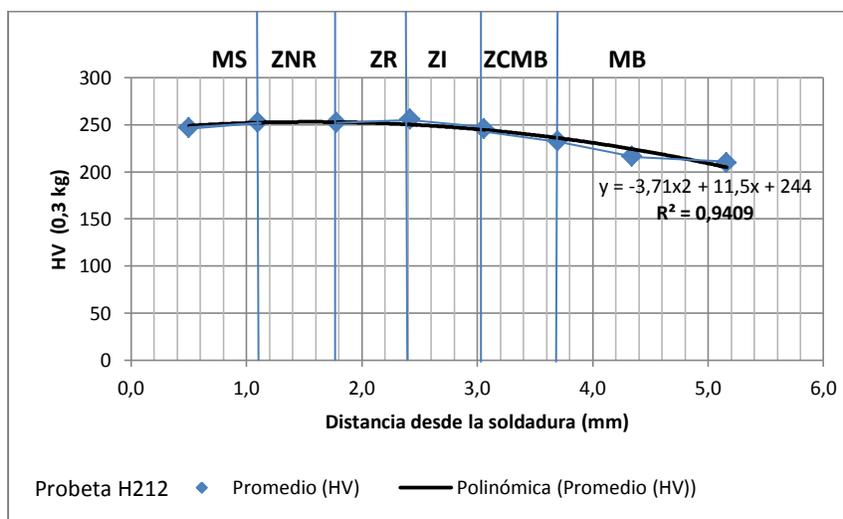
Para la probeta H212 soldada con el proceso SMAW, WPS 001-2, en la Tabla 3-9 y en el Gráfico 3-4, se observa que los valores promedio de microdureza HV obtenidos en el sentido transversal de la junta de soldadura son similares en el metal de aporte y en la ZAC y disminuyen

en la ZAC ZI hasta el MB. Se presenta una diferencia promedio de solo 3 HV entre el metal de soldadura y la ZAC. En el perfil longitudinal los valores son más uniformes, la ZAC posee HV promedio de 233. Los valores de microdureza HV en la ZAC sentido transversal son mayores que los obtenidos en la ZAC sentido longitudinal. Se presenta diferencia de 14 HV. Estos resultados son consecuentes con los resultados de resistencia a la tensión (Gráfico 3-2) y con la composición química.

Se observa también que la ZAC en las zonas ZI-ZCMB presentó ablandamiento pronunciado. La transformación austenítica parcial seguida de enfriamiento más lento origina una estructura heterogénea más blanda que el MS analizado. Uno de los factores que contribuyen a bajar la dureza en la ZAC es la alta entrada de calor y por ende la retención de calor en esta región. La ZAC de la probeta M511 (SMAW WPS 001-1) es más blanda 48 HV que la ZAC de la probeta H212 (SMAW WPS 001-2).

El incremento de la HV hacia la zona de la soldadura y la zona de grano grueso (Zona 1, ZAC ZNR) se debe a la presencia de la microestructura de grano distorsionado comparada con la zona de grano fino (ZONA 1 ZR, ZI) de la ZAC.

Gráfico 3- 4. Perfil transversal microdureza HV Probeta H212 Región superior – Proceso SMAW



En el Gráfico 3-4, la representación de los valores de microdureza HV obtenidos en función de la distancia desde la soldadura (MS) muestra tendencia polinómica grado 2 en donde la HV disminuye a medida que se aleja de la ZAC ZI y se aproxima al MB.

Tabla 3- 10. Microdurezas Vickers (HV) Probeta H221 Región superior Procesos GMAW STT + FCAW-S

Perfil de microdureza Vickers (HV) probeta H221 Región superior WPS 002-1 procesos de soldadura GMAW SST + FCAW-S								
Perfil transversal				Perfil longitudinal				
Zona de las mediciones		Distancia a la medida anterior (µm)	Valor dureza (HV)	Promedio (HV)	Zona de las mediciones	Indentaciones	Valor dureza (HV)	
MS. Metal de soldadura		0	254	272	ZAC	1	225	
		500	290			2	225	
		320	309	312		3	223	
		320	314			4	216	
ZAC	ZNR. Zona no revenida	320	243	243		5	222	
		320	242			6	217	
	ZI. Zona intermedia	320	235	246		7	235	
		320	256			8	225	
		ZCMB. Zona cercana a metal base	320	228		230	9	227
			320	232			10	243
	MB. Metal base	ZCMB. Zona cercana a metal base	320	235		228	11	235
			320	220			12	226
ZAC		320	210	211		13	232	
		320	212			14	241	
MB. Metal base	500	209	203	15		229		
	500	197		16		216		

Para la probeta H221 soldada con los procesos GMAW STT + FCAW-S, WPS 002-1, en la Tabla 3-10 y en el Gráfico 3-5, se observa que los valores de microdureza HV obtenidos en el sentido transversal de la junta de soldadura son mayores en el metal de aporte, disminuyendo desde la ZAC hacia metal base. En el perfil longitudinal, los valores son más uniformes, la

ZAC posee microdurezas HV promedio de 226. Los valores de HV en la ZAC en el sentido longitudinal son menores que los obtenidos en la ZAC sentido transversal, y existe diferencia promedio de 10 HV. La diferencia promedio de HV entre el MS y la ZAC fue de 55 HV, y entre la ZAC y el MB, fue de 27 HV. Como comportamiento general se puede afirmar que los valores de HV del metal de soldadura (MS) fueron más altos que los encontrados en el resto de la junta de soldadura. Estos resultados son congruentes con los resultados de resistencia a la tensión (Gráfico 3-2) y con la composición química.

Se observa también que la ZAC, desde la región ZNR presenta ablandamiento pronunciado, continuando hasta llegar al MB. La transformación austenítica parcial seguida de enfriamiento más lento origina una estructura heterogénea más blanda que el MS analizado. El incremento de la HV hacia la zona de la soldadura y la zona de grano grueso (Zona 1, ZAC ZNR) se debe a la presencia de la microestructura de grano distorsionado comparada con la zona de grano fino (ZONA 1 ZR, ZI) de la ZAC.

En el Gráfico 3-5, la representación de los valores de microdureza HV obtenidos en función de la distancia desde la soldadura (MS) muestra tendencia polinómica grado 4 en donde la HV promedio disminuye paulatinamente desde el inicio de la ZNR hasta llegar al MB, encontrándose una diferencia de 32 HV.

Gráfico 3- 5. Perfil transversal microdureza HV Probeta H221 Región superior
Procesos GMAW STT + FCAWS-S

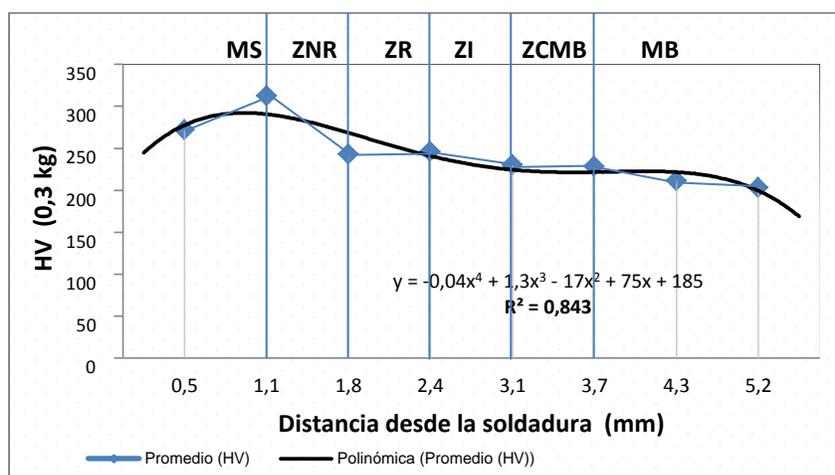


Tabla 3- 11. Microdurezas Vickers (HV) Probeta H521 Región raíz Procesos GMAW STT+ FCAW-S

Perfil de microdureza Vickers (HV) probeta H521 Región raíz WPS 002-1 Procesos de soldadura GMAW SST+ FCAW-S							
Perfil transversal				Perfil longitudinal			
Zona de las mediciones		Distancia a la medida anterior (µm)	Valor dureza (HV)	Promedio (HV)	Zona de las mediciones	Indentaciones	Valor dureza (HV)
MS. Metal de soldadura		0	270	267	ZAC	1	249
		500	264			275	2
		320	281	252			3
		320	268			246	4
ZAC	ZNR. Zona no revenida	320	252	229			5
		320	252			6	247
	ZR. Zona revenida	320	247	211		7	235
		320	245			8	225
	ZI. Zona intermedia	320	233	196		9	232
		320	224			10	249
	ZCMB. Zona cercana a metal base	320	215	189		11	230
		320	207			12	228
MB. Metal base		320	197	189		13	245
		320	194			14	251
		500	189	189		15	232
		500	189			16	245

Para la probeta H521 soldada con los procesos GMAW STT + FCAW-S, WPS 002-1, en la Tabla 3-11 y en el Gráfico 3-6, se observa que los valores de microdureza HV obtenidos en el sentido transversal de la junta de soldadura son mayores en el metal de aporte, disminuyen cuando se aproximan a la ZAC y metal base. En el perfil longitudinal, los valores son más uniformes, la ZAC posee microdurezas HV promedio de 240 HV. Los valores de microdureza HV en la ZAC en el sentido longitudinal son menores que los obtenidos en la ZAC sentido transversal. Se presenta diferencia de 5 HV. Como comportamiento general se puede afirmar que los valores de HV del metal de soldadura (MS) fueron más altos que los encontrados en el resto de la junta de soldadura. Estos resultados son consecuentes con los resultados de resistencia a la tensión (Gráfico 3-2) y con la composición química.

Se observa también que la ZAC desde la región ZNR, pasando por ZR-ZI-ZCMB, hasta llegar al metal base, presentó ablandamiento notoriamente pronunciado. Aquí también se puede afirmar que la transformación austenítica parcial seguida de enfriamiento más lento origina una estructura heterogénea más blanda que el MS analizado, pero más dura que el MB. Uno de los factores que contribuyen a bajar la dureza en la ZAC es la alta entrada de calor y por ende la retención de calor en esta región.

El incremento de la HV hacia la zona de la soldadura y la zona de grano grueso (Zona 1, ZAC ZNR) se debe a la presencia de la microestructura de grano distorsionado comparada con la zona de grano fino (ZONA 1 ZR, ZI) de la ZAC.

En el Gráfico 3-6, la representación de los valores de microdureza HV obtenidos en función de la distancia desde la soldadura (MS) muestra tendencia polinómica grado 2 en donde la HV promedio disminuye paulatinamente desde el inicio de la ZNR hasta llegar al MB, encontrándose una diferencia de 56 HV.

Gráfico 3- 6. Perfil transversal microdureza HV Probeta H521 Región raíz Procesos GMAW STT + FCAW-S

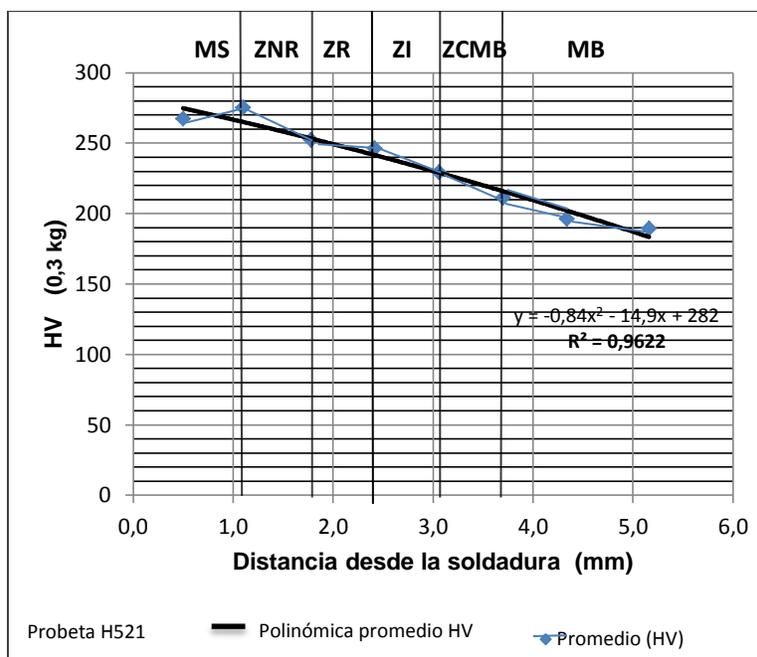


Tabla 3- 12. Microdurezas Vickers (HV) Probeta H422 Región raíz Procesos GMAW STT + FCAW-S

Perfil de microdurezas Vickers (HV) probeta H422 Región raíz WPS 002-2 Procesos de soldadura GMAW SST+ FCAW-S							
Perfil transversal				Perfil longitudinal			
Zona de las mediciones		Distancia a la medida anterior (µm)	Valor dureza (HV)	Promedio (HV)	Zona de las mediciones	Indentaciones	Valor dureza (HV)
MS. Metal de soldadura		0	203	208	ZAC	1	167
		500	213				
		320	222	221		2	169
		320	219				
ZAC	ZNR. Zona no revenida	320	219	211		3	160
		320	203				
	ZR. Zona revenida	320	205	199		4	179
		320	192				
	ZI. Zona intermedia	320	180	175		5	165
		320	169				
	ZCMB. Zona cercana a metal base	320	162	164		6	164
		320	165				
MB. Metal base		320	165	168		7	164
		320	171				
		500	170	175		8	153
		500	179				
					9	151	
					10	149	
					11	159	
					12	157	
					13	154	
					14	149	
					15	143	
					16	157	

Para la probeta H422 soldada con los procesos GMAW STT + FCAW-S, WPS 002-2, en la Tabla 3-12 y en el Gráfico 3-7, se observa que los valores promedio de microdureza HV obtenidos en el sentido transversal de la junta de soldadura son mayores en el metal de aporte, disminuyen cuando se aproximan a la ZAC con ligero aumento al llegar al MB. En el perfil longitudinal, los valores son más uniformes, la ZAC posee microdurezas HV promedio de 158 HV. Los valores promedio de HV en la ZAC en el sentido transversal son mayores que los obtenidos en la ZAC sentido longitudinal. Se observa diferencia de 29 HV. Como comportamiento general se puede afirmar que los valores de HV del metal de soldadura (MS) fueron más altos que los encontrados en el resto de la junta de soldadura. Estos resultados son

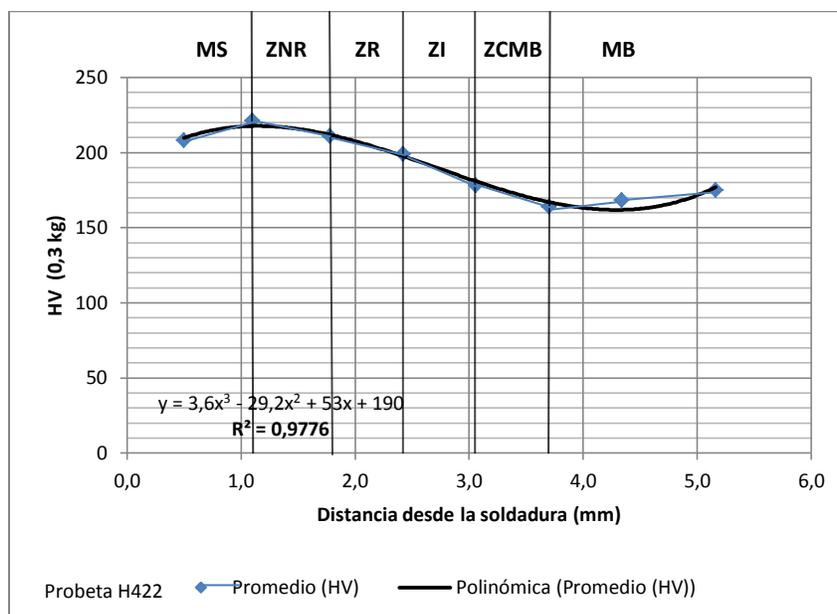
consecuentes con los resultados de resistencia a la tensión (Gráfico 3-2) y con la composición química.

Se observa también que la ZAC desde la región ZNR, pasando por ZR-ZI-ZCMB, hasta llegar al metal base, presentó ablandamiento pronunciado. Aquí también se puede afirmar que la transformación austenítica parcial seguida de enfriamiento más lento origina una estructura heterogénea más blanda que el MS analizado, pero más dura que el MB. Uno de los factores que contribuyen a bajar la dureza en la ZAC es la alta entrada de calor y por ende la retención de calor en esta región.

El incremento de la HV hacia la zona de la soldadura y la zona de grano grueso (Zona 1, ZAC ZNR) se debe a la presencia de la microestructura de grano distorsionado comparada con la zona de grano fino (ZONA 1 ZR, ZI) de la ZAC.

En el Gráfico 3-7, la representación de los valores de microdureza HV obtenidos en función de la distancia desde la soldadura (MS) muestra tendencia polinómica grado 3 en donde la HV promedio disminuye paulatinamente desde el inicio de la ZNR hasta llegar al MB, en donde se observa un leve aumento, encontrándose una diferencia de 43 HV.

Gráfico 3- 7. Perfil transversal microdureza HV Probeta H422 Región raíz Procesos GMAW STT + FCAW -S



De acuerdo con los valores de HV obtenidos y las variaciones en la entrada de calor, velocidad de aporte y microdureza, la combinación de procesos de soldadura GMAW STT + FCAW-S (Innershield) utilizados en la aplicación de soldadura de los ensambles soldados identificados como WPS 002-1/2, (Probetas H221, H521 y H422), presentó el mayor aporte térmico y es congruente con los más altos valores de resistencia a la tensión (Rm) obtenidos de todos los ensambles soldados (Gráfico 3-2).

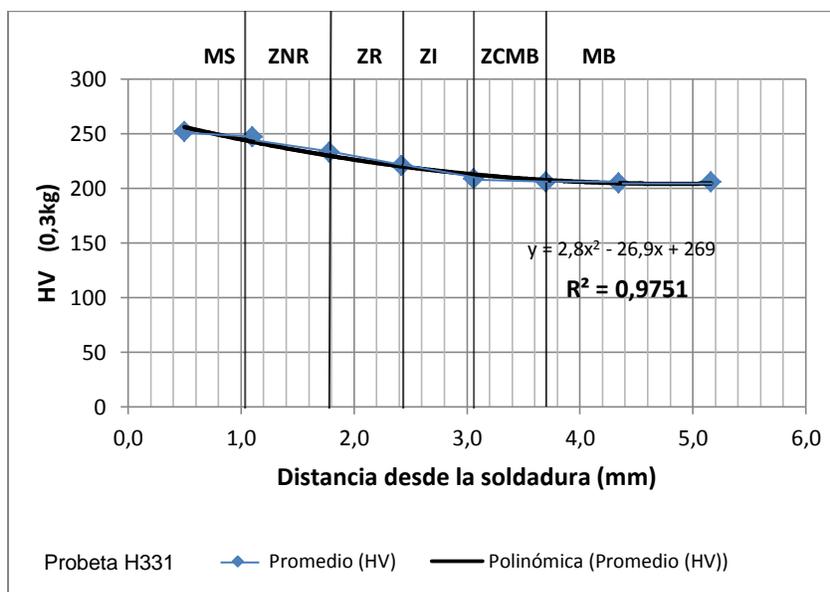
Tabla 3- 13. Microdurezas Vickers (HV) Probeta H331 Región raíz Procesos SMAW + FCAW-S

Perfil de microdurezas Vickers (HV) probeta H331 Región raíz WPS 003-1 procesos de soldadura SMAW + FCAW-S						
Perfil transversal				Perfil longitudinal		
Zona de las mediciones	Distancia a la medida anterior (µm)	Valor dureza (HV)	Promedio (HV)	Zona de las mediciones	Indentaciones	Valor dureza (HV)
MS. Metal de soldadura	0	252	252	ZAC	1	235
	500	250			2	258
	320	247	247		3	225
	320	247			4	240
ZAC	ZR. Zona revenida	235	233		5	225
		230			230	6
	ZNR. Zona no revenida	224	221		7	254
		217			217	8
	ZI. Zona intermedia	209	209		9	233
		209			209	10
	ZCMB. Zona cercana a metal base	207	206		11	235
		205			205	12
MB. Metal base	320	205	205		13	235
	320	204			14	270
	500	206	206		15	225
	500	206			16	232

Para la probeta H331 soldada con los procesos SMAW y FCAW-S, WPS 003-1, en la Tabla 3-13 y en el Gráfico 3-8, se observa que los valores de microdureza HV obtenidos en el sentido transversal de la junta de soldadura son mayores en el metal de aporte, disminuyen cuando se aproximan a la ZAC y metal base. En el perfil longitudinal, los valores son más uniformes, la ZAC posee microdurezas HV promedio de 211 HV. Los valores de microdureza HV en la ZAC en el sentido transversal son mayores que los obtenidos en la ZAC sentido longitudinal. Se observa diferencia de 6 HV. Estos resultados son consecuentes con los resultados de resistencia a la tensión (Gráfico 3-2) y con la composición química del metal base.

Se observa también que la ZAC desde la región ZNR, pasando por ZR-ZI-ZCMB, hasta llegar al metal base, presentó ablandamiento pronunciado. Aquí también se puede afirmar que la transformación austenítica parcial seguida de enfriamiento más lento origina una estructura heterogénea más blanda que el MS analizado, pero ligeramente más dura que el MB. Uno de los factores que contribuyen a bajar la dureza en la ZAC es la alta entrada de calor y por ende la retención de calor en esta región. El incremento de la HV hacia la zona de la soldadura y la zona de grano grueso (Zona 1, ZAC ZNR) se debe a la presencia de la microestructura de grano distorsionado comparada con la zona de grano fino (ZONA 1 ZR, ZI) de la ZAC.

Gráfico 3- 8. Perfil transversal microdureza HV Probeta H331 Región raíz Procesos SMAW + FCAW-S



En el Gráfico 3-8, la representación de los valores de microdureza HV obtenidos en función de la distancia desde la soldadura (MS) muestra tendencia polinómica grado 2 en donde la HV promedio disminuye paulatinamente desde el inicio de la ZNR hasta llegar al MB, en donde se observa microdureza HV uniforme, encontrándose una diferencia de 28 HV.

Tabla 3- 14. Microdurezas Vickers (HV) probeta H531 Región superior Procesos SMAW + FCAW-S

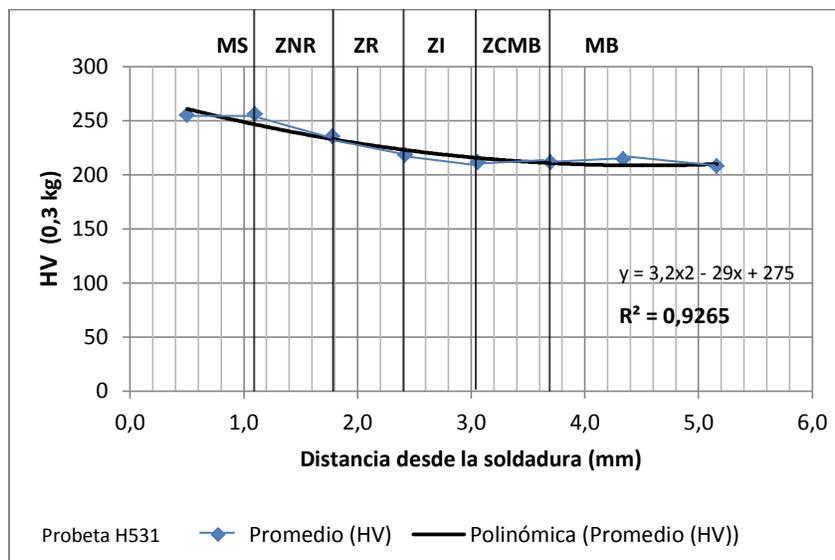
Perfil de microdurezas Vickers (HV) probeta H531 Región superior procesos de soldadura SMAW + FCAW-S					WPS 003-1		
Perfil transversal				Perfil longitudinal			
Zona de las mediciones		Distancia a la medida anterior (µm)	Valor dureza (HV)	Promedio (HV)	Zona de las mediciones	Indentaciones	Valor dureza (HV)
MS. Metal de soldadura		0	260	255	ZAC	1	222
		500	249			2	206
		320	257	256		3	224
		320	254			4	237
ZAC	ZNR. Zona no revenida	236	236	235		5	227
		233	233			6	258
	ZR. Zona revenida	223	223	218		7	249
		212	212			8	216
	ZI. Zona intermedia	211	211	211		9	243
		211	211			10	232
	ZCMB. Zona cercana a metal base	210	210	211		11	206
		211	211			12	213
MB. Metal base		320	212	214		13	205
		320	215			14	215
		500	206	208		15	202
		500	210			16	209

Para la probeta H531 soldada con los procesos SMAW y FCAW-S, WPS 003-1, en la Tabla 3-14 y en el Gráfico 3-9, se observa que los valores de microdureza HV obtenidos en el sentido

transversal de la junta de soldadura son mayores en el metal de aporte, disminuyen cuando se aproximan a la ZAC y metal base. En el perfil longitudinal, los valores son más uniformes, la ZAC posee microdurezas HV promedio de 197 HV. Los valores de microdureza HV en la ZAC sentido transversal son mayores que los obtenidos en la ZAC sentido longitudinal. Se observa diferencia de 22 HV.

