



INSTITUTO TECNOLÓGICO DE TLALNEPANTLA

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO E INVESTIGACIÓN

**“ANÁLISIS FRACTOGRÁFICO Y MECÁNICO DE DIFERENTES UNIONES SOLDADAS
GTAW-P EN ACERO ALEADO AL Cr-Ni FRACTURADO BAJO TENSIÓN”**

TESIS

PARA OBTENER EL GRADO DE:

MAESTRO EN CIENCIAS DE LA INGENIERÍA

PRESENTA:

ING. MARCO ORIÓN LEYVA LÓPEZ

DIRECTOR DE TESIS: DR. BENJAMÍN VARGAS ARISTA

CODIRECTOR DE TESIS: DR. CELSO EDUARDO CRUZ GONZÁLEZ

TLALNEPANTLA DE BAZ, ESTADO DE MÉXICO, A 16 DE DICIEMBRE DEL 2021



Tlalnepantla de Baz, Estado de México, 16/diciembre/2021

OFICIO DEPI 311/12/2021

ASUNTO: Autorización de impresión de tesis

**C. MARCO ORIÓN LEYVA LÓPEZ
CANDIDATO AL GRADO DE MAESTRO EN CIENCIAS DE LA INGENIERÍA
PRESENTE**

Por este conducto, tengo el agrado de comunicarle que el Comité Tutorial asignado a su trabajo de tesis titulado **“Análisis fractográfico y mecánico de diferentes uniones soldadas GTAW-P en acero aleado al Cr-Ni fracturadas bajo tensión”** ha informado a esta Jefatura que están de acuerdo con el trabajo presentado. Por lo anterior, se le **autoriza que proceda con la impresión definitiva de su trabajo de tesis.**

Esperando que el logro del mismo sea acorde con sus aspiraciones profesionales, reciba un cordial saludo.

ATENTAMENTE

*Excelencia en Educación Tecnológica-
“Por la Realización Tecnológica de mi Pueblo”*

**M.C. MIGUEL A. PAREDES RUEDA
JEFE DE LA DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO E INVESTIGACIÓN**


C.p. Dr. Oscar A. Gómez Vargas.- Presidente del Consejo de Posgrado
Estudiante
Expediente

Campus Centro: Av. Instituto Tecnológico S/N,
Col. La Comunidad C.P. 54070
Tlalnepantla de Baz, Estado de México.
Tel. 55653261 / 53900209

Campus Oriente: Av. Hermilo Mena S/N.,
Col. Lázaro Cárdenas La Presa
C.P. 54187 Tlalnepantla de Baz, Estado de México.
Tel: 20624997

tecnm.mx | tlalnepantla.tecnm.mx



	Formato Solicitud de revisión de tesis.	Código: ITTLA-AC-PO-012-13
	Referencia a la Norma ISO 9001:2015 e ISO 14001:2015	Revisión: 0
		Página 1 de 1

Tlalnepantla de Baz, Edo. de Méx., a **13/12/2021**

M. C. Miguel Ángel Paredes Rueda
 Jefe de la División de Estudios de Posgrado e Investigación
 Presente.

At'n: Dr. Oscar Armando Gómez Vargas
 Presidente del Consejo de Posgrado

Por este medio le solicito atentamente la revisión de mi trabajo de tesis de Maestría titulada:

Análisis fractográfico y mecánico de diferentes uniones soldadas GTAW-P en acero aleado al Cr-Ni fracturadas bajo tensión

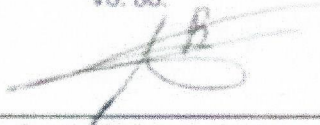
Los resultados muestran una relevancia científica y por ello se publicaron en la revista "European Journal of Engineering and Technology Research" EJERS congruente con el tema de tesis y LGAC. Se adjunta copia electrónica de mi tesis, avalada por mi director y codirector de tesis, así mismo, copia del producto/carta de aceptación, para ser distribuida a los miembros de mi Comité Tutorial.

ATENTAMENTE



Marco Orion Leyva López
 M 19250001

Vo. Bo.



Dr. Benjamin Vargas Arista

Vo. Bo.



Dr. Celso Eduardo Cruz González

Dedicatoria

Dedico el presente manuscrito con mucha honorabilidad al IF. Marco Antonio Leyva Ramírez y la Lic. Fidelia López Quezada por su gran apoyo brindado a lo largo de mi vida, por ser mis guías y su acompañamiento en mis estudios de maestría, a mis abuelitos maternos C. Francisco López López y C. Rosa Linda Hilda Quezada Gutiérrez por creer en mi y estar presentes todo el tiempo.

También con orgullo dedico mi tesis a mi abuelito paterno que en paz descanse Marco Antonio Leyva Cuevas y Lic. Georgina Ramírez Ramírez.

Agradecimientos

Deseo agradecer a todas las personas que intervinieron en este proyecto y su apoyo que cimentaron la concreción de este proyecto.