Se observa también que la ZAC desde la región ZNR, pasando por ZR-ZI-ZCMB, hasta llegar al metal base, presentó ablandamiento pronunciado. Aquí también se puede afirmar que la transformación austenítica parcial seguida de enfriamiento más lento origina una estructura heterogénea más blanda que el MS analizado, pero ligeramente más dura que el MB. Uno de los factores que contribuyen a bajar la dureza en la ZAC es la alta entrada de calor y por ende la retención de calor en esta región. El incremento de la HV hacia la zona de la soldadura y la zona de grano grueso (Zona 1, ZAC ZNR) se debe a la presencia de la microestructura de grano distorsionado comparada con la zona de grano fino (ZONA 1 ZR, ZI) de la ZAC.

Gráfico 3- 9. Perfil transversal microdurezas HV Probeta H531 Región superior Procesos SMAW + FCAW-S



En el Gráfico 3-9, la representación de los valores de microdureza HV obtenidos en función de la distancia desde la soldadura (MS) muestra tendencia polinómica grado 2 en donde la HV promedio disminuye paulatinamente desde el inicio de la ZNR hasta llegar al MB, el cual

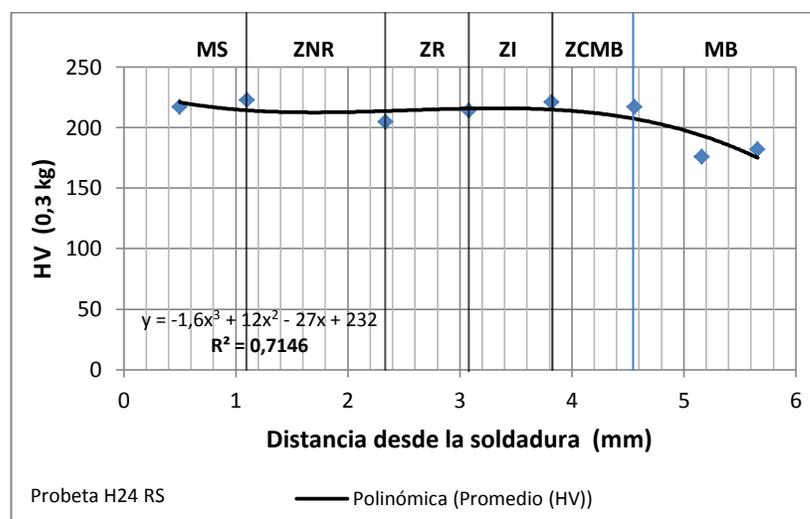
presenta un punto de leve incremento de microdureza HV, encontrándose una diferencia de 21 HV.

De acuerdo con los valores de HV obtenidos y las variaciones en la entrada de calor, velocidad de aporte y microdureza, la combinación de procesos de soldadura SMAW + FCAW-S (Innershield) utilizados en la aplicación de soldadura de los ensambles soldados identificados como WPS 003-1/2, (Probetas H331, H531), presentó también alto aporte térmico y lo cual es consecuente con el segundo más alto valor de resistencia a la tensión (Rm) promedio obtenido de todos los ensambles soldados (Gráfico 3-2).

Tabla 3- 15. Microdureza Vickers (HV) probeta H24, Regiones superior y media procesos SMAW + GMAW SCT

Perfil de microdurezas Vickers (HV) probeta H24 del WPS 004 procesos de soldadura SMAW + GMAW SCT				Perfil de microdurezas Vickers (HV) probeta H24 del WPS 004 procesos de soldadura SMAW + GMAW SCT					
Perfil transversal Región superior				Perfil transversal Región media					
Zona de las mediciones		Distancia a la medida anterior (µm)	Valor dureza (HV)	Promedio (HV)	Zona de las mediciones		Distancia a la medida anterior (µm)	Valor dureza (HV)	Promedio (HV)
MS. Metal de soldadura		0	217	217	MS. Metal de soldadura		0	214	219
		500	217						
		300	223	223			300	215	
		300	222				300	238	
ZAC	ZNR. Zona no revenida	370	192	205	ZNR. Zona no revenida	370	223	220	
		370	218			370	216		
	ZR. Zona revenida	370	215	214	ZR. Zona revenida	370	218	215	
		370	213			370	212		
	ZI. Zona intermedia	370	216	221	ZI. Zona intermedia	370	208	206	
		370	226			370	203		
	ZCMB. Zona cercana a metal base	370	217	217	ZCMB. Zona cercana a metal base	370	195	190	
		370	216			370	185		
MB. Metal base		300	179	176	MB. Metal base		300	192	196
		300	172				300	199	
		500	181	182			500	191	194
		500	182				500	196	

Gráfico 3- 10. Perfil de microdureza HV Probeta H24, Región superior procesos SMAW + GMAW SCT

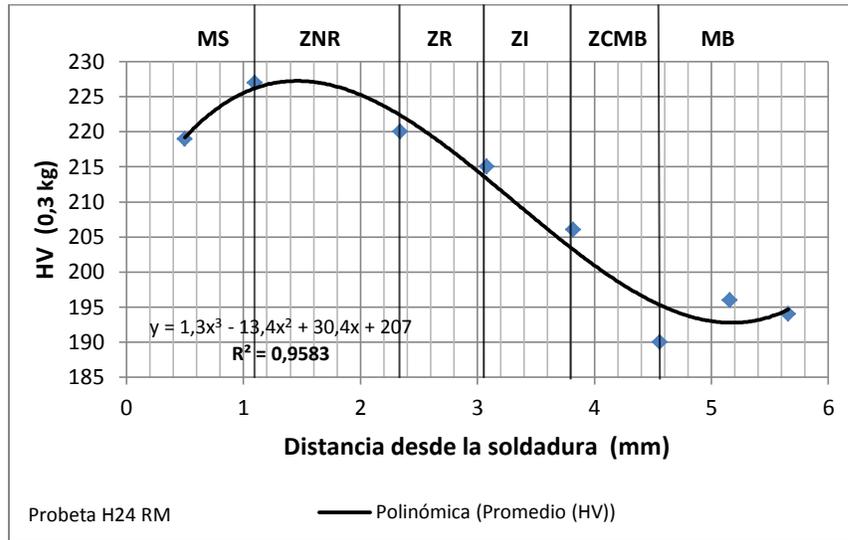


En el Gráfico 3-10, la representación de los valores de microdureza HV obtenidos en función de la distancia desde la soldadura (MS) muestra tendencia polinómica grado 3 en donde en la ZAC la HV promedio disminuye al terminar la ZNR y a partir de esta aumenta levemente para descender al llegar al MB.

De acuerdo con los valores de HV obtenidos y las variaciones en la entrada de calor, velocidad de aporte y microdureza, la combinación de procesos de soldadura SMAW + GMAW SCT utilizados en la aplicación de soldadura de los ensambles soldados identificados como WPS 004, (Probetas H24), presentó también alto aporte térmico y lo cual es consecuente con el cuarto más alto valor de resistencia a la tensión (R_m) promedio obtenido de todos los ensambles soldados (Gráfico 3-2), aunque las probetas ensayadas fallaron antes de alcanzar el requerimiento de tensión mínimo, debido a defectos, tales como poros, en el cordón de soldadura.

El incremento de la HV hacia la zona de la soldadura y la zona de grano grueso (Zona 1, ZAC ZNR) se debe a la presencia de la microestructura de grano distorsionado comparada con la zona de grano fino (ZONA 1 ZR, ZI) de la ZAC.

Gráfico 3- 11. Perfil microdureza HV Probeta H24 Región media Procesos SMAW + GMAW SCT



En el Gráfico 3-11, la representación de los valores de microdureza HV obtenidos en función de la distancia desde la soldadura (MS) muestra tendencia polinómica grado 3 en donde en la ZAC la HV promedio disminuye abruptamente a partir de la ZNR hasta llegar al MB.

Tabla 3- 16. Microdureza Vickers (HV) probeta H24 WPS 004 Región raíz Procesos SMAW + GMAW SCT

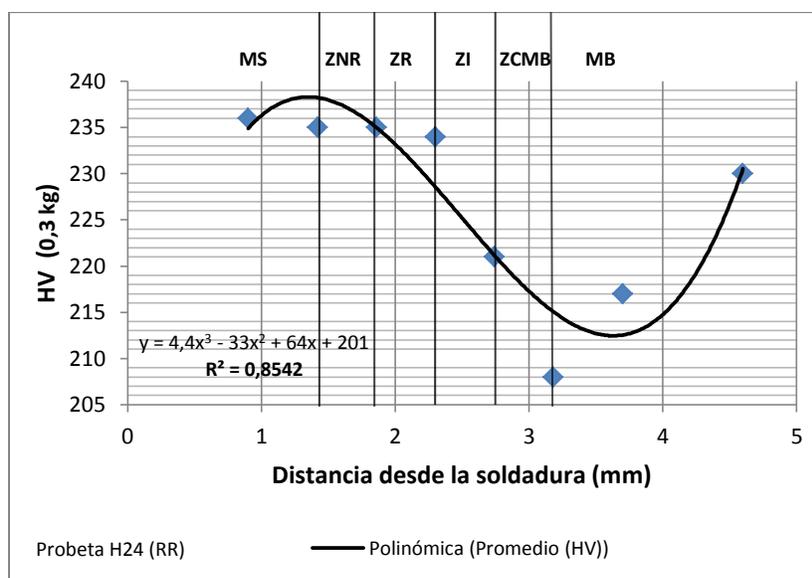
Perfil de microdurezas Vickers (HV) probeta H24 Región raíz WPS 004 procesos de soldadura SMAW + GMAW SCT				
Perfil transversal zona raíz				
Zona de las mediciones	Distancia a la medida anterior (µm)	Valor dureza (HV)	Promedio (HV)	
MS. Metal de soldadura	500	235	236	
	400	237		
	300	235	235	
	220	235		
ZAC	ZNR. Zona no revenida	220	233	235
		220	237	
	ZR. Zona revenida	220	241	234
		220	226	
	ZI. Zona intermedia	220	220	221
		220	222	

	ZCMB. Zona cercana a metal base	220	207	208
		220	202	
MB. Metal base		220	207	217
		300	226	
		400	226	230
		500	234	

El incremento de la HV hacia la zona de la soldadura y la zona de grano grueso (Zona 1, ZAC ZNR) se debe a la presencia de la microestructura de grano distorsionado comparada con la zona de grano fino (ZONA 1 ZR, ZI) de la ZAC.

Gráfico 3- 12. Perfil microdureza HV Probeta H24 Región raíz

Procesos SMAW + GMAW-SCT



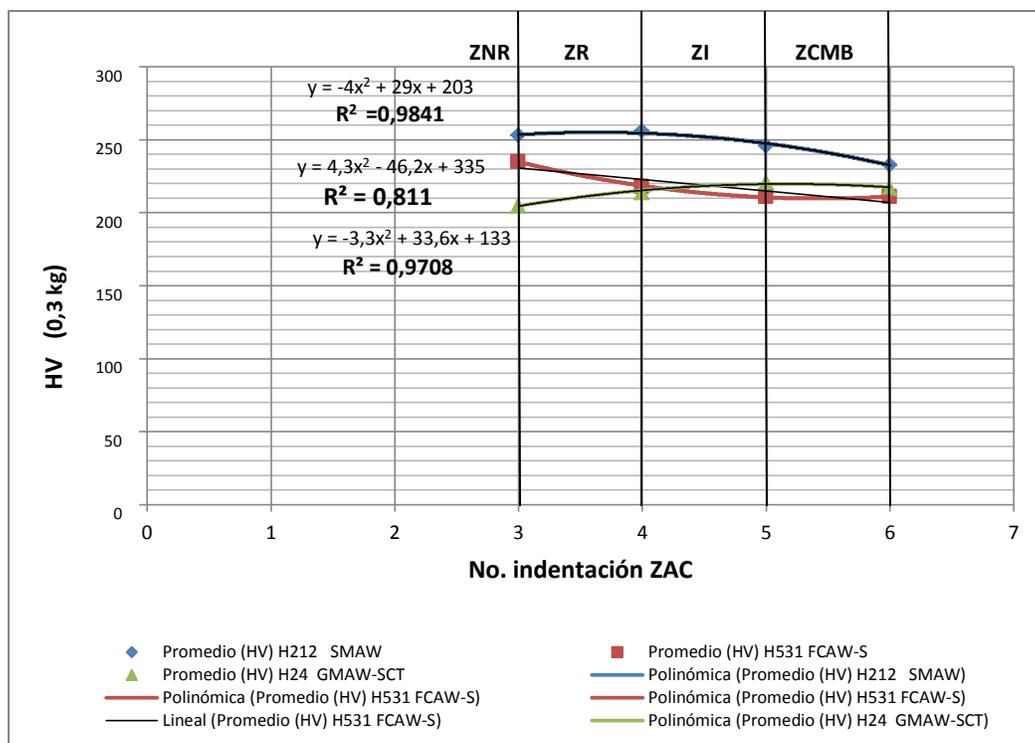
En el Gráfico 3-12, la representación de los valores de microdureza HV obtenidos en función de la distancia desde la soldadura (MS) muestra tendencia polinómica grado 3 en donde en la ZAC la HV promedio disminuye abruptamente a partir de la ZI hasta llegar al MB zona en la que se inicia aumento de la microdureza HV.

Tabla 3- 17. Análisis de durezas en probeta H24 WPS 004 Procesos SMAW + GMAW SCT

Probeta	Región	Procesos de soldadura	WPS	MS HV promedio	ZAC HV promedio	MB HV promedio	Análisis
H24	Superior	GMAW SCT	004	220	214	179	La probeta analizada fue extraída del ensamble que fue soldado con el proceso GMAW SCT. El aporte de térmico recibido de este proceso ha originado la aparición de ZAC's que se catalogan como no homogéneas debido a la disimilitud de microdurezas HV encontradas en la ZAC, todo esto producto de la austenización parcial seguida de enfriamiento lento.
H24	Media			223	208	195	
H24	Raíz	SMAW		236	225	224	La probeta analizada fue extraída del ensamble que fue soldado con el proceso SMAW. El menor aporte de calor recibido por el ensamble soldado ha originado la aparición de MS, ZAC y MB con mayores valores de microdureza HV que los encontrados en las regiones media y superior; la ZAC también es no homogénea producto de la austenización parcial seguida de lento enfriamiento.

De acuerdo con los valores de HV obtenidos y las variaciones en la entrada de calor, velocidad de aporte y microdureza, la combinación de procesos de soldadura SMAW + GMAW SCT utilizados en la aplicación de soldadura del ensamble identificado como WPS 004 (Probeta H24 regiones superior, media y raíz), presentó más alto aporte térmico en la región raíz que en las regiones media y superior del ensamble soldado, lo cual es consecuente con los valores de HV promedio obtenidos (Tablas 3-15 a 3-17).

Gráfico 3- 13. Comparación de perfiles de microdureza Vickers (HV) en la ZAC, Probetas H212 SMAW, H531 FCAW-S, H24 GMAW SCT, Región superior



De acuerdo con el Gráfico 3-13, se deduce que los mayores valores promedio de HV son congruentes con el menor aporte térmico que ha recibido el conjunto soldado de donde fue extraída la probeta. Según lo anterior, los valores de HV promedio en las ZAC's guardan la siguiente relación: $247 > 219 > 214$ / Probetas $H212 > H531 > H24$.

De acuerdo con el Gráfico 3-14, se deduce que los mayores valores promedio de HV son congruentes con el menor aporte térmico que ha recibido el conjunto soldado de donde fue extraída la probeta. Por lo cual se cumple que, los valores de HV promedio en las ZAC's guardan la siguiente relación: $208 > 185$ / Probetas $H24 > M511$.

Gráfico 3- 14. Comparación de perfiles de microdureza Vickers (HV) en la ZAC, Probetas M511 proceso SMAW y H24 Proceso GMAW SCT - Región media

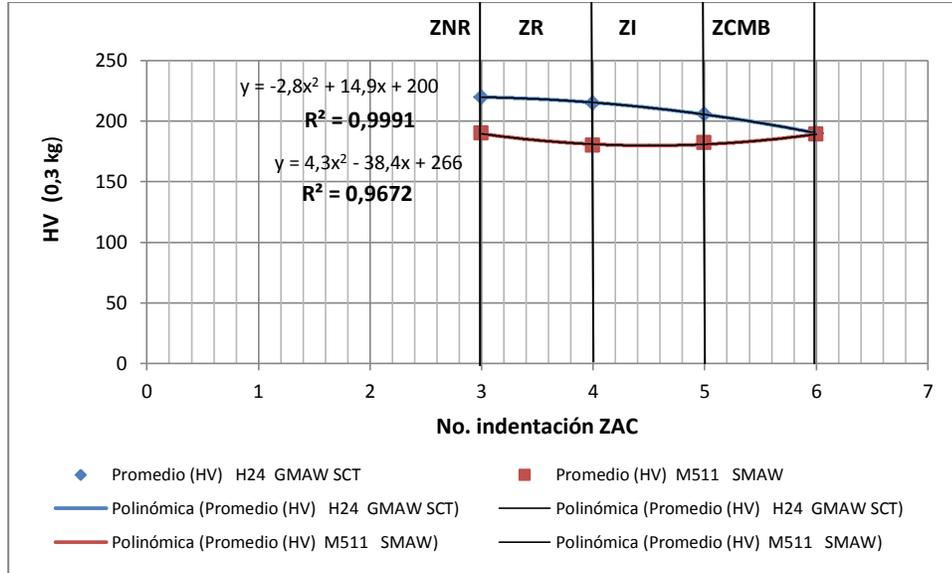
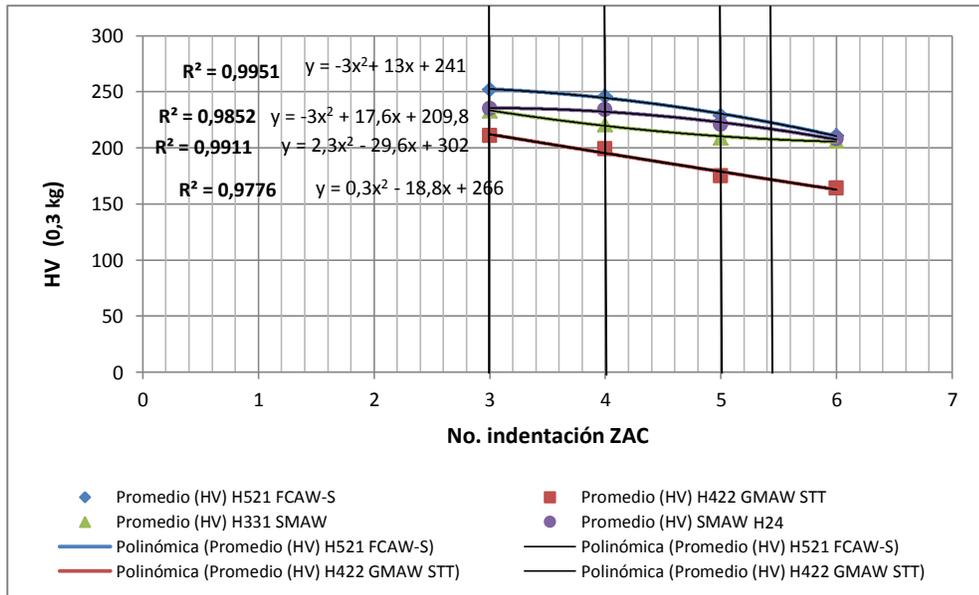
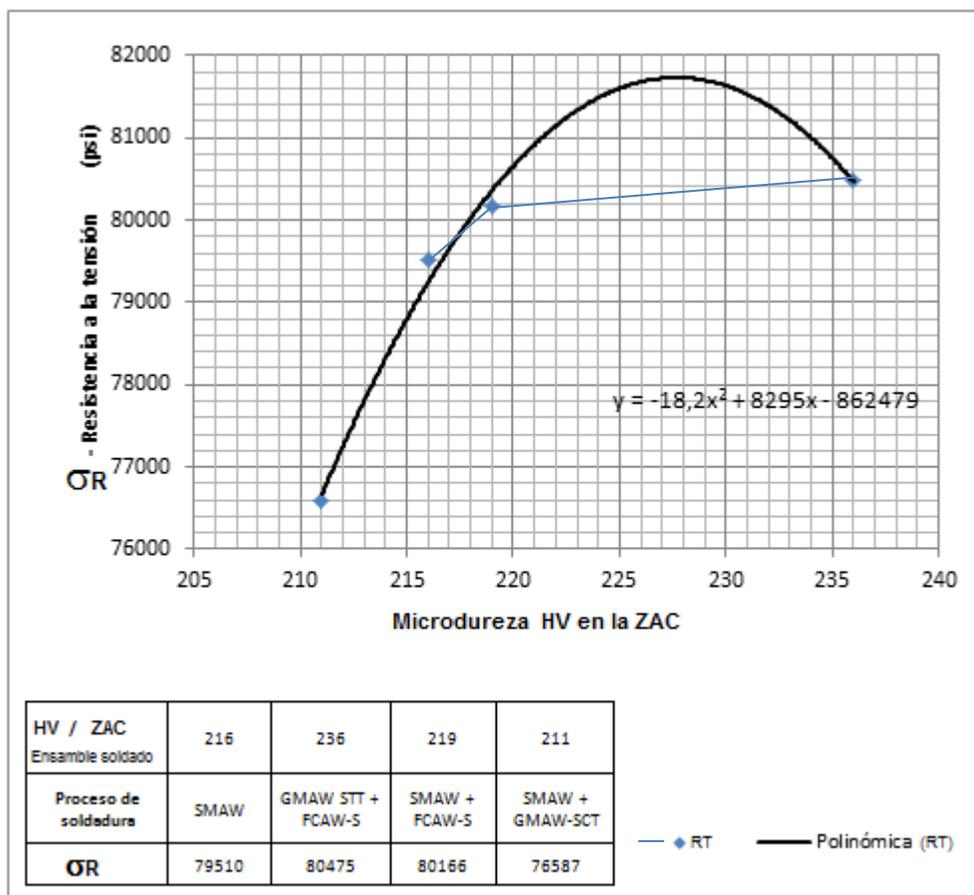


Gráfico 3- 15 Comparación de perfiles de microdureza Vickers (HV) probetas H521 GMAW-STT, H422 GMAW STT, H331 SMAW, H24 SMAW, Región raíz



De acuerdo con el Gráfico 3-15, se deduce que los mayores valores promedio de HV son congruentes con el menor aporte térmico que ha recibido el conjunto soldado de donde fue extraída la probeta. Consecuente con lo anterior, los valores de HV promedio en las ZAC's guardan la siguiente relación: 245>225>217>187 / Probetas H521>H24>H331>H422.

Gráfico 3- 16. Relación entre las resistencias a la tensión (R_m) de los ensambles soldados y los valores de microdureza (HV) en la ZAC



En el Gráfico 3-16, se observa la tendencia creciente-decreciente polinómica grado 2 que presentan los valores promedio de microdureza (HV) (Tablas 3-14 a 3-16) y la dependencia directa que tienen con los valores de σ_R en la ZAC de los ensambles soldados, según se muestra en el cuadro incluido en esta gráfica. Los valores más elevados se presentaron en los ensambles que se soldaron con los procesos GMAW STT + FCAW-S (Innershield).

Tabla 3- 18. Comparación de valores de microdurezas (HV) para las probetas M511, H212, H221, H521, H422, H331 y H531, en MS, ZAC y MB

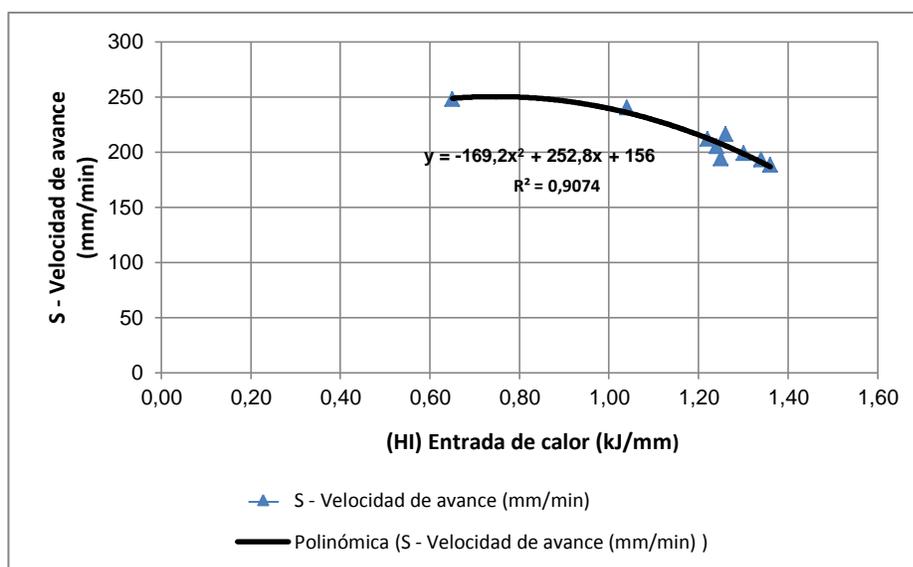
Zona de las mediciones	M511	Promedio (HV)	H212	Promedio (HV)	H221	Promedio (HV)	H521	Promedio (HV)	H422	Promedio (HV)	H331	Promedio (HV)	H531	Promedio (HV)	
MS. Metal de soldadura	214	211	249	247	254	272	270	267	203	208	252	252	260	255	
	207		245		290		264		213		250		249		
	235	225	238	253	309	312	281	275	222	221	247	247	257	256	
	215		268		314		268		219		247		254		
ZAC	ZR. Zona no revenida	198	190	230	253	243	243	252	252	235	235	233	236	234	
		182		276		242		252			203		230		233
	ZR. Zona revenida	180	180	268	256	235	246	247	246	205	224	224	221	223	218
		180		243		256		245		192		217		212	
	ZI. Zona intermedia	186	182	254	246	228	230	233	229	180	209	209	209	211	211
		178		238		232		224		169		209		211	
	ZCMB. Zona cercana a metal base	187	189	235	233	235	228	215	211	162	207	207	206	210	211
		191		230		220		207		165		205		211	
MB. Metal base	190	192	224	217	210	211	197	196	165	168	205	205	212	214	
	193		209		212		194		171		204		215		
	182	185	210	210	209	203	189	189	170	175	206	206	206	208	
	187		209		197		189		179		206		210		

En las Tablas 3-16 y 317, se analiza que de acuerdo con los valores promedio de microdureza Vickers (HV), obtenidos en el MS+ZAC+MB de los conjuntos soldados de los cuales fueron extraídas las probetas (M511, H212, H221, H521, H422, H331, H531 H24), los menores valores de aporte de calor se registraron en los ensambles soldados con los procesos SMAW+FCAW-S (224 HV, promedio) , GMAW STT+FCAW-S (222 HV, promedio), comparados con los aportes de calor en los ensambles soldados con los procesos SMAW (217

HV, promedio) y SMAW+GMAW-SCT (214 HV, promedio). Lo anterior está de acuerdo con el diseño de la junta de soldadura utilizado; a la junta de soldadura con bisel en V con ángulo sencillo utilizada en los ensambles que se soldaron con los procesos SMAW y SMAW+GMAW SCT, por su configuración geométrica se le aplicó mayor cantidad de soldadura y, por ende, recibió mayor aporte de calor que los ensambles con diseño de junta en V ángulo combinado los cuales se soldaron con los procesos SMAW+FCAW-S y GMAW-STT+FCAW-S (ver Figura 3-3 y Tabla 3-4).

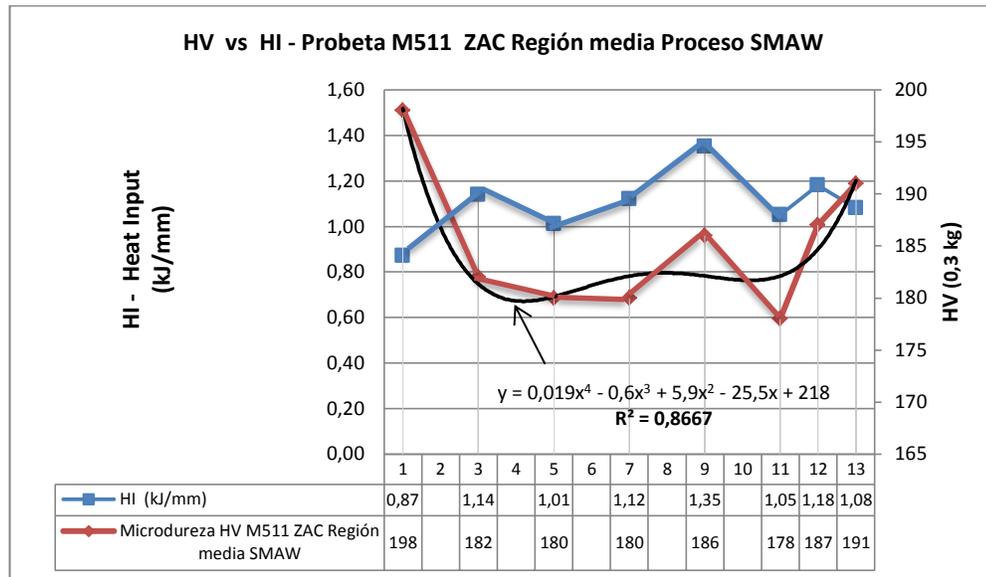
3.9 Resultados Entrada de Calor (HI)

Gráfico 3- 17. Relación entre Heat Input (HI) y la velocidad de avance (S) - proceso de soldadura SMAW – ensamble WPS 001-1



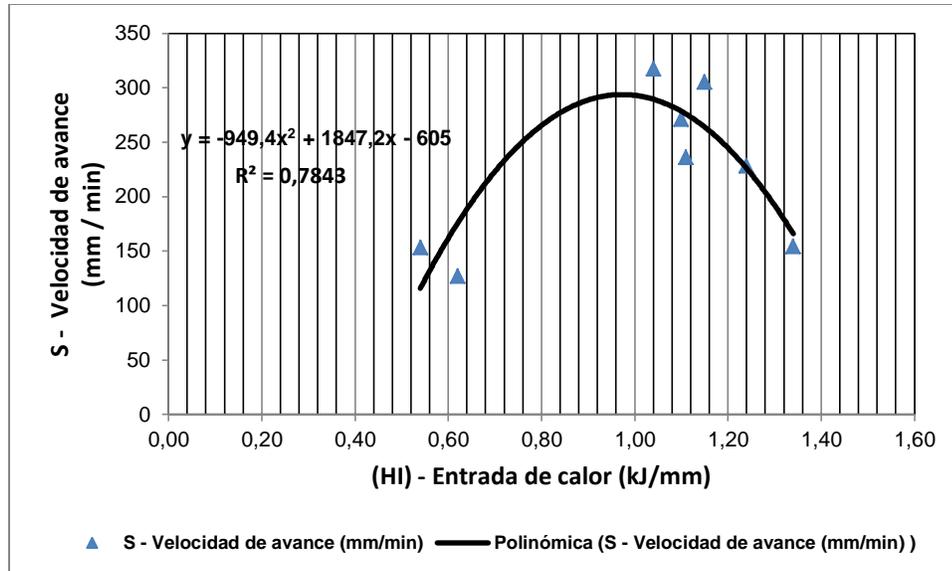
En el Gráfico 3-17 se observa tendencia decreciente polinómica grado 2, a mayor velocidad de avance es menor el aporte de calor al ensamble soldado lo cual es consecuente con las investigaciones realizadas [24].

Gráfico 3- 18. Relación entre Heat Input (HI) y microdureza HV - proceso de soldadura SMAW – ensamble WPS 001-1, Probeta M511 ZAC Región media



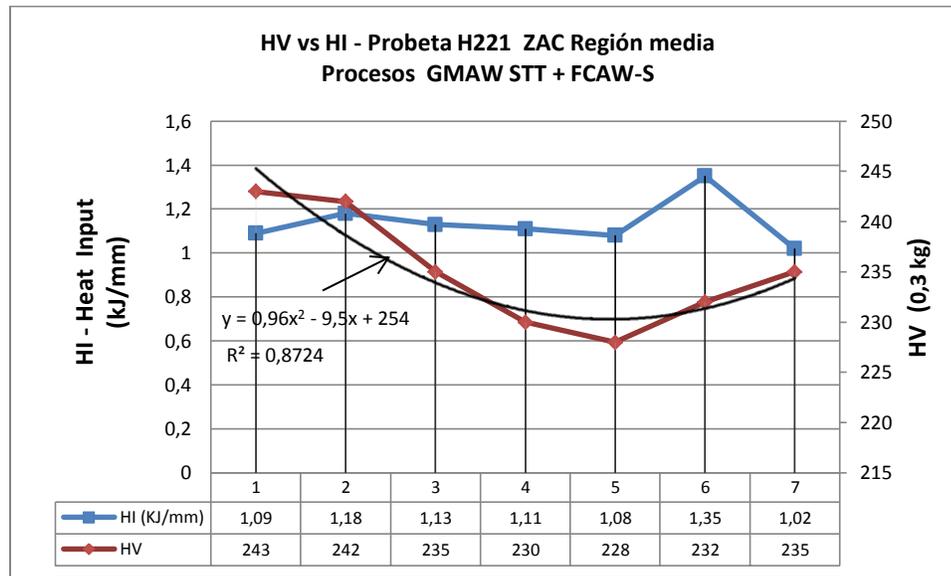
En el Gráfico 3-18 se observa en los valores de HV tendencia decreciente-creciente polinómica grado 2, se observa que a mayor entrada de calor es menor el valor de microdureza en la ZAC. Esto se atribuye a la reducción de dislocaciones y al engrosamiento de grano que se presenta en la microestructura [25]. En la microestructura analizada se observó cambio del tamaño de grano promedio austenítico ASTM No. 7 – 8 en la ZAC ZNR a tamaño de grano promedio ferrítico ASTM No. 12 – 13, en la ZAC ZR, ZI, ZCMB y MB.

Gráfico 3- 19. Relación entre Heat Input (HI) y la velocidad de avance (S) - procesos de soldadura GMAW STT + FCAW-S (Innershield) – ensamble WPS 002-1



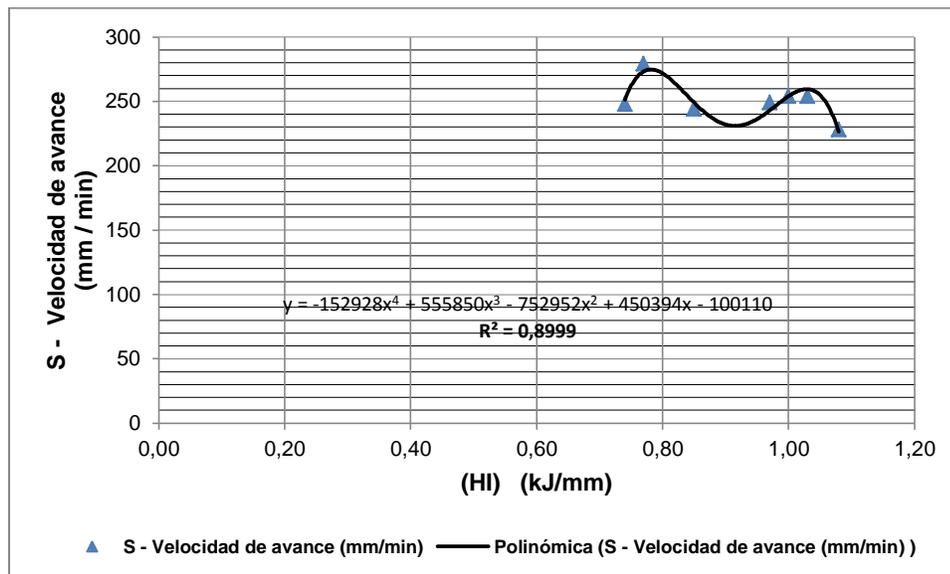
En el Gráfico 3-19 se observa tendencia creciente-decreciente polinómica grado 2; se cumple la proporcionalidad inversa, a mayor velocidad de avance es menor el aporte de calor; este ensamble WPS 002-1 tuvo el aporte de calor proveniente de la aplicación de dos procesos de soldadura diferentes con distintos parámetros de soldadura: GMAW STT + FCAW-S (Innershield).

Gráfico 3- 20. Relación entre Heat Input (HI) y microdureza HV - procesos de soldadura GMAW STT + FCAW-S (Innershield) – ensamble WPS 002-1 Probeta H221 ZAC Región media



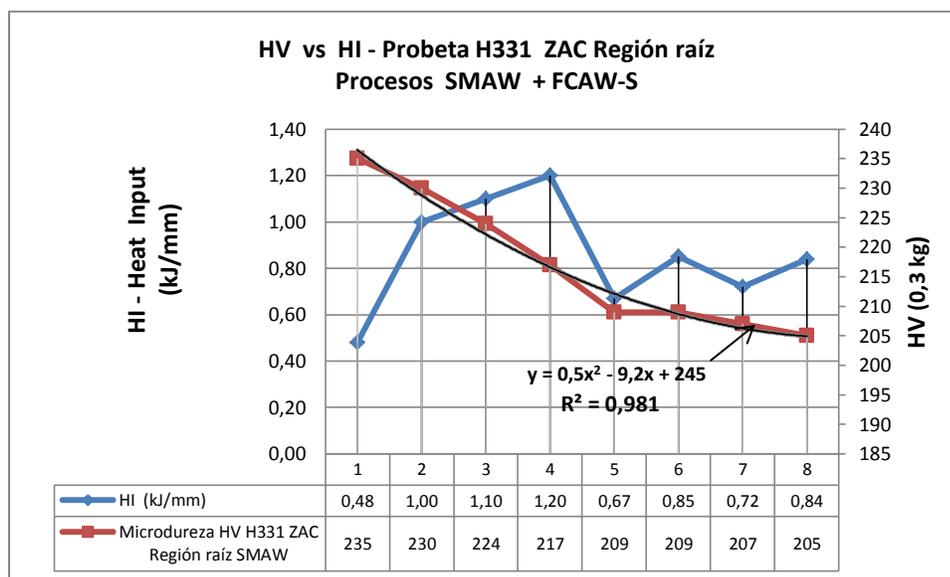
En el Gráfico 3-20 se observa en los valores de HV tendencia decreciente-creciente polinómica grado 2, a mayor entrada de calor es menor el valor de microdureza en la ZAC. Esto se atribuye a la reducción de dislocaciones y al engrosamiento de grano que se presenta en la microestructura [25]. En la microestructura analizada se observó cambio del tamaño de grano promedio austenítico ASTM No. 7 – 8 en la ZAC ZNR a tamaño de grano promedio ferrítico ASTM No. 12 – 13, en la ZAC ZR, ZI, ZCMB y MB.

Gráfico 3- 21. Relación entre Heat Input (HI) y la velocidad de avance (S) procesos de soldadura SMAW + FCAW-S Innershield – ensamble WPS 003-1



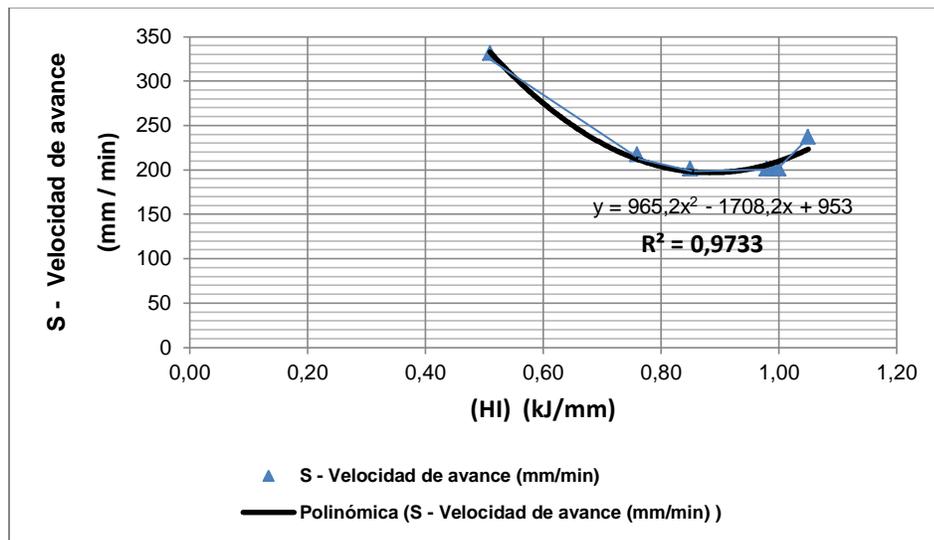
En el Gráfico 3-21 se observa tendencia decreciente polinómica grado 4, a mayor velocidad de avance es menor el aporte de calor al ensamble soldado lo cual es consecuente con las investigaciones realizadas. [24].

Gráfico 3- 22. Relación entre Heat Input (HI) y microdureza HV - procesos de soldadura SMAW + FCAW-S Innershield – ensamble WPS 003-1 Probeta H331 ZAC Región raíz



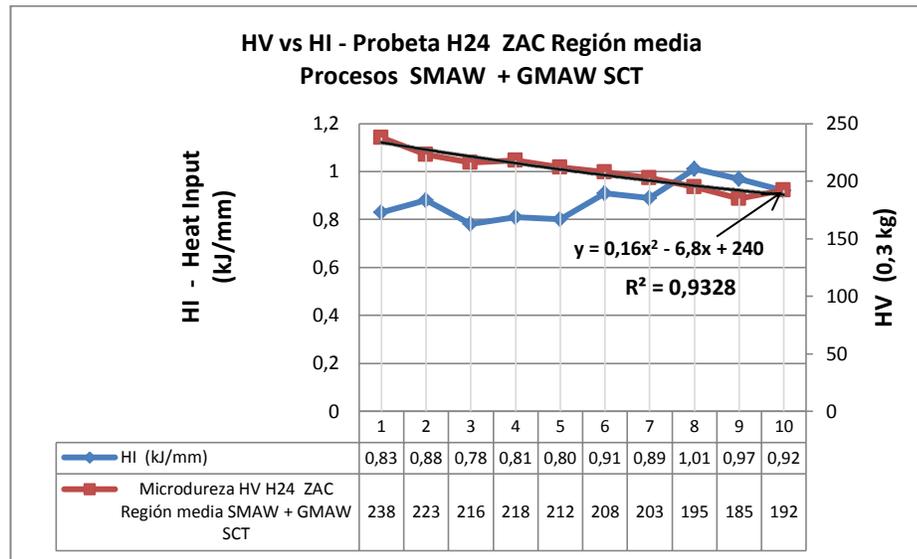
En el Gráfico 3-22 se presenta en los valores de HV tendencia decreciente polinómica grado 2, a mayor entrada de calor es menor el valor de microdureza en la ZAC. Esto se atribuye a la reducción de dislocaciones y al engrosamiento de grano que se presenta en la microestructura [25]. En la microestructura analizada se observó cambio del tamaño de grano promedio austenítico ASTM No. 7 – 8 en la ZAC ZNR a tamaño de grano promedio ferrítico ASTM No. 12 – 13, en la ZAC ZR, ZI, ZCMB y MB.

Gráfico 3- 23. Relación entre Heat Input (HI) y la velocidad de avance (S) procesos de soldadura SMAW + GMAW SCT – ensamble WPS 004



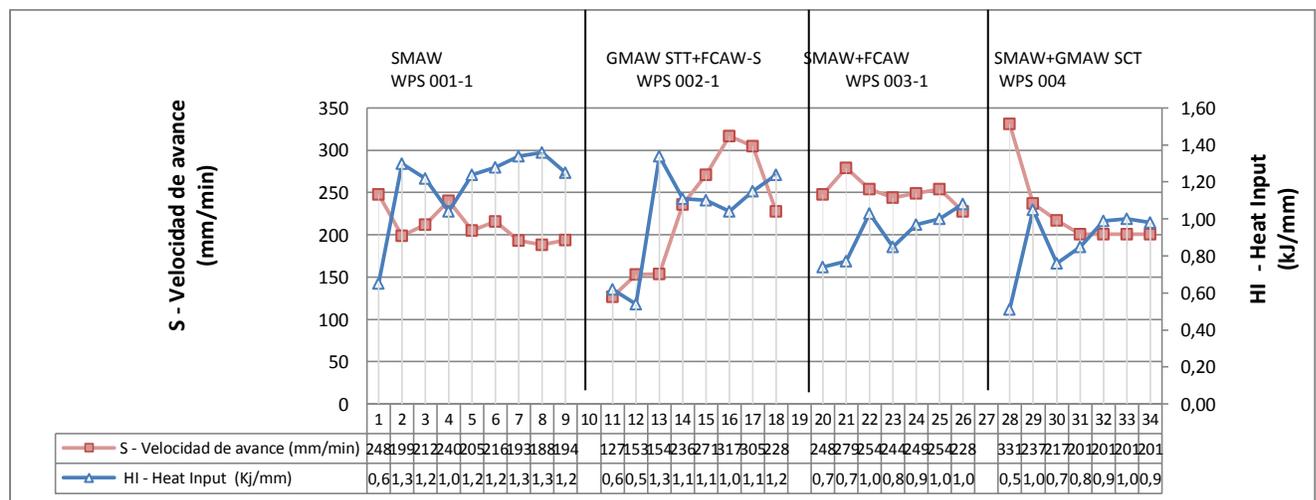
En el Gráfico 3-23 se observa que a menor velocidad de avance es mayor el aporte de calor al ensamble soldado, lo cual es consecuente con las investigaciones realizadas [24].

Gráfico 3- 24. Relación entre Heat Input (HI) y microdureza HV - procesos de soldadura SMAW + GMAW SCT – ensamble WPS 004 Probeta H24 ZAC Región media



En el Gráfico 3-24 se presenta en los valores de HV tendencia decreciente polinómica grado 2, a mayor entrada de calor es menor el valor de microdureza HV en la ZAC. Esto se atribuye a la reducción de dislocaciones y al engrosamiento de grano que se presenta en la microestructura [25]. En la microestructura analizada se observó cambio del tamaño de grano promedio austenítico No. 7 – 8 en la ZAC ZNR a tamaño de grano promedio ferrítico No. 12 – 13, en la ZAC ZR, ZI, ZCMB y MB.

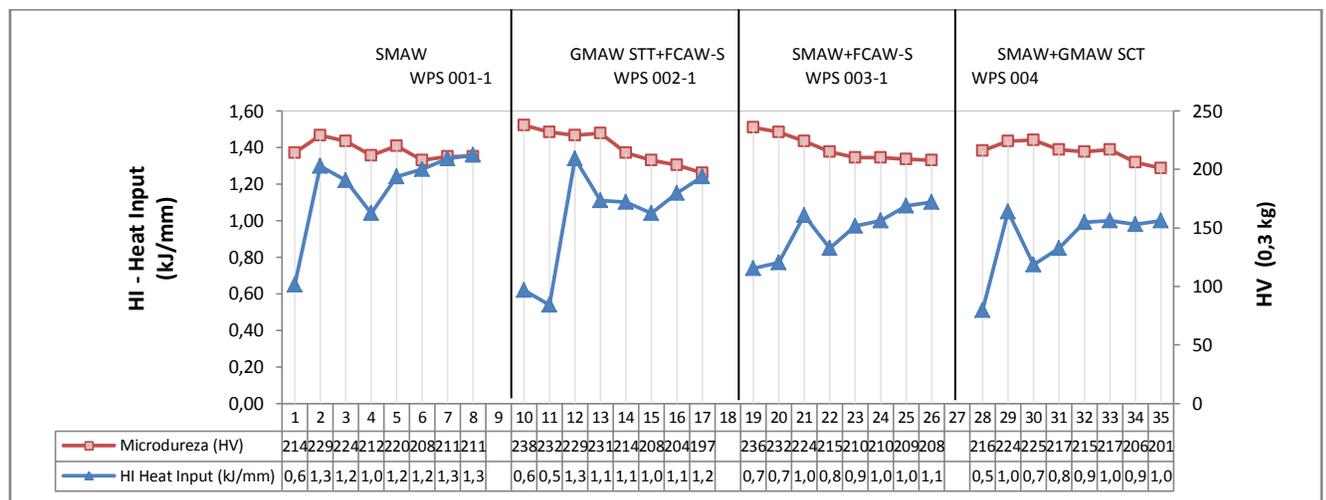
Gráfico 3- 25. Relación entre Heat Input (HI) y velocidad de avance (S) en la ZAC



En el Gráfico 3-25 se observa que a menor velocidad de avance es mayor el aporte de calor al ensamble que se está soldando lo cual es consecuente con las investigaciones realizadas. Si se incrementa el amperaje o voltaje, la entrada de calor aumenta, pero incrementando la velocidad de avance, decrece la entrada de calor a la junta de soldadura [24].

Se observa que las mayores velocidades de aporte se presentaron cuando se soldaron las juntas de soldadura con los WPS 002-1 y WPS 003-1. Cada proceso de soldadura tiene un ciclo térmico diferente

Gráfico 3- 26. Relación entre Heat Input (HI) y microdureza (HV) en la ZAC



En el Gráfico 3-26 se observa que a menor entrada de calor es mayor el valor de microdureza HV en la ZAC. Esto se atribuye a la reducción de dislocaciones y al engrosamiento de grano que se presenta en la microestructura [25]. En las microestructuras analizadas se presentó cambio del tamaño de grano promedio austenítico ASTM No. 7 – 8 en la ZAC ZNR a tamaño de grano promedio ferrítico ASTM No. 12 – 13, en la ZAC ZR, ZI, ZCMB y MB.

Los valores de microdureza obtenidos en las probetas soldadas con procesos GMAW STT + FCAW-S y SMAW + FCAW-S, son mayores que los obtenidos en los procesos SMAW y SMAW + GMAW-SCT.

3.10 Resultados y análisis de la caracterización de las juntas de soldadura mediante microscopía óptica (OM) y microscopía electrónica de barrido (SEM)

3.10.1 Microscopía óptica (OM)

Para el análisis metalográfico de las probetas se utilizaron los siguientes equipos:

- Microscopio metalográfico marca NIKON serie ECLIPSE LV 100
- Microscopio óptico Nikon Eclipse MA200 (x25 a x500).

Después del análisis metalográfico (OM) para todas las probetas, en la ZAC se consiguió diferenciar las siguientes tres zonas típicas (Figuras 3-7 a 3-36, Tablas 3-18 a 3-21):

- Zona 1: Zona más próxima al cordón en donde se diferencian dos zonas, una Zona Revenida (ZR) y otra Zona No Revenida (ZNR).
- Zona 2: Zona intermedia (ZI: entre la zona más próxima al cordón de soldadura y la zona más cercana al material base. La zona intermedia se ha obtenido a la altura de la Zona 1 ZNR.
- Zona 3: Zona más próxima al material base (ZMCB).

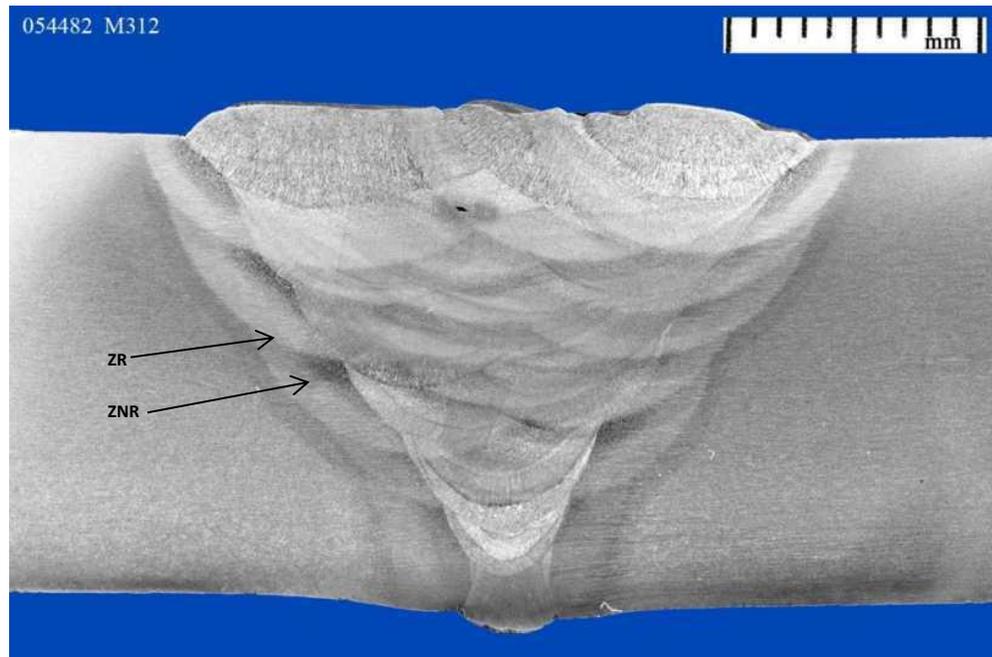


Figura 3- 7. Macrografía probeta M312. (ZR - Zona revenida. ZNR - Zona no revenida)

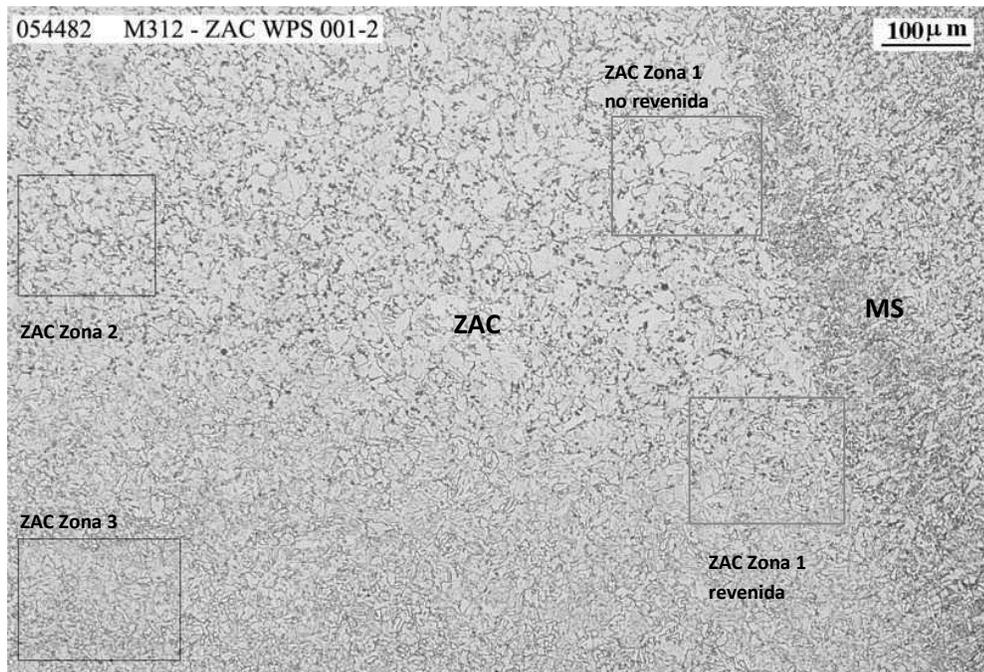


Figura 3- 8. Cordón de soldadura (MS) y Zona Afectada por el Calor (ZAC), Zona 3 (ZCMB), Zona 2 (ZI – Zona intermedia entre la zona más cercana al cordón de soldadura y la Zona más cercana al metal base (ZCMB), Zona 1 (Zona revenida, ZR; Zona no revenida, ZNR), probeta M312 (x100)

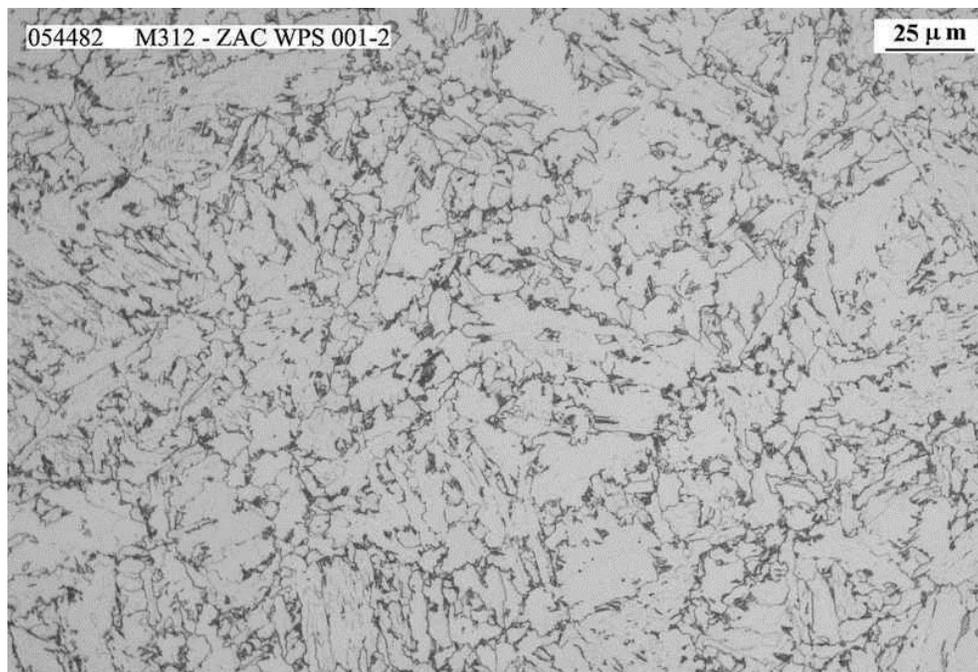


Figura 3- 9. ZAC Zona 1 (ZNR - Zona no revenida) probeta M312 (x400)

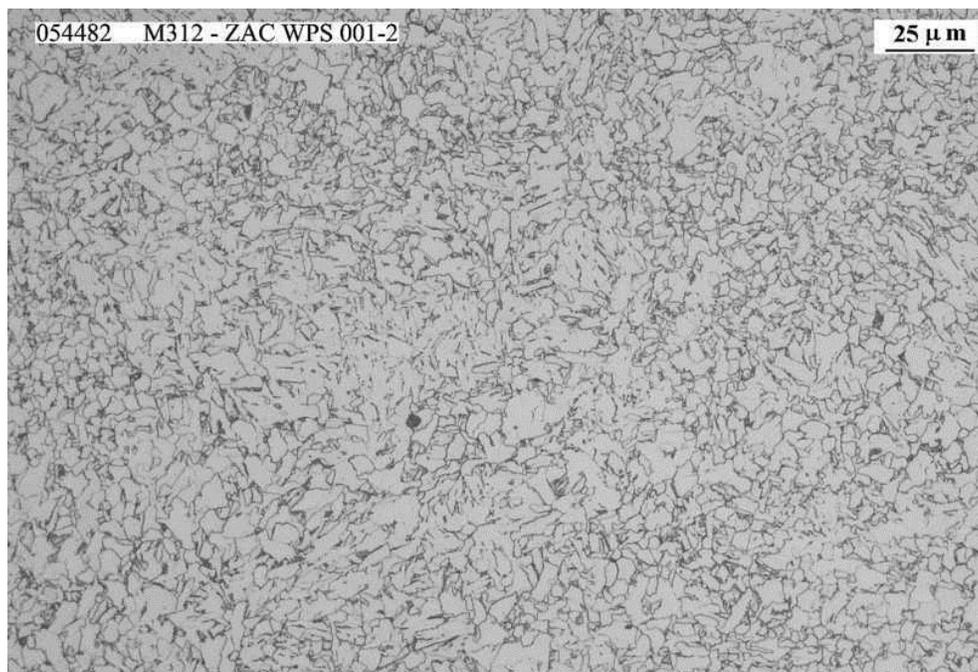


Figura 3- 10. ZAC Zona 1 (ZR - Zona revenida) probeta M312 (x400)

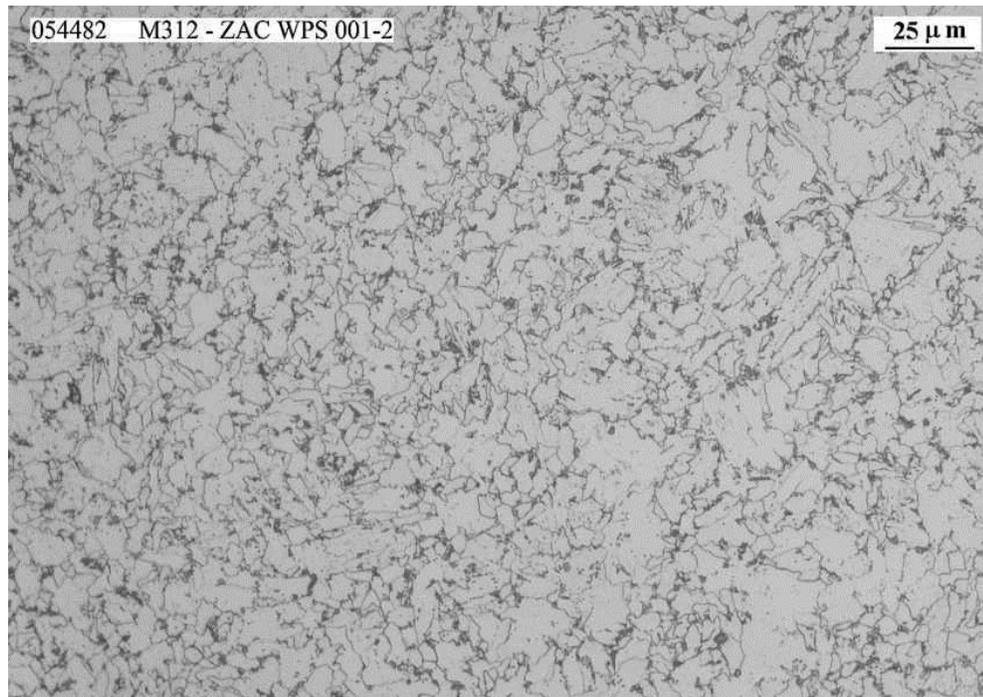


Figura 3- 11. Zona 2 (ZI - Zona intermedia entre Zona más cercana al cordón de soldadura y la Zona más próxima al metal base) probeta M312 (x400)

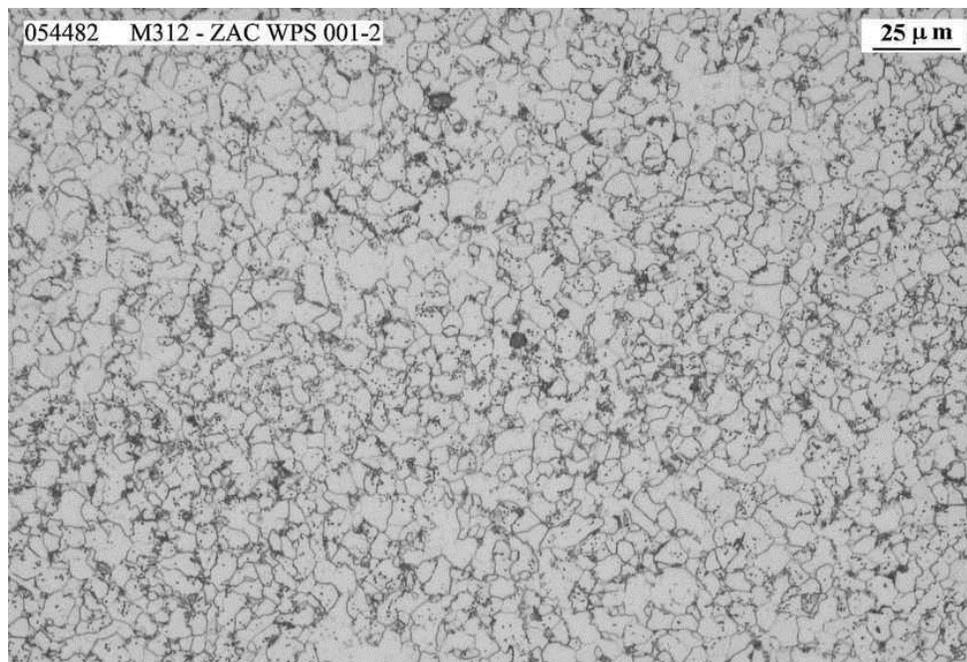


Figura 3- 12. Zona 3 (ZCMB - Zona más próxima al metal base) probeta M312 (x400)

Tabla 3- 19. Resumen microscopía (OM) y tamaño de grano promedio Probeta M312 (Figuras 3-7 a 3-12)

Resultados análisis microestructural y tamaño de grano promedio						
Referencia	Microestructura		Tamaño de grano promedio (No. G) ASTM	Figura	Análisis	
M312 ZAC WPS 001-2 Proceso SMAW Probeta Zona media	Zona 1	Zona no Revenida. ZNR	Ferrita mayoritariamente acicular con algo de ferrita equiáxica y perlita, orientación bainítica	7-8 (Austenítico)	3-8 /3-9	<p>Zona considerada como de grano grueso (CGZAC), muy cercana a la línea de fusión, los ciclos térmicos con altas entradas de calor favorecen el crecimiento del grano austenítico durante el enfriamiento.</p> <p>La presencia de ferrita acicular y ferrita bainítica contribuyen a la resistencia de la junta soldada. La ferrita acicular se ubica entre los granos de austenita al enfriarse y es considerada como una fase dura debido a su morfología con arreglo entrecruzado [85] [86]. La ferrita acicular posee una gran densidad de dislocaciones, granos altamente elongados. La disminución del tamaño de grano de la austenita favorece la nucleación de ferrita bainítica en forma de listones entre los granos de ferrita acicular. El tamaño de grano fino de las ZR, ZI, ZCMB, se debe a que en estas zonas se ha alcanzado menores temperaturas durante los ciclos térmicos de entradas de calor.</p> <p>En la Zona 1 (ZNR) se presenta orientación bainítica en la ferrita (en la bainita superior, el carbono precipita como cementita (Fe_3C) entre los listones de ferrita bainítica) [26]</p>
		Zona Revenida. ZR	Ferrita acicular con ferrita equiáxica y perlita	12-13 (Ferrítico)	3-10	
	Zona 2 ZI (Zona intermedia: zona ubicada entre la zona más próxima al metal de soldadura y la zona más cercana al metal base)	Ferrita mayoritariamente equiáxica con ferrita acicular y perlita	12-13 (Ferrítico)	3-11		
	Zona 3 ZCMB (Zona más cercana al metal base)	Ferrita equiáxica con perlita (parte globulizada)	12-13 (Ferrítico)	3-12	<p>La perlita se presenta parcialmente globulizada estructura que viene desde el procesamiento del metal base durante su fabricación. Esta condición no influye negativamente en las propiedades mecánicas de la junta soldada.</p>	

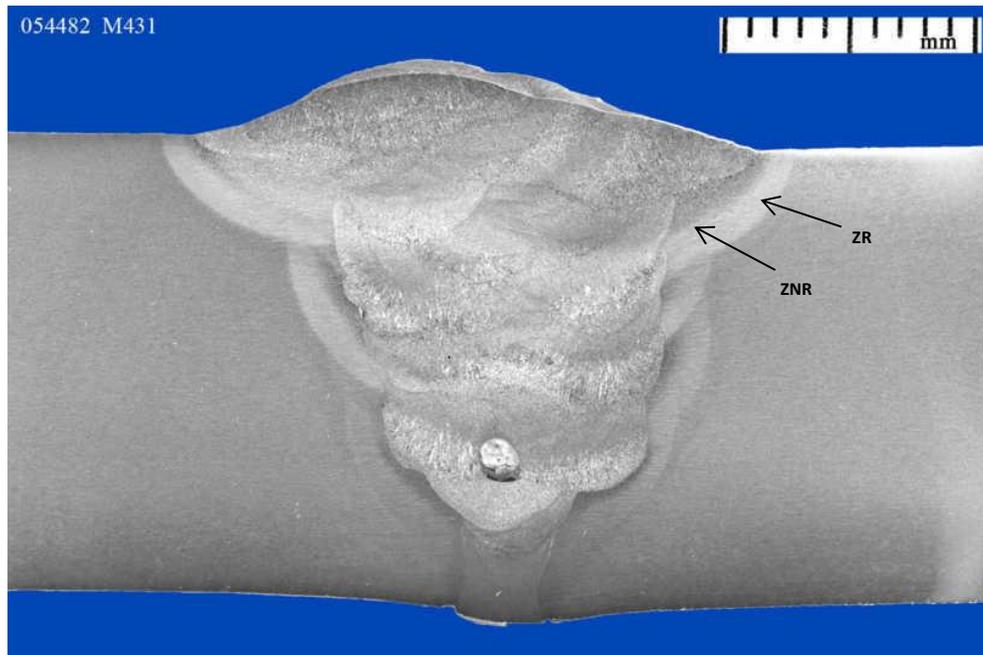


Figura 3- 13. Macrografía probeta M431. (ZR - Zona revenida. ZNR - Zona no revenida)

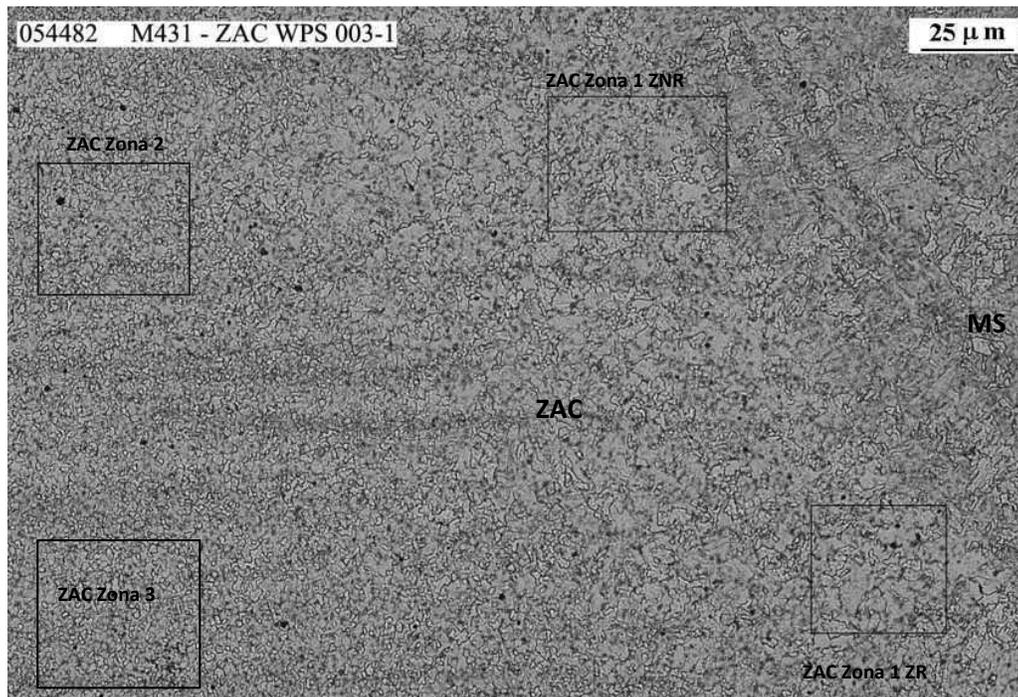


Figura 3- 14. Cordón de soldadura (MS) y Zona Afectada por el Calor (ZAC), Zona 3 (ZCMB), Zona 2 (ZI – Zona intermedia entre la zona más cercana al cordón de soldadura y la Zona más cercana al metal base (ZCMB), Zona 1 (Zona revenida, ZR; Zona no revenida, ZNR), probeta M431 (x100)

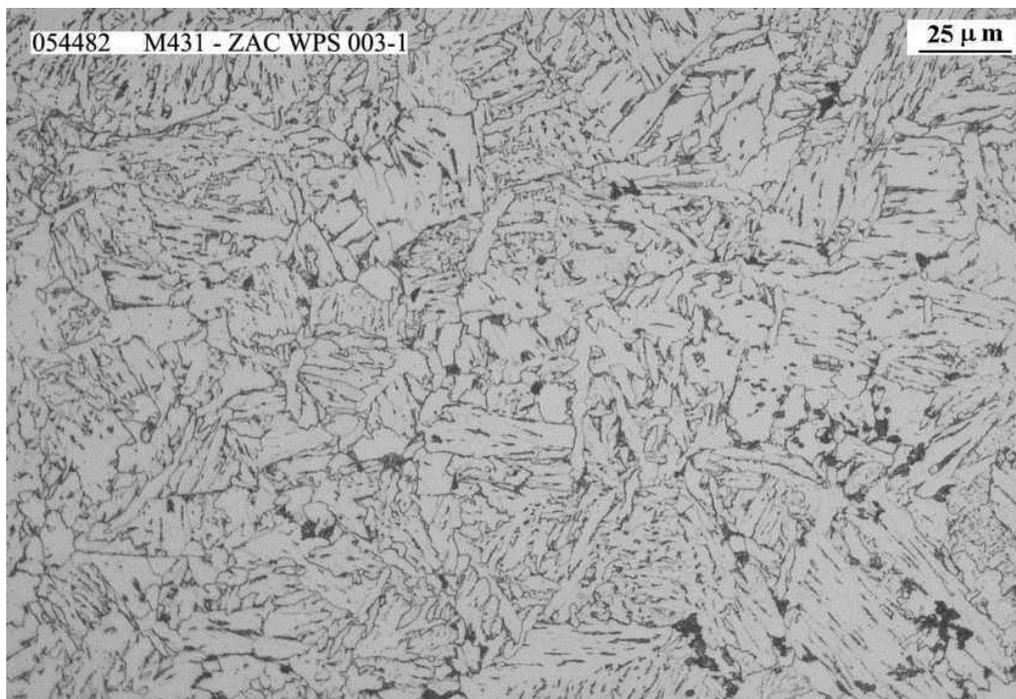


Figura 3- 15. ZAC Zona 1 (ZNR - Zona no revenida) probeta M431 (x400)

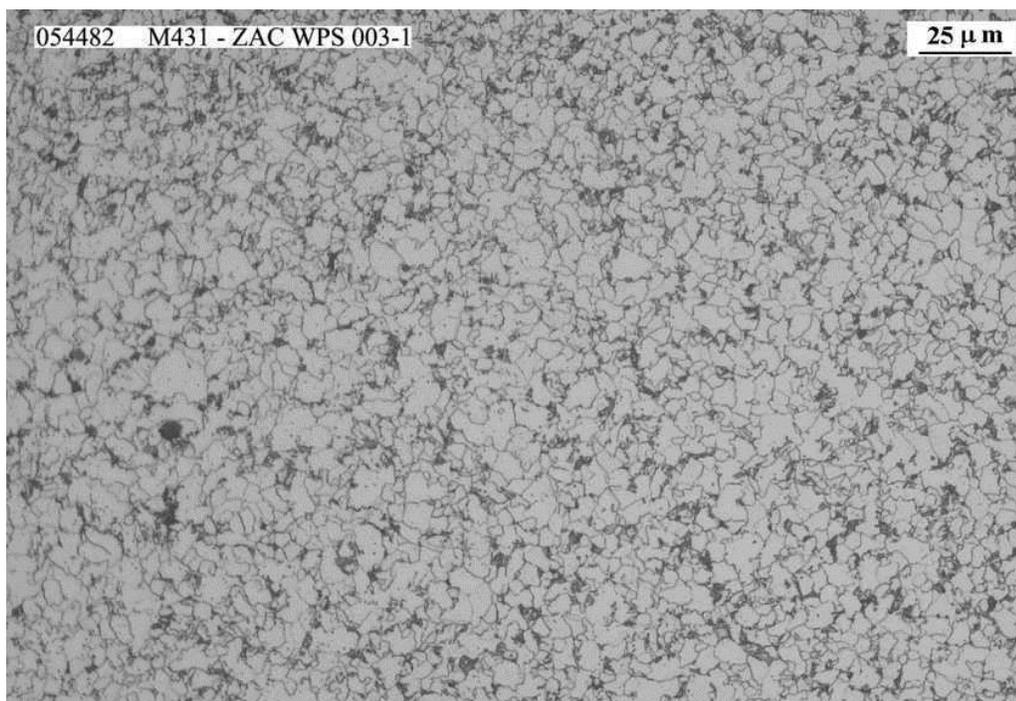


Figura 3- 16 ZAC Zona 1 (ZR - Zona revenida) probeta M431 (x400)

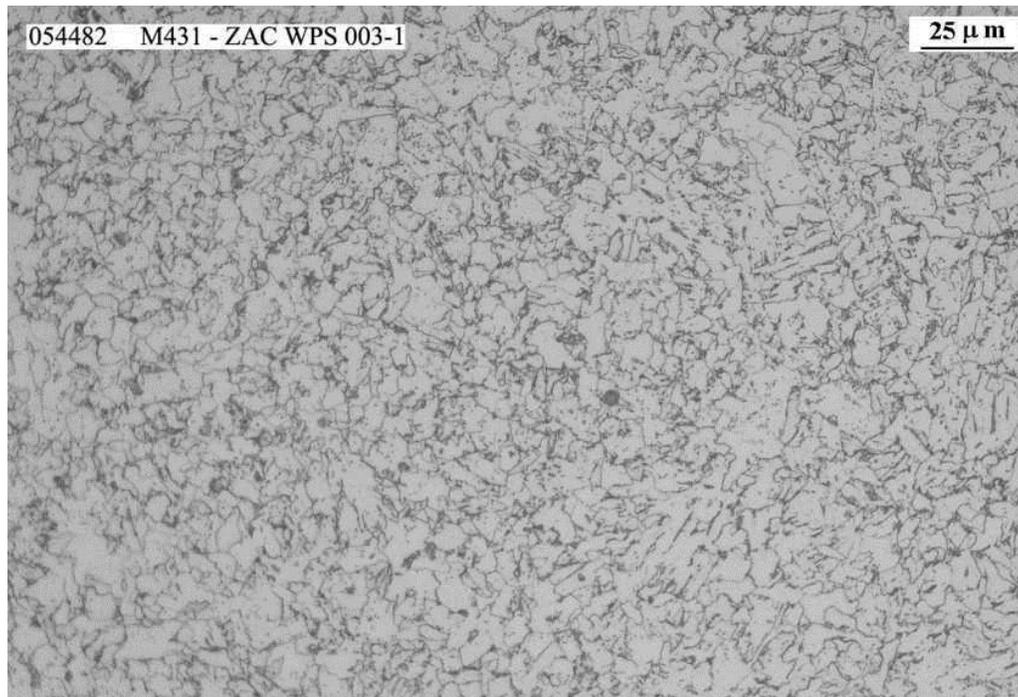


Figura 3- 17. Zona 2 (ZI - Zona intermedia entre Zona más cercana al cordón de soldadura y la Zona más próxima al metal base) probeta M431 (x400)

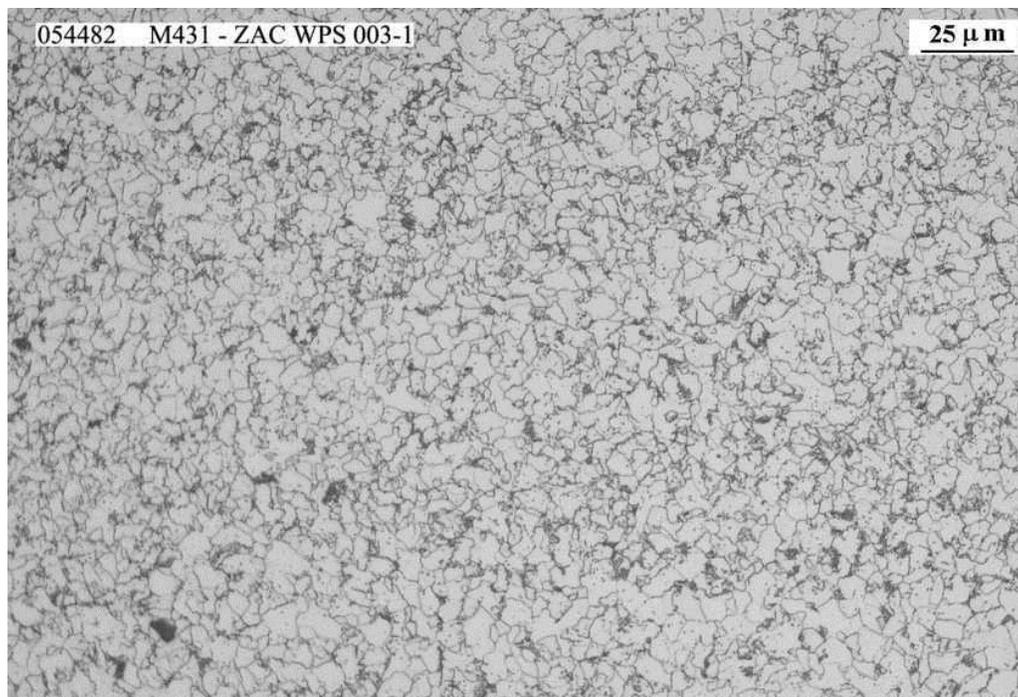


Figura 3- 18. Zona 3 (ZCMB - Zona más próxima al metal base) probeta M431 (x400)

Tabla 3- 20. Resumen microscopía (OM) y tamaño de grano promedio Probeta M431 (Figuras 3-13 a 3-18)

Resultados análisis microestructural y tamaño de grano promedio						
Referencia	Microestructura		Tamaño de grano promedio (No. G) ASTM	Figura	Análisis	
M431 ZAC WPS 003-1 Proceso FCAW-S Probeta Zona media	Zona 1	Zona no Revenida. ZNR	Ferrita mayoritariamente acicular con algo de ferrita equiáxica y perlita, orientación bainítica	7-8 (Austenítico)	3-14/3-15	<p>Zona considerada como de grano grueso (CGZAC), muy cercana a la línea de fusión, los ciclos térmicos con altas entradas de calor favorecen el crecimiento del grano austenítico durante el enfriamiento.</p> <p>La presencia de ferrita acicular y ferrita bainítica contribuyen a la resistencia de la junta soldada. La ferrita acicular se ubica entre los granos de austenita al enfriarse y es considerada como una fase dura debido a su morfología con arreglo entrecruzado [85] [86].</p> <p>La ferrita acicular posee una gran densidad de dislocaciones, granos altamente elongados. La disminución del tamaño de grano de la austenita favorece la nucleación de ferrita bainítica en forma de listones entre los granos de ferrita acicular. El tamaño de grano fino de las ZR, ZI, ZCMB, se debe a que en estas zonas se ha alcanzado menores temperaturas durante los ciclos térmicos de entradas de calor. En la Zona 1 (ZNR) se presenta orientación bainítica en la ferrita (en la bainita superior, el carbono precipita como cementita (Fe_3C) entre los listones de ferrita bainítica) [26]</p>
		Zona Revenida. ZR	Ferrita mayoritariamente equiáxica y perlita	12-13 (Ferrítico)	3-16	
	Zona 2 ZI (Zona intermedia: zona ubicada entre la zona más próxima al metal de soldadura y la zona más cercana al metal base)		Ferrita mayoritariamente equiáxica con ferrita acicular y perlita	12-13 (Ferrítico)	3-17	
	Zona 3 ZCMB (Zona más cercana al metal base)		Ferrita equiáxica con perlita (parte globulizada)	13 (Ferrítico)	3-18	

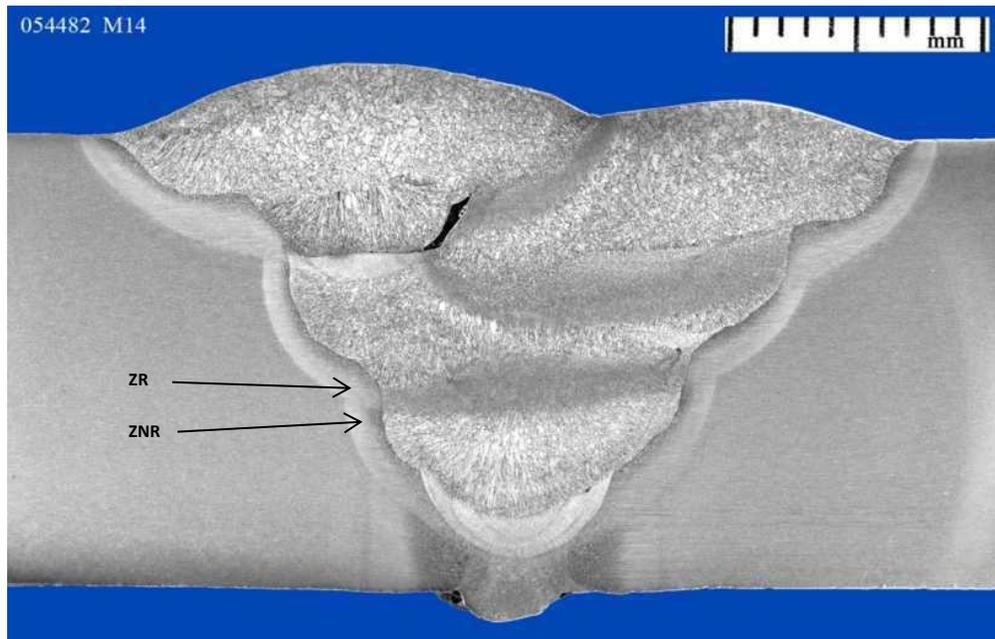


Figura 3- 19. Macrografía probeta H14. (ZR - Zona revenida. ZNR - Zona no revenida)

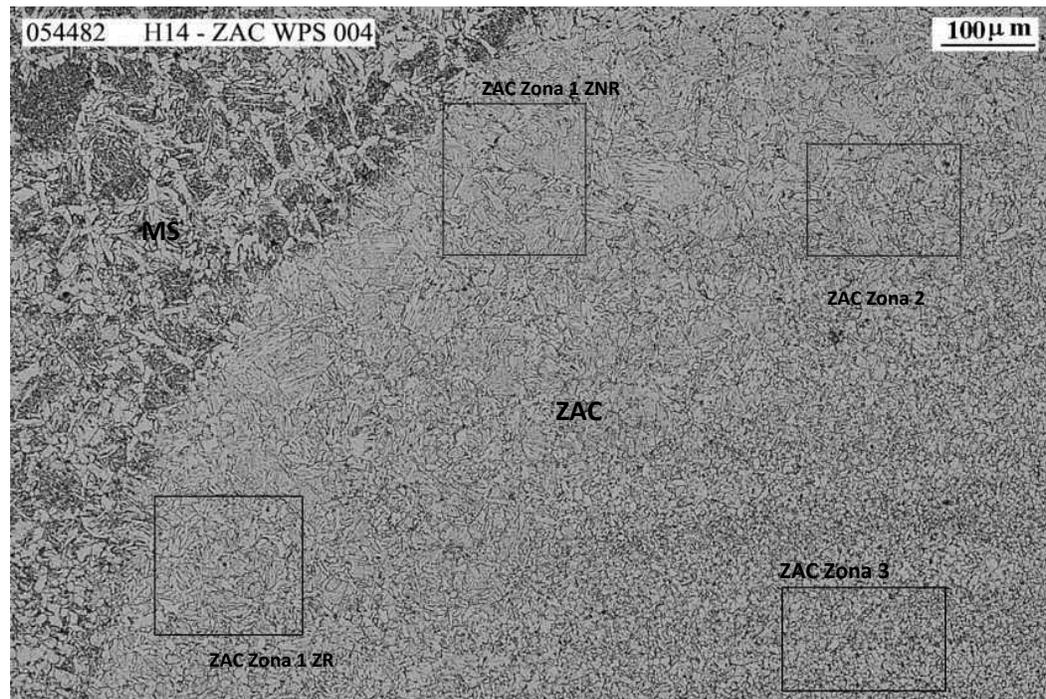


Figura 3- 20. Cordón de soldadura (MS) y Zona Afectada por el Calor (ZAC), Zona 3 (ZCMB), Zona 2 (ZI – Zona intermedia entre la zona más cercana al cordón de soldadura y la Zona más cercana al metal base (ZCMB), Zona 1 Zona revenida, ZR; Zona no revenida, ZNR), probeta H14 (x100)

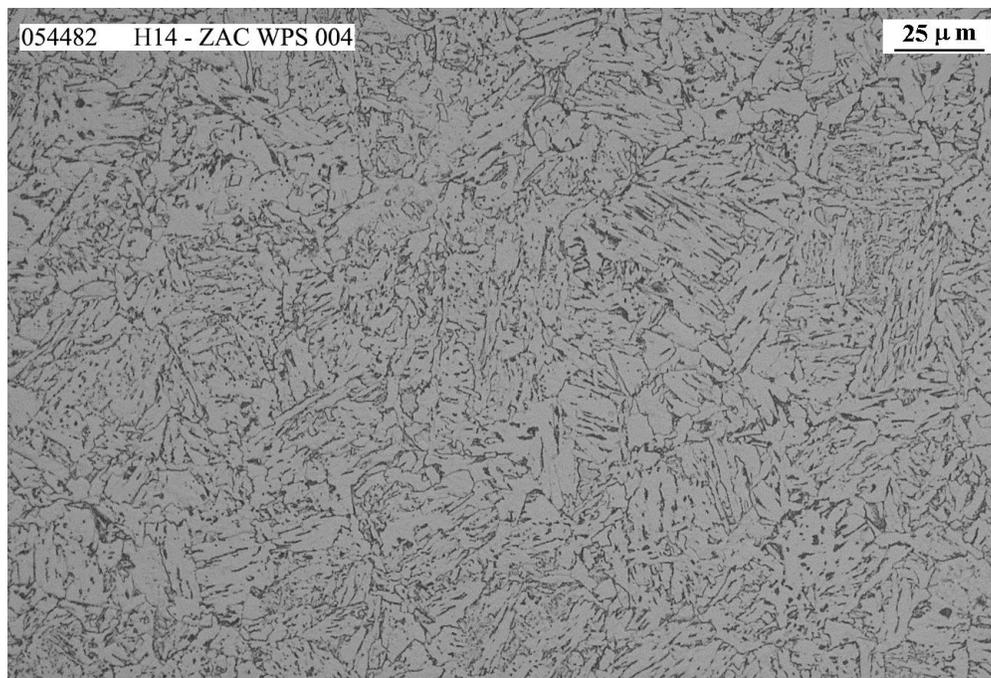


Figura 3- 21. ZAC Zona 1 (ZNR - Zona no revenida) probeta H14 (x400)

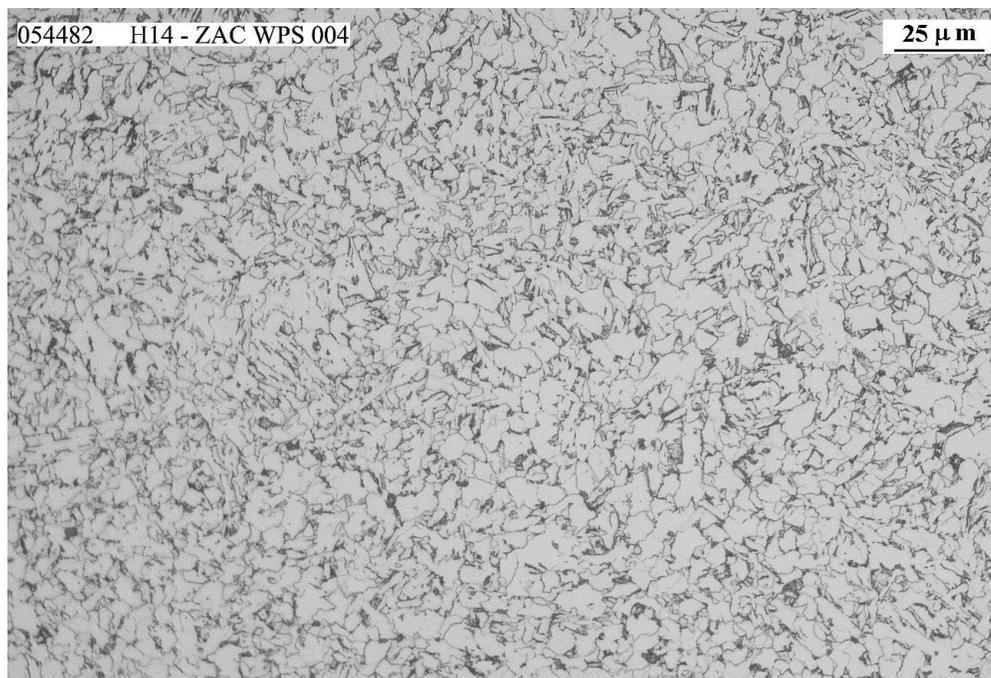


Figura 3- 22. ZAC Zona 1 (ZR - Zona revenida) probeta H14 (x400)

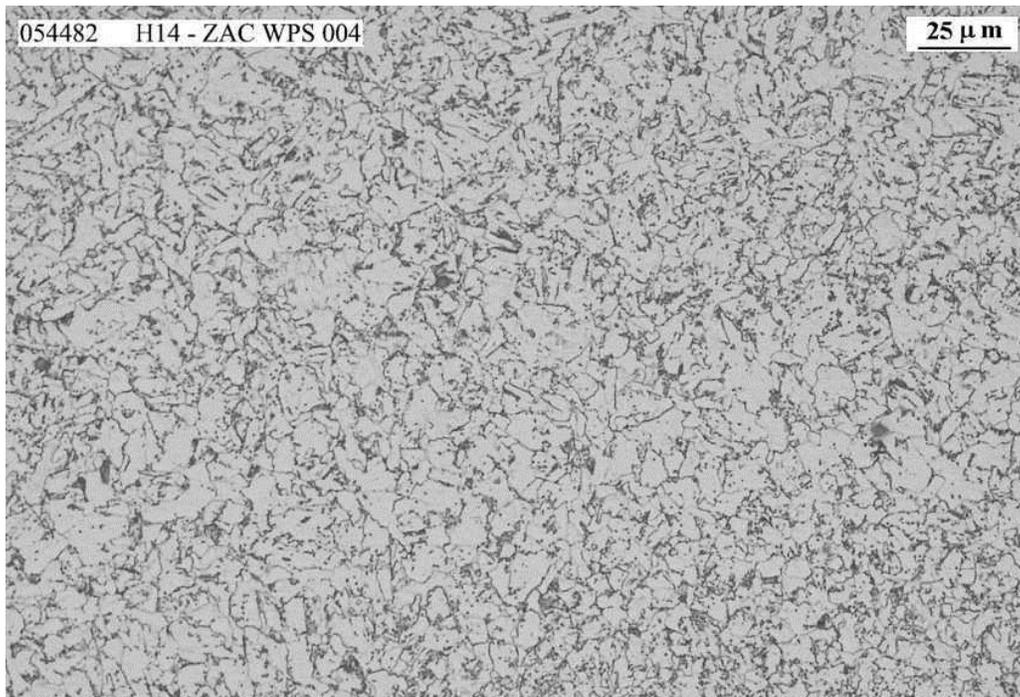


Figura 3- 23. Zona 2 (ZI - Zona intermedia entre Zona más cercana al cordón de soldadura y la Zona más próxima al metal base) probeta H14 (x400)

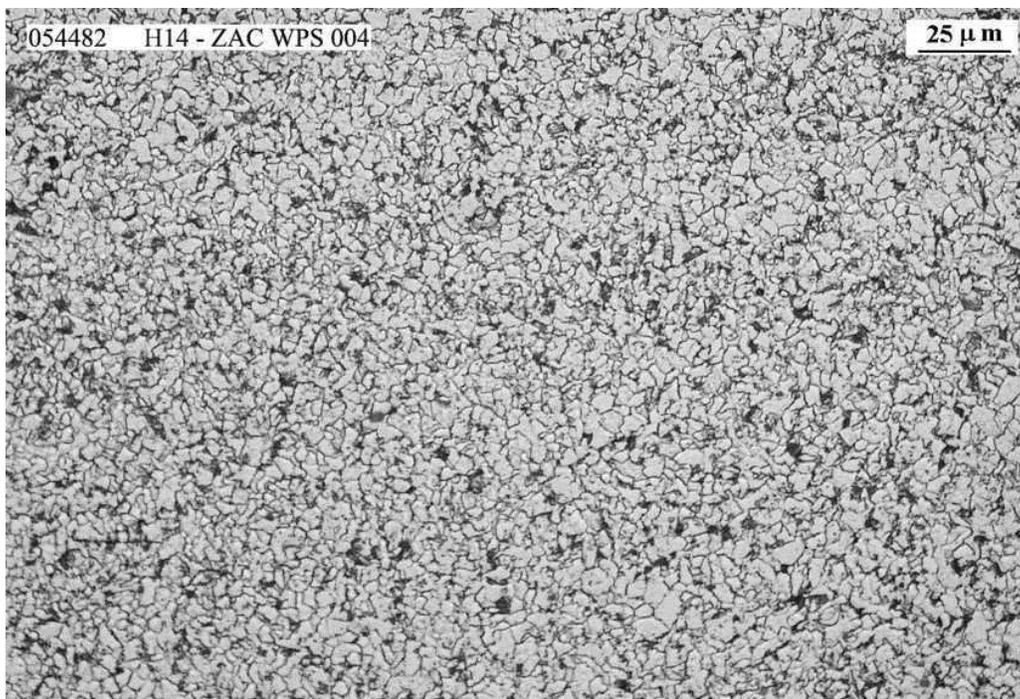


Figura 3- 24. Zona 3 (ZCMB - Zona más próxima al metal base) probeta H14 (x400)

Tabla 3- 21. Resumen microscopía (OM) y tamaño de grano promedio Probeta H14 (Figuras 3-19 a 3-24)

Resultados análisis microestructural y tamaño de grano promedio						
Referencia		Microestructura	Tamaño de grano promedio (No. G) ASTM	Figura	Análisis	
H14 ZAC WPS 004 Proceso GMAW- SCT Probeta Zona media	Zona 1	Zona no Revenida. ZNR	Ferrita mayoritariamente acicular con algo de ferrita equiáxica y perlita, orientación bainítica	7-8 (Austenítico)	3-20/3-21	<p>Zona considerada como de grano grueso (CGZAC), muy cercana a la línea de fusión, los ciclos térmicos con altas entradas de calor favorecen el crecimiento del grano austenítico durante el enfriamiento.</p> <p>La presencia de ferrita acicular y ferrita bainítica contribuyen a la resistencia de la junta soldada. La ferrita acicular se ubica entre los granos de austenita al enfriarse y es considerada como una fase dura debido a su morfología con arreglo entrecruzado [85] [86].</p> <p>La ferrita acicular posee una gran densidad de dislocaciones, granos altamente elongados. La disminución del tamaño de grano de la austenita favorece la nucleación de ferrita bainítica en forma de listones entre los granos de ferrita acicular. El tamaño de grano fino de las ZR, ZI, ZCMB, se debe a que en estas zonas se ha alcanzado menores temperaturas durante los ciclos térmicos de entradas de calor. En la Zona 1 (ZNR) se presenta orientación bainítica en la ferrita (en la bainita superior, el carbono precipita como cementita (Fe_3C) entre los listones de ferrita bainítica) [26]</p>
		Zona Revenida. ZR	Ferrita acicular con ferrita equiáxica y perlita	12-13 (Ferrítico)	3-22	
	Zona 2 ZI (Zona intermedia: zona ubicada entre la zona más próxima al metal de soldadura y la zona más cercana al metal base)	Ferrita mayoritariamente equiáxica con ferrita acicular y perlita	12-13 (Ferrítico)	3-23		
	Zona 3 ZCMB (Zona más cercana al metal base)	Ferrita equiáxica con perlita (parte globulizada)	13 (Ferrítico)	3-24	<p>La perlita se presenta parcialmente globulizada estructura que viene desde el procesamiento del metal base durante su fabricación. Esta condición no influye negativamente en las propiedades mecánicas de la junta soldada.</p>	

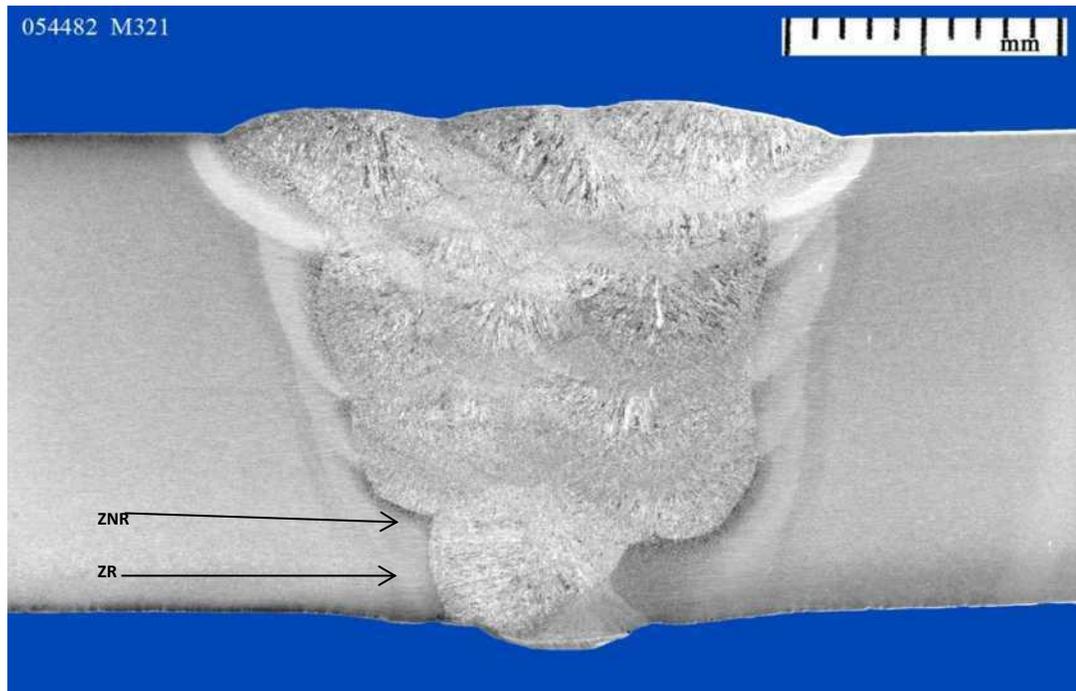


Figura 3- 215. Macrografía probeta M321. (ZR - Zona revenida. ZNR - Zona no revenida)

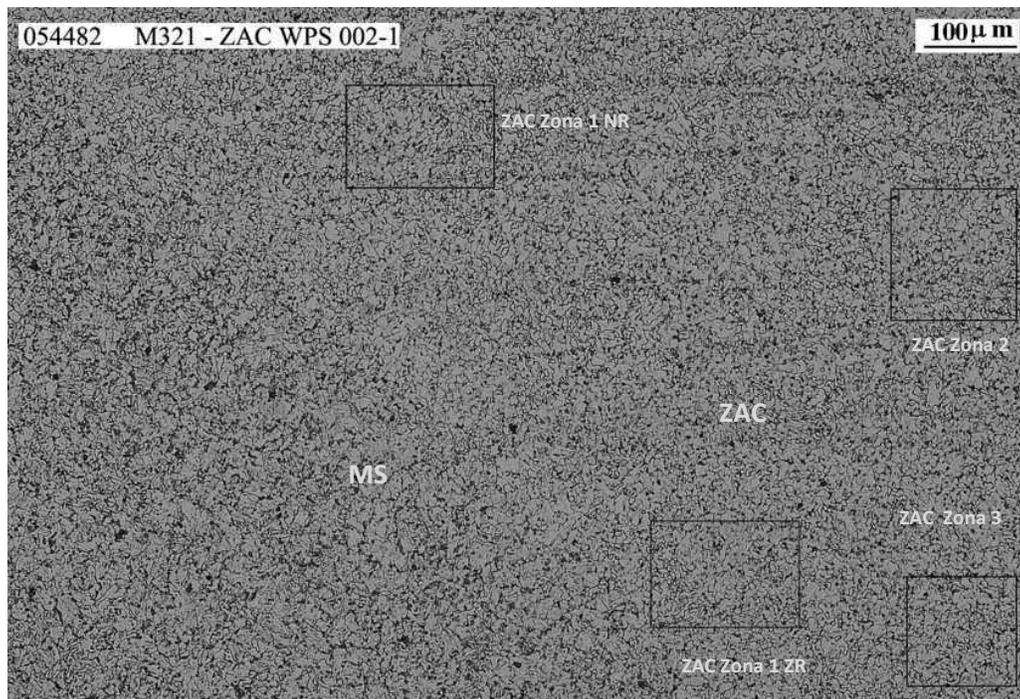


Figura 3- 226. Cordón de soldadura (MS) y Zona Afectada por el Calor (ZAC), Zona 3 (ZCMB), Zona 2 (ZI – Zona intermedia entre la zona más cercana al cordón de soldadura y la Zona más cercana al metal base (ZCMB), Zona 1 Zona revenida, ZR; Zona no revenida, ZNR), probeta M321. (x100)

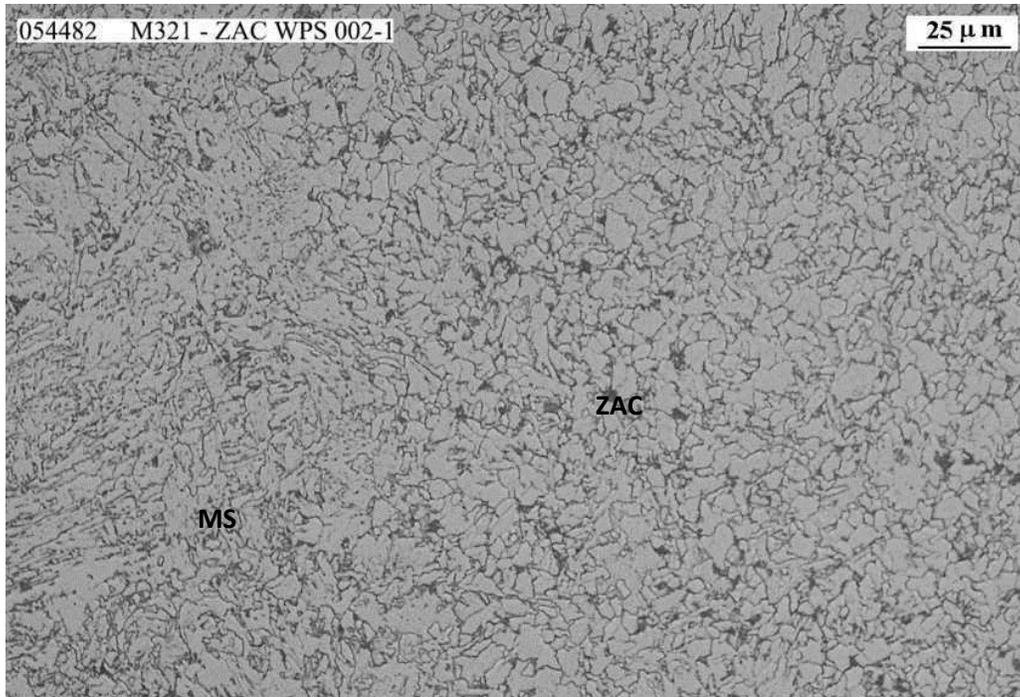


Figura 3- 237. ZAC Probeta M321 (x400)

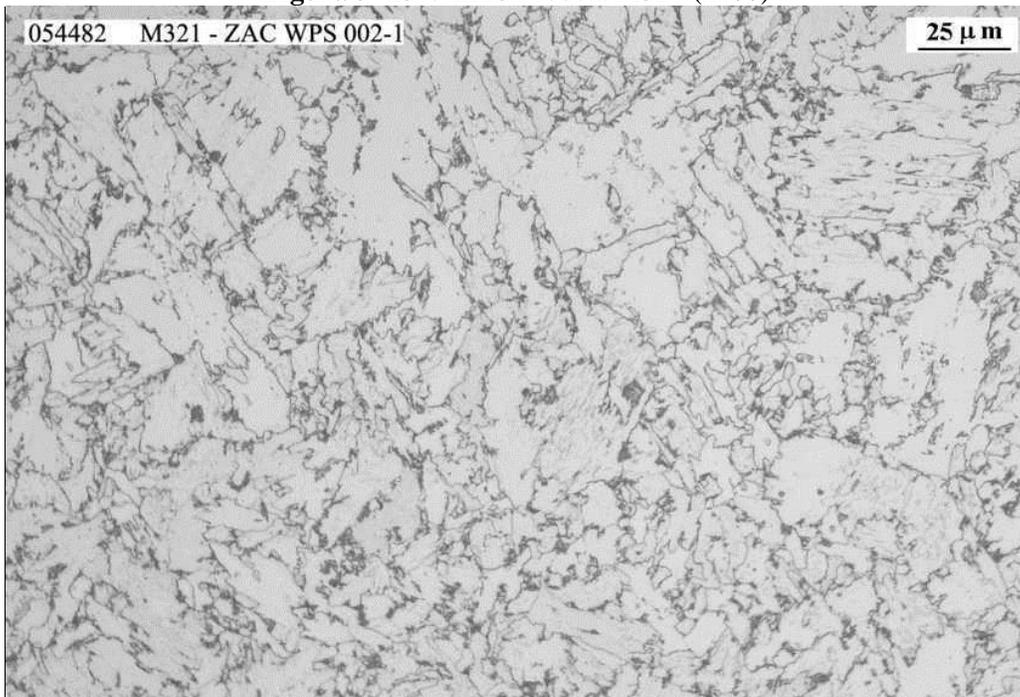


Figura 3- 248. ZAC Zona 1 (ZNR - Zona no revenida) probeta M321 (x400)

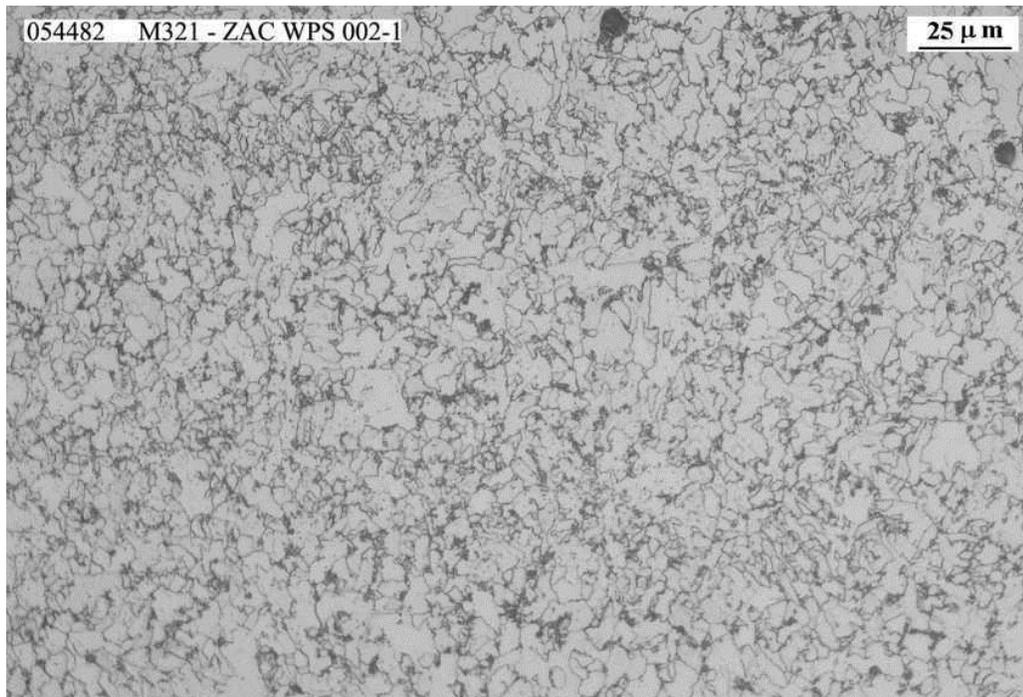


Figura 3- 259. ZAC Zona 1 (ZR - Zona revenida) probeta M321 (x400)

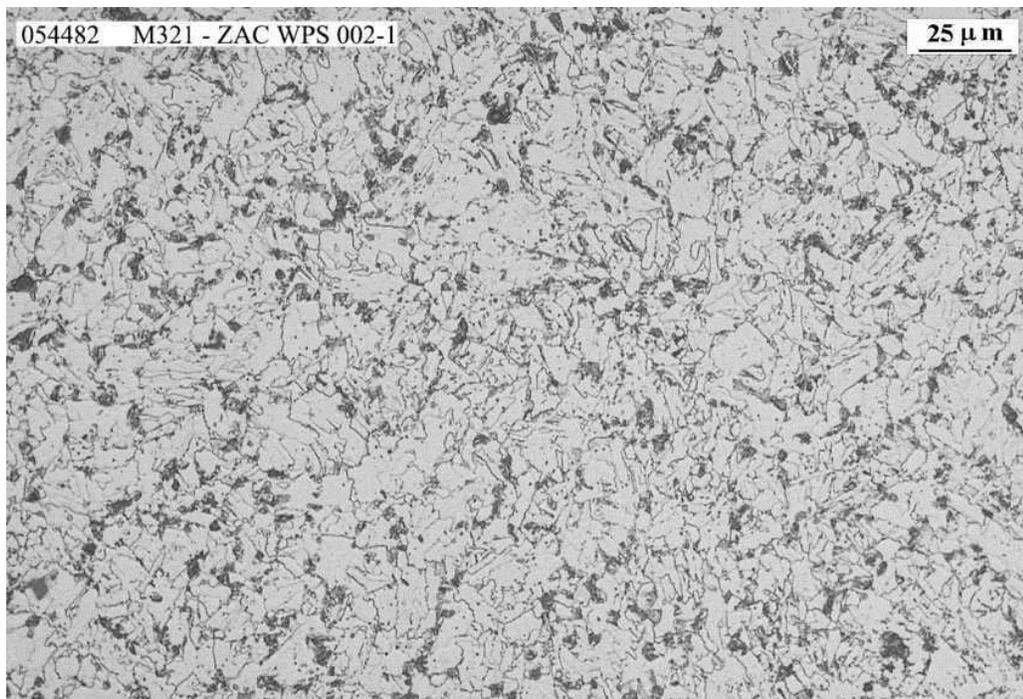


Figura 3- 30. Zona 2 (ZI - Zona intermedia entre Zona más cercana al cordón de soldadura y la Zona más próxima al metal base) probeta M321 (x400)

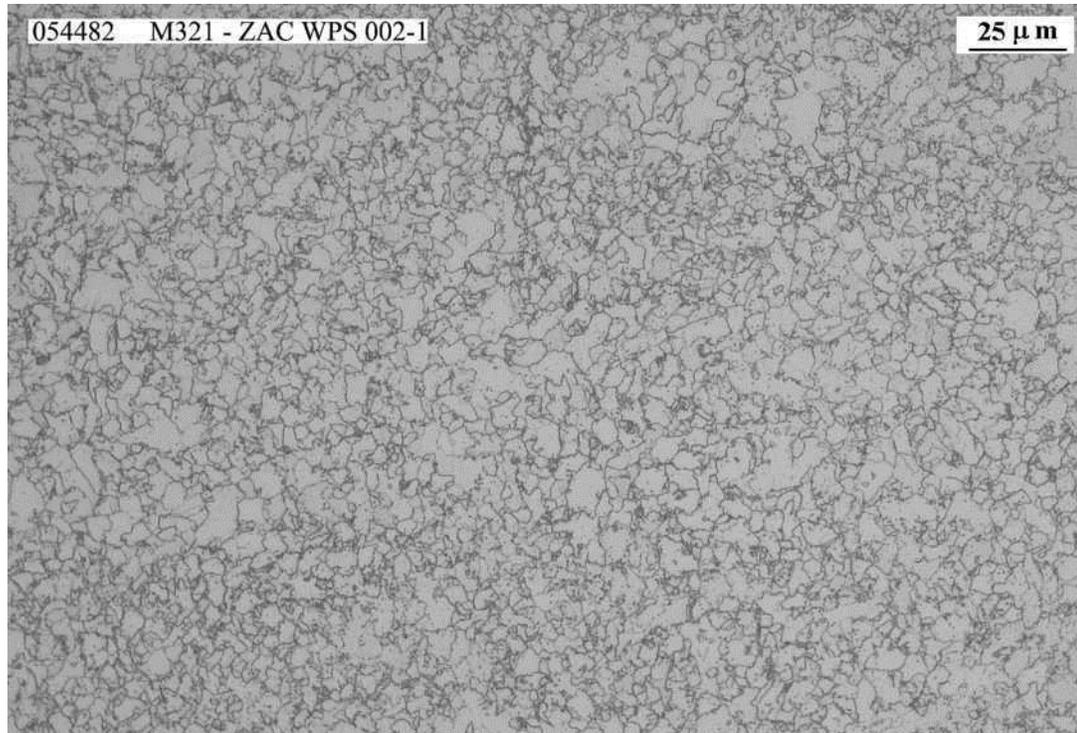


Figura 3- 31. Zona 3 (ZCMB - Zona más próxima al metal base) probeta M321 (x400)

Tabla 3- 22. Resumen microscopía (OM) y tamaño de grano promedio Probeta M321 (Figuras 3-25 a 3-31)

Resultados análisis microestructural y tamaño de grano promedio						
Referencia		Microestructura	Tamaño de grano promedio (No. G) ASTM	Figura	Análisis	
M321 ZAC WPS 002-1 Proceso GMAW STT Probeta Zona raíz	Zona 1	Zona no Revenida. ZNR	Ferrita mayoritariamente acicular con algo de ferrita equiáxica y perlita, orientación bainítica	7-8 (Austenítico)	3-26/3-2/3-28	<p>Zona considerada como de grano grueso (CGZAC), muy cercana a la línea de fusión, los ciclos térmicos con altas entradas de calor favorecen el crecimiento del grano austenítico durante el enfriamiento.</p> <p>La presencia de ferrita acicular y ferrita bainítica contribuyen a la resistencia de la junta soldada. La ferrita acicular se ubica entre los granos de austenita al enfriarse y es considerada como una fase dura debido a su morfología con arreglo entrecruzado [85] [86]. La ferrita acicular posee una gran densidad de dislocaciones, granos altamente elongados. La disminución del tamaño de grano de la austenita favorece la nucleación de ferrita bainítica en forma de listones entre los granos de ferrita acicular. El tamaño de grano fino de las ZR, ZI, ZCMB, se debe a que en estas zonas se ha alcanzado menores temperaturas durante los ciclos térmicos de entradas de calor.</p> <p>En la Zona 1 (ZNR) se presenta orientación bainítica en la ferrita (en la bainita superior, el carbono precipita como cementita (Fe₃C) entre los listones de ferrita bainítica) [26]</p>
		Zona Revenida. ZR	Ferrita mayoritariamente equiáxica y perlita	12-13 (Ferrítico)	3-29	
	Zona 2 ZI (Zona intermedia: zona ubicada entre la zona más próxima al metal de soldadura y la zona más cercana al metal base)	Ferrita mayoritariamente equiáxica con ferrita acicular y perlita	12-13 (Ferrítico)	3-30		
	Zona 3 ZCMB (Zona más cercana al metal base)	Ferrita equiáxica con perlita (parte globulizada)	13 (Ferrítico)	3-31	<p>La perlita se presenta parcialmente globulizada estructura que viene desde el procesamiento del metal base durante su fabricación. Esta condición no influye negativamente en las propiedades mecánicas de la junta soldada.</p>	

3.10.2 Microscopía electrónica de barrido (SEM)

Para los ensayos de microscopía electrónica de barrido (SEM) se utilizaron los siguientes equipos:

- Microscopio electrónico de barrido y espectrómetro de energía dispersiva de Rayos-X (SEM-EDS): Jeol JSM-5910LV- Oxford Instruments INCA X-Act.

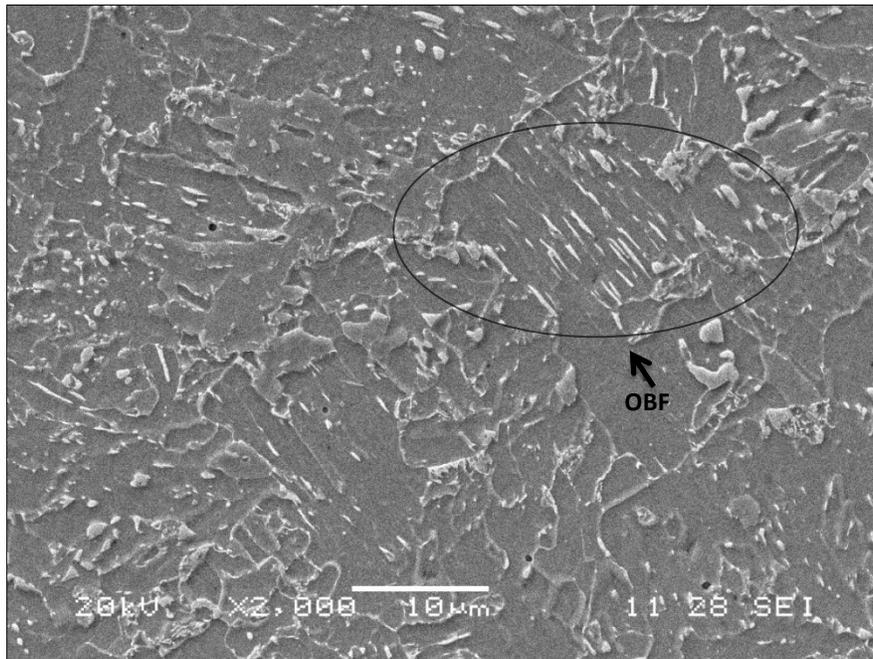


Figura 3- 32. SEM ZAC WPS 002 -1. Zona 1 No Revenida (ZNR) - Probeta M321. Se observa región con orientación bainítica en la ferrita (OBF), caracterizada por la presencia de escamas de cementita y listones de ferrita bainítica, presencia escasa de perlita, ferrita acicular en mayor cantidad.

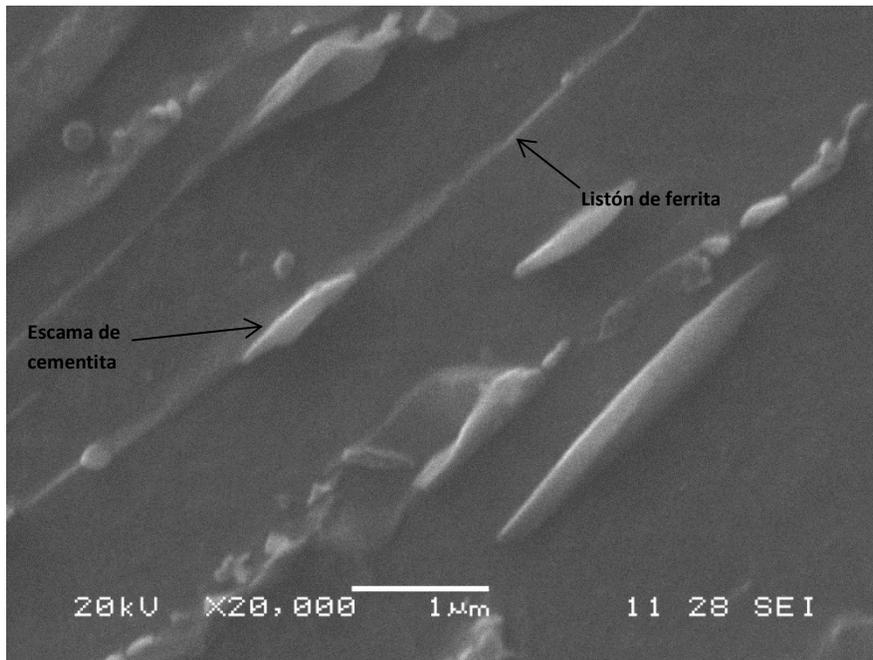


Figura 3- 33. Detalle de la Figura 3-31, Probeta M321 ZAC Zona 1 No Revenida (ZNR). Orientación bainítica en la ferrita (en la bainita superior, el carbono precipita como cementita (Fe_3C) entre los listones de ferrita bainítica. Matriz bainítica

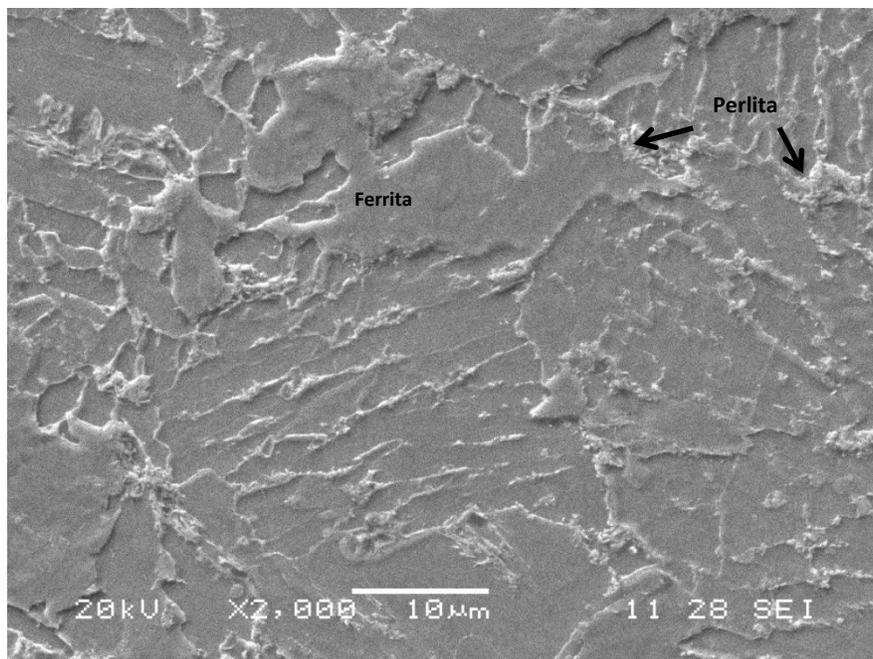


Figura 3- 34. SEM ZAC WPS 001-2. Zona 1 (Zona Revenida ZR) - Probeta M312. Presencia de colonias de perlita, ferrita equiaxica y ferrita acicular.

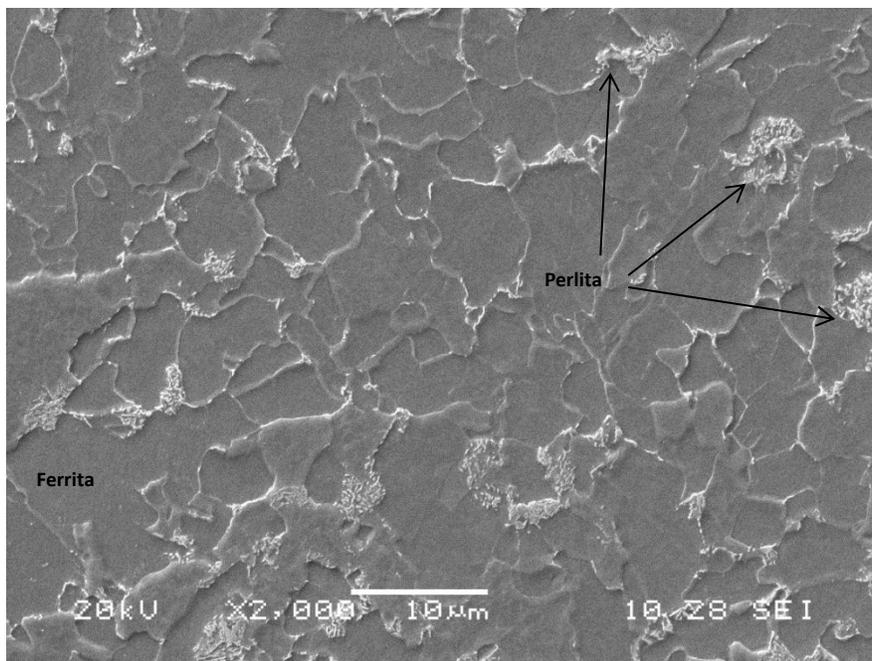


Figura 3- 35. SEM ZAC WPS 002-1. Zona 3 (ZCMB) - Probeta M321. Presencia de colonias de perlita y ferrita equiáxica.

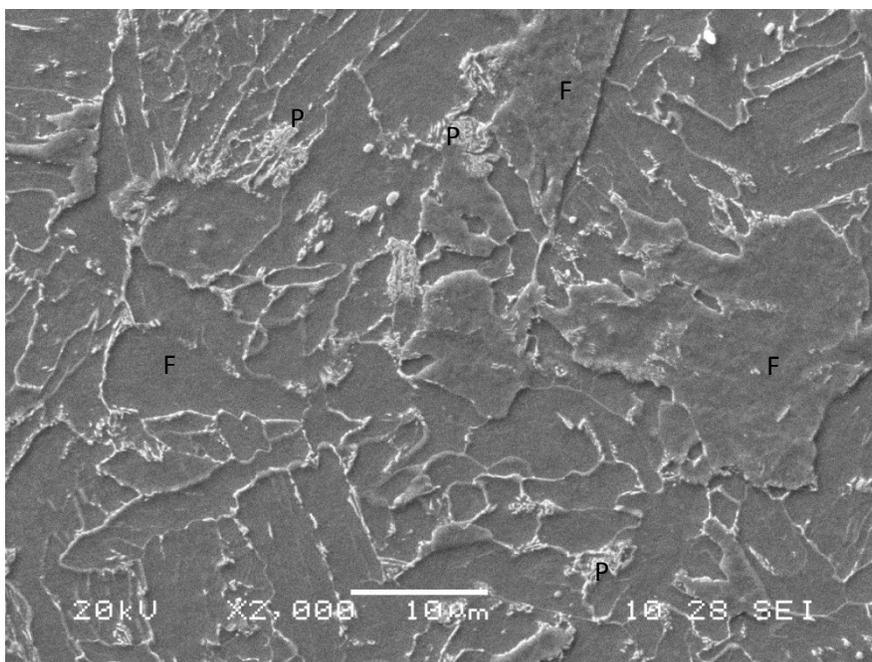


Figura 3- 266. SEM ZAC WPS 004. Zona 2 (ZI) - Probeta H14. Presencia de perlita, ferrita acicular y ferrita mayoritariamente equiáxica.

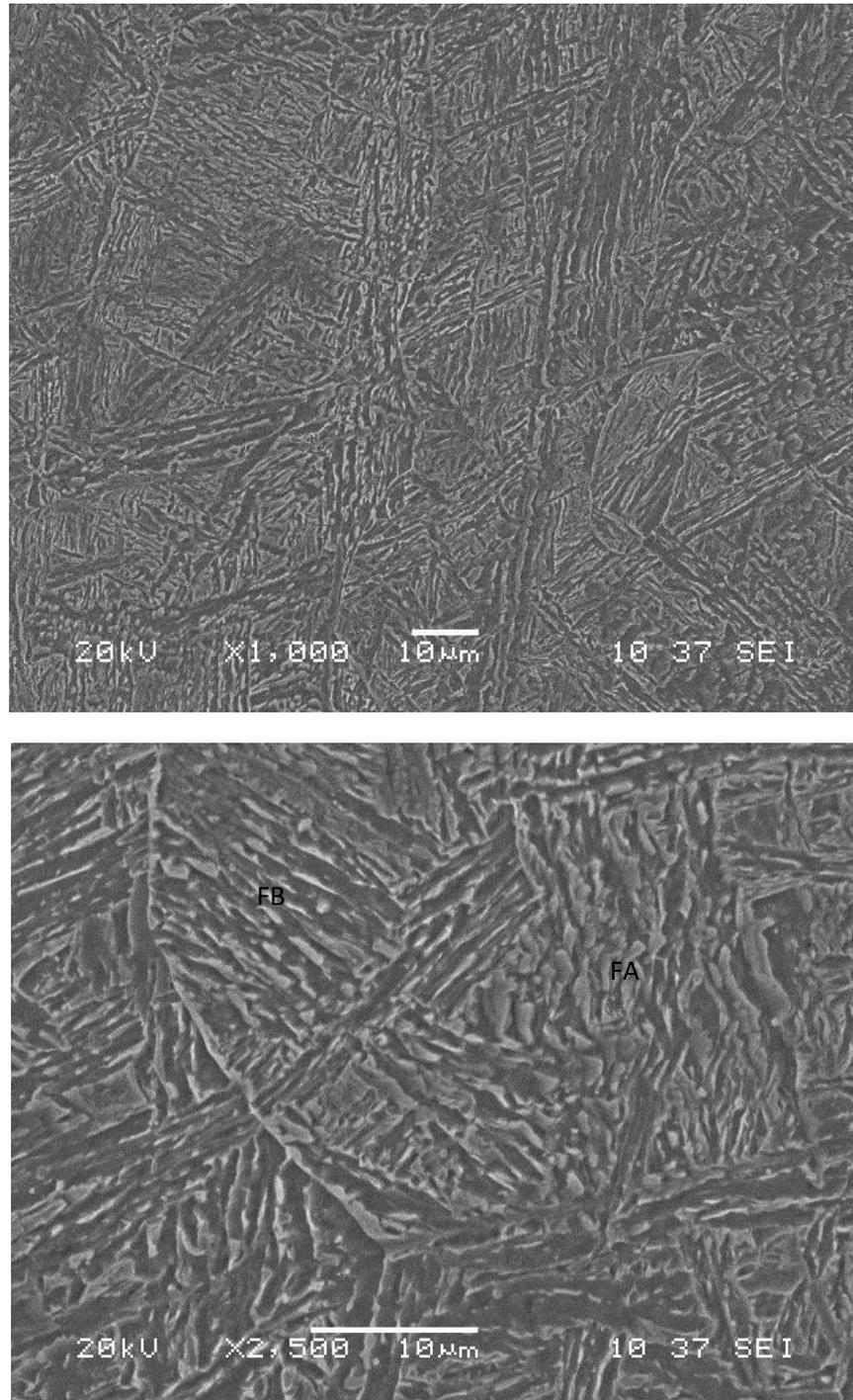
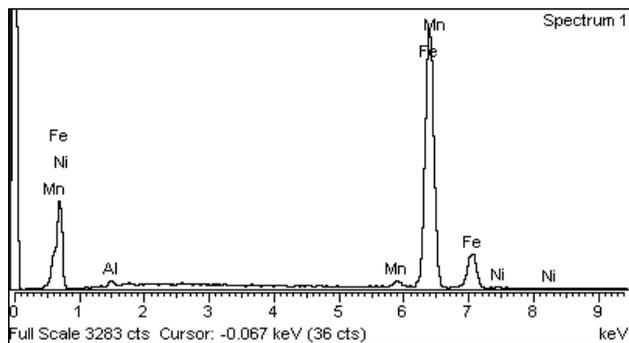
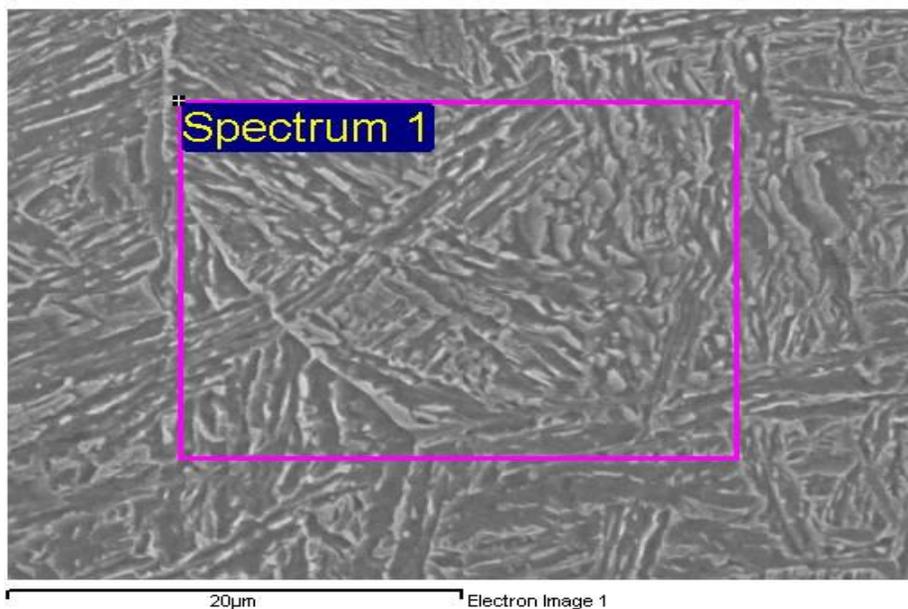


Figura 3- 37. Imagen SEM muestra material de aporte. Microestructura: Ferrita acicular + ferrita bainítica. WPS 003-1. Procesos de soldadura SMAW+FCAW-S

Debido a la alta entrada de calor en la junta de soldadura los componentes formados en la microestructura del metal de aporte son: ferrita acicular, ferrita con segunda fase alineada y ferrita bainítica.



Element	Weight%	Atomic%
Al K	0.91	1.86
Mn K	1.85	1.87
Fe K	96.55	95.62
Ni K	0.69	0.65
Totals	100.00	

Espectro semicuantitativo de elementos de la zona mostrada en la imagen anterior. Metal de aporte.

Figura 3- 38. Zona de análisis mediante EDS, material de aporte

3.11 Análisis del efecto de los procesos de soldadura en la microestructura

En general, más alta entrada de calor conduce a una tasa de enfriamiento más baja lo cual ocasiona que la microestructura del metal de soldadura contenga granos gruesos [27]. Sin embargo, una entrada de calor más baja conlleva a una tasa de enfriamiento rápida lo que resulta en una microestructura fina. Aunque una entrada de calor más baja puede producir granos finos comparado con la de la más alta entrada de calor, la naturaleza intrínseca del proceso también juega un papel importante en la refinación de la microestructura del metal de soldadura.

Mientras que la velocidad de enfriamiento rápido (es decir, la entrada de calor más baja) y la acción mecánica para el proceso de refinación de la microestructura se acoplan, es posible la formación de ferrita acicular con bainita superior. Esta podría ser una de las razones para que las juntas de soldadura consistan, principalmente, de bainita superior y ferrita acicular en la zona de grano grueso y la soldadura (MS y ZAC ZNR).

Debido a la alta entrada de calor, ocurrieron transformaciones de fase en todos los procesos de soldadura. Las variaciones en el metal de aporte y la composición química del metal base conducen a las variaciones térmicas en el metal de soldadura y metal base al igual que a la solidificación del metal de soldadura. La velocidad de enfriamiento lenta puede reducir la energía interfacial entre la austenita y la ferrita, lo cual ocasiona la formación de ferrita acicular. Una microestructura de ferrita acicular tiene la posibilidad de combinar alta resistencia con alta tenacidad [28].

La estabilidad microestructural es mayor en la ferrita acicular comparada con la bainita en las temperaturas más altas [29] debido a la alta entrada de calor.

3.12 Análisis del efecto de los procesos de soldadura en las propiedades mecánicas

El metal de soldadura es comparativamente más fuerte, y las propiedades de la junta de soldadura son controladas por la composición química del metal de soldadura y la microestructura. Los elementos fuertemente formadores de carburo/nitruro, como el Nb, Ti, tienen muy limitada la solubilidad en la ferrita y austenita, y normalmente los precipitados actúan como dispersión fina de carburos, nitruros y/o carbonitruros y contribuyen a la resistencia debido al endurecimiento por precipitación [30]. Esta podría ser la razón por la que la resistencia de todas las juntas se incrementa comparadas con la resistencia del metal base. La elongación del punto de fluencia es consecuencia de la interacción de los átomos de soluto y el movimiento de las dislocaciones [31]. No obstante que las probetas hayan fallado por el metal base durante el ensayo de tensión, y los valores de resistencia del material de soldadura y la de la ZAC obtenidos fueran menores que la resistencia del metal base, el resultado es satisfactorio, siendo este uno de los principales requerimientos a cumplir por las juntas de soldadura en tubería de línea para evitar la acción de esfuerzos localizados o fractura en la ZAC y metal de soldadura bajo carga.

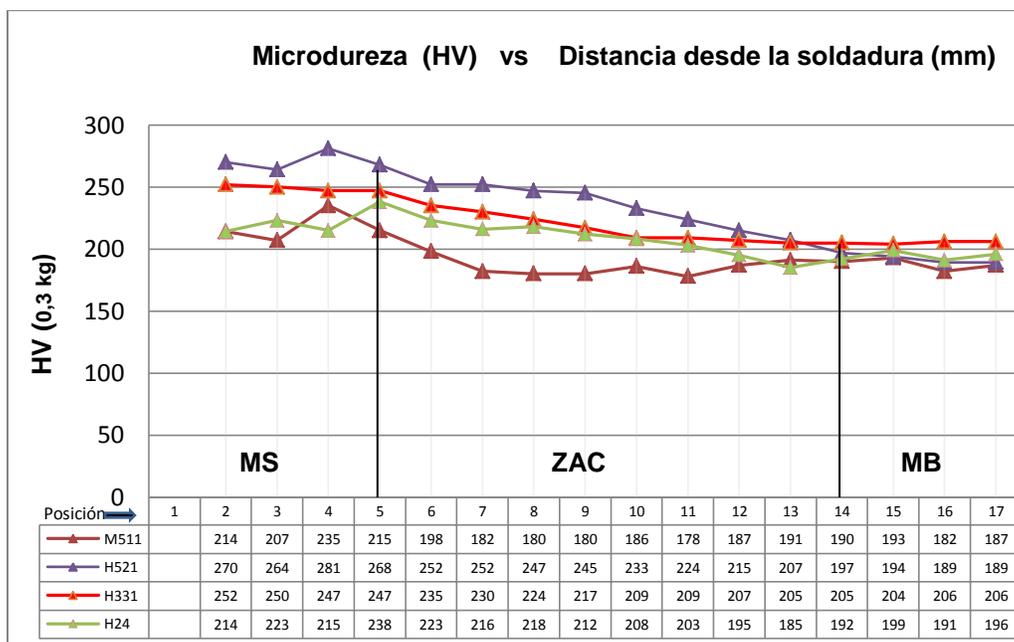
El incremento en la resistencia se le atribuye al grano fino de la microestructura consistente de ferrita acicular, ferrita equiáxica y bainita superior. La presencia de ferrita acicular con perlita es una excelente combinación de alta resistencia y tenacidad en el metal de soldadura y la ZAC [34].

3.13 Análisis del efecto de los procesos de soldadura en la microdureza

La microestructura de la junta de soldadura en la zona de fusión contiene ferrita acicular, ferrita equiáxica, ferrita bainítica con carburos y perlita, lo cual podría ser la razón para los más altos valores de microdureza. El incremento de la HV hacia la zona de la soldadura y la zona de grano grueso (Zona 1, ZAC ZNR) se debe a la presencia de la microestructura de grano distorsionado comparada con la zona de grano fino (ZONA 1 ZR, ZI) de la ZAC. Todas las probetas que fueron ensayadas rompieron a lo largo de la región que presentó los menores valores de

microdureza: el metal base, excepto para las probetas pertenecientes a la combinación de procesos SMAW+GMAW SCT que fallaron por la zona de la soldadura, a un valor inferior al mínimo requerido, debido a la presencia de porosidad en el cordón de soldadura. Los perfiles de microdureza HV de las juntas soldadas están de acuerdo con las propiedades de resistencia resultantes en los niveles de resistencia más altos, intermedios y bajos. Los mayores valores de microdureza fueron encontrados en el área en donde el tamaño de grano de la austenita madre (prior-austenite) fue relativamente menor que el más cercano a la línea de fusión [32] y también la alta dureza conforme a la micro-segregación de los elementos aleantes en estas regiones [33]. Todos los valores de microdureza encontraron los requerimientos de las especificaciones de la tubería de línea y estuvieron muy por debajo del valor crítico (350 HV) para el agrietamiento en frío de la soldadura [35].

Gráfico 3- 27. Comparativo de perfil de microdurezas probetas M511, H521, H331, H24



En el Gráfico 3-27 se muestra el comparativo de los perfiles de HV obtenidos en los ensayos en el metal de soldadura (MS), zona afectada por el calor (ZAC) y metal base (MB) de cuatro

probetas representativas de cada uno de los procesos de soldadura aplicados. En el metal base MB se puede observar que en todos los casos la dureza presenta progresión ligeramente descendente o uniforme. La probeta M511 soldada con el proceso SMAW presentó los valores más bajos (188 HV promedio), lo cual es un indicativo de que esta probeta con mayor calor de entrada presenta mayor sensibilidad al efecto térmico debido al mayor calor de entrada con una menor velocidad de enfriamiento. Lo anterior promueve la precipitación de mayor porcentaje de microestructura blanda como la ferrita en el MB. Se puede afirmar que en esta zona la junta soldada se está disminuyendo levemente su resistencia mecánica en comparación con el valor promedio de 195 HV obtenido originalmente en el MB antes de ser soldado.

En la ZAC se observa aumento en la dureza a medida que se aproxima a la ZAC desde el metal base, en todas las probetas; los mayores valores de HV los registra la probeta H521 (promedio 234 HV, soldada con los procesos GMAW STT+FCAW-S), esto debido a su mayor sensibilidad al efecto térmico de estos procesos de soldadura por su baja entrada de calor con mayores velocidades de enfriamiento, lo cual hace que se formen microestructuras duras como la bainita superior en la zona más próxima al MS, esto incrementa la resistencia mecánica en esta zona de la junta de soldadura inclusive mayor a la del MB.

En el MS se obtuvo durezas promedio de 218 HV en la probeta M511, 223 HV en la probeta H24, 249 HV en la probeta H331, y 271 HV en la probeta H521, las cuales son valores normales de los metales de aporte E8010-G, ER70S-6, E81T8-G, respectivamente, utilizados en los procesos de soldadura de esta aplicados en esta investigación.

Conclusiones y recomendaciones

4.1 Conclusiones

Este estudio investigó la influencia que ejerce la entrada de calor en las propiedades mecánicas y micro-estructurales finales de la zona afectada por el calor (ZAC) en juntas soldadas de tubería para transporte de hidrocarburos API 5L Gr. X65. Basado en el análisis de los resultados obtenidos en el Capítulo 3, las siguientes son las conclusiones principales:

El aporte de calor en las juntas de soldadura tuvo efecto en sus propiedades mecánicas y metalúrgicas, por lo que es primordial la selección apropiada de los parámetros de soldadura que se van a emplear en la aplicación de soldadura en la tubería de línea.

Con el aporte de calor recibido durante aplicación de la soldadura, la resistencia a la tensión de las juntas soldadas de la tubería disminuyó levemente (3%, promedio, aprox.), con respecto a la resistencia a la tensión del metal base; las juntas soldadas fallaron en el metal base, pero los resultados obtenidos cumplieron con los criterios de aceptación requeridos por el estándar API 1104.

De los cuatro procesos de soldadura utilizados, la aplicación combinada de los procesos SMAW+GMAW-SCT aportó la más baja entrada de calor promedio (0,91 kJ/mm) al ensamble de soldadura comparado con los procesos SMAW+FCAW-S, GMAW STT+FCAW-S y SMAW los cuales aportaron a su respectivo ensamble soldado, promedios de, 0,99 kJ/mm, 1,06 kJ/mm y 1,24 kJ/mm, respectivamente.

La entrada de calor, el precalentamiento y composición química influyeron en la formación de las microestructuras de todas las juntas soldadas; se obtuvo mayoritariamente ferrita acicular en la zona no revenida (ZNR) o región de grano grueso de la ZAC. La microestructura original del metal base, compuesta principalmente por ferrita, fue transformada en ferrita acicular, ferrita equiáxica, y bainita superior.

La formación de las fases bainita ferrítica, ferrita equiaxica, ferrita acicular y perlita, típico para todas las juntas de soldadura, fue un factor significativo que contribuyó a la resistencia y tenacidad de la ZAC en las juntas soldadas.

La microdureza Vickers (HV) de las juntas soldadas de la tubería API 5L Gr. X65 fue diferente de zona a zona debido a la microestructura formada en cada zona. La HV decreció con el incremento de la distancia desde la soldadura hacia el metal base. La entrada de calor tuvo efecto menor sobre la microdureza del metal base y de la ZAC ZCMB (Zona más próxima al metal base).

Los mayores valores de microdureza HV se obtuvieron en los ensambles soldados con los procesos SMAW+FCAW-Innershield (WPS 003-1) y GMAW STT+FCAW-Innershield (WPS 002-1). Los menores valores de microdureza HV se encontraron en los ensambles soldados con proceso SMAW.

El tamaño de grano promedio ASTM 12 a 13 obtenido durante el proceso de fabricación de la tubería se mantuvo después de la aplicación de la soldadura en todos los ensambles excepto para la región de la Zona Afectada por el Calor (ZAC) más cercana al cordón de soldadura (zona de fusión) en donde se encontró tamaño de grano promedio ASTM 7 a 8.

En concordancia con los resultados obtenidos se puede inferir que existió afectación térmica de las juntas soldadas de la tubería API 5L Grado X65, la cual produjo variaciones de diferentes magnitudes en las propiedades mecánico-metalúrgicas que modificaron el desempeño de las uniones soldadas según se pudo observar en los resultados obtenidos.

4.2 Recomendaciones - Trabajo futuro

Basados en la evaluación microestructural y las propiedades mecánicas obtenidas a lo largo de las juntas de soldadura del acero HSLA API 5L Gr. X65 estudiado, se recomienda por eficiencia y rendimiento principalmente la utilización de procesos de soldadura semiautomáticos y específicamente la combinación de procesos de soldadura SMAW+FCAW-Innershield y GMAW STT+FCAW-Innershield, ya que estas combinaciones suministran las mejores técnicas

de soldadura que brindan la suficiente resistencia y menor variación en las propiedades mecánicas a través de las juntas soldadas.

Es importante tener presente la necesidad de la realización del precalentamiento de la junta a soldar que permita enfriamientos lentos, y propicie la formación de microestructuras que brinden propiedades mecánicas que garanticen la integridad de la junta de soldadura.

En la parte experimental, se recomienda utilizar durante la aplicación de la soldadura, termocuplas adaptadas al ensamble que se va a soldar, que permitan medir las diferentes temperaturas alcanzadas durante la aplicación de la soldadura, principalmente los diferentes ciclos térmicos y los tiempos de enfriamiento que se presenten sobre la línea de fusión y la ZAC de las juntas de soldadura.

Anexos

Anexo A

- Microscopía óptica (OM) y Microscopía electrónica de barrido (SEM)
- Tablas de Heat Input (HI) y velocidad de avance (S) WPS 001-2, WPS-002-2, WPS 003-2.
- Resultados de los ensayos mecánicos realizados para calificar los cuatro (4) procedimientos de soldadura. Lincoln Soldaduras Colombia.
- Copia estándar API 1104, Welding of Pipelines and Related Facilities; criterios de aceptación para calificar los procedimientos de soldadura. Página 16.
- Copia especificación API 5L, Specification for Line Pipe; criterios de aceptación para tubería API 5L Gr. X65. Páginas 29, 30, 32, 33.

Anexo B

- Fotografías. Aplicación de soldadura. Equipos de soldar
- Videos. Aplicación de soldaduras. Procesos de soldadura

Bibliografía

- [1]. Askeland Donal R., Phulé Pradeep P., Ciencia e ingeniería de los materiales, Cengage Learning Editores, 4ª ed., p. 341. México. 2010.
- [2]. ASM Metal Handbook, Vol 1, Properties and selection irons. USA, p. 655. 2005.
- [3]. Stout R.D and W. D, Doty. Weldability of steels, 3rd ed., S. Epstein and R.E. Somers, ED. Welding Research Council, New York, 1978.
- [4]. ASM Metal Handbook, Vol 4, Heat Treating. USA, p. 17, 2005.
- [5]. Grong O and D.K. Matlock, microstructural development in mild and low alloy Steel weld metals, Int. Met. Rev., Vol 31 (No. 1), 1986, p. 27-48.
- [6]. Harrison P.L. and Farrar R.A., Application of Continuous Cooling Transformation diagrams of steels, Int. Mater. Rev., Vol 34 (No. 1), 1989, p. 35-51.
- [7]. Mohandas T., Madhusundan G., Reddy B. Satish Kumar. Heat- affected zone softening in high-strength low-alloy steels. Defense metallurgical research laboratory, (DMRL). Wrangal, India. ELSEVIER, Journal of materials processing technology, 1999.
- [8]. ASM Metal Handbook. Solid-State Transformations in Weldments. Vol 6, p. 180, 2005.
- [9]. Radaj D. "Heat effect of welding. Temperature field, residual stress, distortion". Publ. Springer-verlag, Berlin Heidelberg, 1992.
- [10]. Easterling K. 'Introduction to the physical metallurgy of welding', 2nd ed, 183 – 187; 1992, Oxford, Butterworths.
- [11]. LI, H., CHEN, D. DUNE AND CROKER A. 'Materials 98', Proc. Biennial Conf. of the Institute of Materials Engineering, Australasia, Vol. 1, 301 – 306; 1998, Wollongong, NSW, Australia, Wollongong University Press.
- [12]. Haze T. and Aihara S. "Metallurgical factors controlling HAZ toughness in HT50 steels". Publ. IIW Doc IX-1423-86. 2010.
- [13]. Salazar Mónica, Mabel Ramini de Rissone. Efecto del procedimiento de soldadura sobre las propiedades de uniones soldadas de aceros microaleados para cañería. Soldagem Insp. Sao Paulo, Vol. 14, No. 1, p.036-046, 2009.

- [14]. American Welding Society. Metals and their weldability, Welding Handbook Vol 4, USA. 2010.
- [15]. Asme Code B31.4 for Pressure Piping. Pipeline Transportation Systems for Liquid Hydrocarbons and Other Liquids, 2012.
- [16]. ASM Metal Handbook. Shielding-Metal Arc Welding. Vol 6, p. 558, 559. 2005.
- [17]. Ragu Nathan S., Balasubramanian V., Malarvizhi S., Rao, A. G., Effect of welding processes on mechanical and microstructural characteristics of high strength low alloy naval grade steel joints. Department of Manufacturing Engineering, Annamalai University, Annamalai Nagar, 608 002, India Centre for Materials Joining & Research (CEMAJOR), Naval Materials Research Laboratory (NMRL), Ambarnath, Mumbai, 421 506, Maharashtra, India 2015.
- [18]. ASM Metal Handbook. Gas-Metal Arc Welding. Vol 6, p. 571, 572. 2005.
- [19]. STT GMAW Process. Publication E4.52 3/05. Lincoln Electric. USA, 2009.
- [20]. ASM Metal Handbook. Flux cored- Arc Welding. Vol 6, p. 582, 584. 2005.
- [21]. Aloraier A.S., Ibrahim R.N., Ghajel J. Eliminating post-welding heat treatment in repair welding by temper bead technique: role bead sequence in metallurgical changes. Department of mechanical engineering, Monash University, Australia, Page 393, 2004
- [22]. Omweg, G. M. et al. "Effect of welding parameteres and H₂S partial pressure on the on the susceptibilty of welded HSLA steels to sulfide stress cracking". Welding Journal, USA, 82(6), p. 136-s-144-s, 2003.
- [23]. Li, Y., Wang, and Liu, "Fine structure in the inter-critical heat-affected zone of HQ130 super-high strength steel" Bull. Mater. Sci., Vol 26, N 2, pp. 273-278, 2003.
- [24]. ASM Metals Hanbook. Solid-State Transformations in Weldments Vol 6, p. 1104. 2006
- [25]. Dunne D., Tsuei H. and Li H. Structural characteristics of multipass flux cored arc steel welds. IOM Communications Ltd. Published by Maney for the Institute of Materials, Minerals and Mining. 2003.
- [26]. Bhadeshia, H.K.D.H., Honeycombe, R.W.K., Steels Microstructure and Properties, Butterworth-Heinemann, 2011
- [27]. Zhang Ying-qiao, Zhang Han-qian, LI Jin-fu, LIU Wei-ming. Effect of heat input on microstructure and toughness of coarse grain heat affected zone in Nb microalloyed HSLA steels. J Iron Steel Research Inter 2009; 16(5):73 – 80.
- [28]. Lee CH, Bhadeshia HKDH, Lee HC. Effect of plastic deformation on the formation of acicular ferrite. Mater Sci Eng A 2003; 360:249 - 57.

- [29]. Wan XL, Wei R, Wu KM. Effect of acicular ferrite formation on grain refinement in the coarse-grained region of heat affected zone. *Mater Charact* 2010; 61:726 - 31.
- [30]. Brown IH. The role of microsegregation in centerline cold cracking of high strength low alloy steel weldments. *Scr Mater* 2006; 54:489 - 92.
- [31]. Momeni A, Arabi H, Rezaei A, Badri H, Abbasi SM. Hot deformation behavior of austenite in HSLA-100 microalloyed steel. *Mater Sci Eng A* 2011; 528:2158 - 63.
- [32]. Lambert A, Drillet J, Gourgues AF, Stuel T, Pineau A. Microstructure of martensite - austenite constituents in heat affected zones of high strength low alloy steel welds in relation to toughness properties. *Sci Technol Weld Join* 2000; 5(3):168 - 73.
- [33]. Brown IH. The role of microsegregation in centerline cold cracking of high strength low alloy steel weldments. *Scr Mater* 2006; 54:489 - 92.
- [34]. Sun Weihua, Wang Guodong, Zhang Jiming, Xia Dianxiu, Sun Hao. Microstructural characterization of high heat input welding joint of HSLA steel plate for oil storage construction. *J Mater Sci Technol* 2009; 25(6):857 - 60.
- [35]. Bruce W.A, Boring M.A, Comparison of methods for predicting safe parameters for welding onto in-service pipelines, 2006 International Pipeline Conference, Calgary, Canada; September 25–29, 2006.
- [36]. Ehsan Gharibhahiyani, Abbas Honarbakhsh Raouf, Nader Parvin, Mehdi Rahimian. R&D Department Oghab Afshan Industrial & Manufacturing Company, Semman – Irán. Engineering Faculty, Materials Department Semman University, Damghan, Semman, El efecto de la microestructura sobre la dureza y la tenacidad de un acero de bajo carbono soldado utilizando soldadura con gas inerte. *ELSEVIER, materials and design*. Irán. 2010.
- [37]. Srinivasan K, V Balasubramanian. Department of Manufacturing Engineering, Annamali University, Tamilnadu, Efecto de la entrada de calor en la generación de humos y las propiedades de la junta soldada de acero inoxidable austenítico con el proceso GMAW. India. 2011.
- [38]. Altino J.R. Loureiro. Department of Mechanical Engineering, University of Coimbra, Phinal de Marrocos, 3030 Coimbra, Portugal. Efecto de la entrada de calor sobre la deformación plástica de soldaduras disímiles. 2002.
- [39]. M. Eroglu, M. Aksoy, N. Orhan. University of Firat, Faculty of Engineering, Department of Metallurgical Engineering, Elazig, Turkey. Efecto del tamaño de grano grueso inicial sobre la microestructura y las propiedades mecánicas del metal de soldadura y la HAZ de un acero de bajo carbono. 1999.
- [40]. A.S. Aloraier, R.N. Ibrahim, J. Ghajel. Department of Mechanical Engineering. Monash University, P.O. Box 197. Caulfield East, Vic. 3145, Australia. Eliminación del tratamiento térmico post-soldadura (PWHT) en las reparaciones por soldadura mediante la técnica de

revenido con aplicación del cordón de soldadura: papel de la secuencia de aplicación del cordón en los cambios metalúrgicos. Elsevier Journal of materials processing technology 2004.

[41]. Soon-Ju Kwon, Sei J. Oh, Joo Hag Kim, Sangho Kim and Sunghak Lee. Department of Materials Science and Engineering, Pohang University of Science and Technology, Pohang, 790-784 Korea Nuclear Materials Technology Development Team, Korea Atomic Energy Research Institute, Análisis de MOSSBAUER de las zonas afectadas por el calor (ZACs) de una junta del acero SA 508 Clase 3. C = 0.18%. 1998.

[42]. Sadegh Moeinifar, Amir Hossein Kokabi, Hamid Reza Madaah Hosseini. Department of Materials Science and Engineering, Sharif University of Technology, Azadi Avenue. Tehran, Iran. Efecto del Proceso de soldadura por arco sumergido con electrodos múltiples (TSAW) y los parámetros del simulador de ciclos térmicos Gleeble sobre las propiedades de la intercrítica zona afectada por el calor (ZAC) recalentada. 2010

[43]. Lomozik M, Departamento de soldabilidad y fabricaciones soldadas. The Welding Institute, Gliwice. Efecto de los ciclos térmicos de soldadura en los cambios estructurales en la zona afectada por el calor (ZAC) y en sus propiedades en juntas soldadas en aceros de baja aleación. Welding International, p. 845-850, 2009.

[44]. Poorhaydari, K., Patchett, B. M. and IVEY, G. Estimation of cooling rate in the welding of plates with intermediate thickness, Welding Journal Oct. 2005 p. 149 – 155.

[45]. American Petroleum Institute, Specification for Line Pipe – API Specification 5L, 45rd Ed. 2013.

[46]. Bott, I., De Souza, L.F.G., Texeira, J.C.G. and Rios, P.R. High-Strength Steel Development for Pipeline : A Brazilian Perspective, Metallurgical and materials transactions A, Feb 2005, p. 443 – 454.

[47]. Huang, Z., Hu, L., and Miao, K. Influence of Chemical Composition of Weld Metal on the Properties of Welded Joints of High Strength Steels. www.msn.cam.ac.uk/phase-trans/2005/LINK/21.pdf, Acceso março 2006.

[48]. KEEHAN, E., ANDRÉN, H.O., KARLSSON, L., MURUGANANTH, M. AND BHADESHIA, h.k.d.h. Microstructural and mechanical effects of nickel and manganese on high strength steel weld metals, ASM Proceedings of the International Conference: Trends in Welding Research 2002, p. 132 –139.

[49]. Lambert, A., Drillet, J., Gourgues, A.F., Sturel, T. and Pineau. Austenite to bainite phase transformations in the heat-affected zone of a high strength low alloy steel, Acta Materialia, 52 (2004), p. 2337 – 2348.

[50]. Lambert, A., Drillet, J., Gourgues, A.F., Sturel, T. and Pineau, A., Microstructure of martensite-austenite constituents in heat affected zones of high strength low alloy steel welds in relation to toughness properties , Science and Technology of Welding and Joining, 5, (2000), p. 168 – 173.

- [51]. American Society for Testing and Materials, Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products – A370, 2012.
- [52]. Hillenbrand, H.G., Heckmann, C.J. and Niederhoff, K.A. X80 linepipe for large-diameter high strength pipelines, APIA 2002 Annual Conference X80 Pipeline Workshop October 27-30, Hobart, Australia. p. 1 – 15.
- [53]. Motohashi H. and Hagiwara N. Effect of heat input on mechanical properties and microstructure of gas metal arc and shielded metal arc girth weld metal of X80 Line pipe, Yosetsu Gakkai Ronbunshu/Quarterly Journal of the Japan Welding Society, 24, 3, August 2006, p. 223-232. (Em japonês).
- [54]. DeRuntz, B.D. Assessing the benefits of surface tension transfer ® Welding to industry, journal of Industrial Technology, 19, 4, 2003, p. 1-8.
- [55]. American Petroleum Institute, Welding of pipeline and related facilities – API Standard 1104, 21th Ed. 2014.
- [56]. Bonnevie, E., Ferrière, E., ikhlef, A., kaplan, D. And Orain, J.M. Morphological aspects of martensite-austenite constituents in intercritical and coarse grain heat affected zones of structural steels , Materials and Science Engineering A, 385 (2004), p. 352 -358.
- [57]. Lincoln Electric, Catalog. Welding consumables, C1.10. Cleveland, OH. p. 38, 64, 69, 109. 2013
- [58]. M. Lomozik. Effect of the welding thermal cycles on the structural changes in the heat-affected zone and on its properties in joints welded in low-alloy steels. Department of weldability and welded fabrications, The welding Institute, Gliwice. Welding International, Taylor & Francis. 2000.
- [59]. Malasi G., Criterios para la selección y especificación de requisitos adicionales de materiales para “Sour service”. Instituto de Tecnología Profesor Jorge Sabato (CNEA-UNSAM) Av. General Paz 1499 - San Martín (B1650KNA) - Buenos Aires – Argentina. 2007.
- [60]. Mohandas T., G. Madhusudan Reddy, B. Satish Kumar. Heat-affected zone softening in high-strength low-alloy steels. Journal Materials Processing Technology. ELSEVIER. Warangal, India. 2007
- [61]. Ming-Chun Zhao, Ke Yang, Yiying Shan. The effects of thermo-mechanical control process on microstructures and mechanical properties of a commercial pipeline steel. Materials Science Engineering. ELSEVIER. China. 2001
- [62]. Xiaodan WU, Hakcheol Lee, Young Min and Nack J. Kim. Effects of processing parameters on microstructure and properties of ultrahigh strength linepipe steel. JMST. ELSEVIER. ScienceDirect. Korea. 2012.

- [63]. Syarul Asraf Mohamat, Izatul Aini Ibrahim, Amalina Amir, Abdul Ghalib. The effect of flux cored arc welding (FCAW) processes on different parameters. Engineering Procedia. Sciverse ScienceDirect. ELSEVIER. Selangor, MARA. 2012
- [64]. Ion J.C, K.E. Easterling, M.F. Ashby, A second report on diagrams of microstructure and hardness for heat-affected zones in welds, Acta Metallurgica, Volume 32, Issue 11, November 1984, Pages 1949-1955,1957-1962, ISSN 0001-6160. ([http://dx.doi.org/10.1016/0001-6160\(84\)90176-7](http://dx.doi.org/10.1016/0001-6160(84)90176-7)). (<http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/0001616084901767>).
- [65]. Easterling K. E., Solidification microstructure of fusion welds, Materials Science and Engineering, Volume 65, Issue 1, July 1984, Pages 191-198, ISSN 0025-5416, [http://dx.doi.org/10.1016/0025-5416\(84\)90212-X](http://dx.doi.org/10.1016/0025-5416(84)90212-X).
(<http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/002554168490212X>).
- [66]. API Standard 1104. Welding of Pipelines and Related Facilities. Twenty-First Edition, September 2013. Addendum 1 July, 2014. Washington, USA.
- [67]. American Welding Society. AWS A5.5, Specification for Low-Alloy Steel Electrodes for Shielded Metal Arc Welding.
- [68]. American Welding Society. AWS A5.28, Specification for Low-Alloy Steel Electrodes and Rods for Gas Shielded Arc Welding.
- [69]. American Welding Society. AWS A5.29, Specification for Low-Alloy Steel Electrodes for Flux Cored Arc Welding.
- [70]. NACE MR0175, Sulfide Stress Cracking Resistant Metallic Materials for Oil Field Equipment. 2005.
- [71]. ASTM International. ASTM E3. Estándar guía para la preparación de muestras metalográficas. 2011
- [72]. ASTM International ASTM E112. Métodos de ensayo estándar para determinar el tamaño de grano promedio. 2013.
- [73]. ASTM International. ASTM E384. Método de prueba para medir la dureza Knoop y Vickers de materiales. 2011
- [74]. Código ASME sección II, Parte C, Materiales. Especificación para varillas de soldadura, electrodos, y metales de aporte. 2013
- [75]. Quesada, H. J.; Salazar, M. "Métodos para calcular el precalentamiento en uniones soldadas", Cuaderno FI 013/02, Universidad Nacional del Comahue, Argentina, 2002.
- [76]. Reza Ghomashchi ,Walter Costin, Rahim Kurji. Evolution of weld metal microstructure in shielded metal arc welding of X70 HSLA steel with cellulosic electrodes: A case study . School of Mechanical Engineering. The University of Adelaide, Adelaide, SA 5005, Australia. 2015

- [77]. Bhadeshia H.K.D.H., *Bainite in Steels: Transformations, Microstructure and Properties*, 2nd ed. IOM Communications, London, 2001
- [78]. Kou S., *Welding Metallurgy*, Second edition John Wiley & Sons, Inc., 2003 (ISBN: 0-471-43491-4 Copyright).
- [79]. Rishi Pamnani¹, V Karthik, T Jayakumar, M Vasudevan and T Sakthivel, . Evaluation of Mechanical Properties across Micro Alloyed HSLA Steel Weld Joints using Automated Ball Indentation. Metallurgy and Materials Group, Indira Gandhi Centre for Atomic Research, Kalpakkam, Tamil Nadu (India) Prototype Training Centre (Kalpakkam), PO Box 03, Anupuram, Tamil Nadu (India) – 603 127. 2015
- [80]. Kou, S., *Welding Metallurgy*, John Wiley and Sons, New York, 1987.
- [81]. Bhadesia, H.K.D.H., *Bainite in Steels*, Institute of Metals, 1992.
- [82]. Avner S.H. *Introduction to Physical Metallurgy*. Tata McGraw-Hill Education 1997.
- [83]. Bruce W.A., Boring M.A., Comparison of methods for predicting safe parameters for welding onto in-service pipelines, 2006 International Pipeline Conference, Calgary, Canada; September 25–29, 2006.
- [84]. H.K.D.H. Bhadeshia, R.W.K. Honeycombe, *Steels Microstructure and Properties*, Butterworth-Heinemann, 2011.
- [85]. Sun Weihua, Wang Guodong, Zhang Jiming, Xia Dianxiu, Sun Hao. Microstructural characterization of high heat input welding joint of HSLA steel plate for oil storage construction. *J Mater Sci Technol* 2009; 25(6):857 - 60.
- [86]. Lambert A, Drillet J, Gourgues AF, Stuel T, Pineau A. Microstructure of martensite - austenite constituents in heat affected zones of high strength low alloy steel welds in relation to toughness properties. *Sci Technol Weld Join* 2000; 5(3):168 - 73.
- [87]. Speich G. R., Demarest V. A., Miller R. L, Formation of Austenite During Intercritical / Annealing of Dual-Phase Steels, *Metallurgical Transactions A*, V 12A, p. 1419-1428, The American Society for Metals, August 1981, E.U.A.
- [88]. Blackburn R. L, DeLoach J., Brandemarte R. L, “An empirical strength model for low carbon alloy steel weld metal”, *Trends in Welding Research*, Georgia, 1998, p. 203-208.
- [89]. R. W. K. Honeycomb y H. K D. H. Badeshia, *Steels, Microstructure and Properties*, J. W. Arrow smith Ltd, 1995, Great Britain.
- [90]. Faral O.M, “influence of Continuous Annealing Conditions on Dual Phase and TRIP Steels for Automotive Application”, 41st MWSP Conference Proceedings, ISS, V 37, pp 253-265, 1999, E.U.A.