En particular quiero agradecer con orgullo y honorabilidad a la M.C.I Graciela Rosel Palacios por su apoyo incondicional y guía a lo largo de mis estudios de maestría, a la Dra. María Verónica Estrella Suarez por su soporte invaluable desde el inicio de mis estudios, al Dr. Gustavo Flores Fernández por su amable atención y apoyo brindado a lo largo de mi estancia en la institución y al Dr. Hugo Gamez Cuatzin por el apoyo brindado en el centro de investigación CIDESI.

A mis compañeros M.C.I Marco Antonio Villanueva y M.C.I Abraham Fuentes Villagómez por sus asistencias técnicas para el presente proyecto, también me es importante señalar y agradecer a mis amistades como la Lic. Itzel Guadalupe Ramírez Trejo por la ayuda y acompañamiento brindado a lo largo de mis estudios de maestría.

Índice general

Agradecimientos	i
Listado de Figuras	vi
Listado de Tablas	xv
Listado de símbolos y nomenclaturas	xvi
Resumen	xx
Abstract	xxii
CAPÍTULO 1: INTRODUCCIÓN	1
1.1 Estado del Arte	1
1.1.1 Investigación metalúrgica del proceso de envejecimiento por fractura de tracción en juntas soldadas de tuberías de acero	1
1.1.2 Efectos de microaleación de Mo versus Cr en aceros HSLA con microestructuras de ferrita de grano fino	3
1.1.3 Efecto del envejecimiento natural en las regiones microestructurales, propiedades mecánicas, resistencia a la corrosión y fractura en uniones soldadas en tuberías de acero API5L X52	6
1.1.4 Estudio experimental y numérico sobre fractura dúctil de aceros estructurales bajo diferentes estados de tensión	8
1.1.5 Investigación de eficiencia térmica y profundidad de penetración durante el proceso de soldadura por arco de tungsteno y gas (GTAW)	12
1.1.6 Características de arco y apariencia de soldadura por arco de tungsteno y gas asistido por pulso ultrasónico	15
1.1.7 Identificación de los parámetros de tenacidad a la fractura para comprender la resistencia a la fractura de aceros laminares avanzados de alta resistencia	20
1.1.8 Análisis microestructural y mecánico de la ZAC en uniones soldadas CMT robotizadas en acero aleado HSLA	24
1.1.9 Efecto del calor de entrada sobre la microestructura y micro dureza en uniones soldadas GTAW-P robotizadas para acero HSLA	27
1.1.10 Efecto del aporte de calor de soldadura sobre la microestructura y las propiedades mecánicas de la junta de acero HSLA.	30

1.1.11 Efecto del movimiento de antorcha sobre la microestructura, las resistencias a la tracción, al impacto, la fractura de la ZAC y el cordón de soldadura mediante el proceso robótico GMAW en acero ASTM A36	32
1.2 Planteamiento del problema	36
1.3 Justificación	37
1.4 Objetivos	38
1.4.1 Objetivos específicos	38
1.5 Alcances	38
1.6 Limitaciones	39
CAPÍTULO 2: MARCO TEÓRICO	40
2.1 Acero HSLA al Cr-Ni	40
2.2 Proceso de soldadura GTAW robotizado	40
2.2.1 Posiciones de soldadura	42
2.3 Celda de soldadura GTAW-P robotizada	44
2.3.1 Fuente de poder	44
2.3.2 Brazo Manipulador	47
2.3.3 Electrodo	47
2.3.4 Metal de aporte	49
2.4. Mecanismo de transferencia de metal.	50
2.4.1 Transferencia de metal globular	51
2.4.2 Transferencia por spray	51
2.4.3 Transferencia por arco pulsado	51
2.4.4 Transferencia de metal por corto circuito	52
2.5 Parámetros de soldadura GTAW	53
2.6 Diseño de experimentos (DoE)	54
2.7 Prueba de tensión	57
2.8 Fractura	62
2.8.1 Fractografía.	64
CAPÍTULO 3: DESARROLLO EXPERIMENTAL.....	66

3.1 Materiales	67
3.1.1. Acero HSLA y metal de aporte ER70S6	69
3.1.2. Propiedades mecánicas del acero original y metal de aporte	69
3.2. Proceso experimental de soldadura GTAW-P robotizada	70
3.3 Diseño de experimentos DoE	71
3.3.1. Análisis estadístico	73
3.3.2. Cálculo del calor de entrada (Q_{net}) en las probetas soldadas	74
3.4 Pruebas de tensión de uniones soldadas	75
3.5 Análisis fractográfico	76
CAPÍTULO 4: ANÁLISIS DE RESULTADOS Y DISCUSIÓN	81
4.1 Análisis de las propiedades mecánicas bajo tensión	81
4.1.1 Análisis de las curvas S-e para uniones soldadas GTAW	81
4.2 Análisis estadístico de la resistencia mecánica	112
4.2.1 Análisis estadístico de S_u	112
4.2.2 Análisis estadístico de S_f	116
4.3 Resultados mecánicos de uniones soldadas GTAW	120
4.3.1. Análisis de la resistencia a la fractura	121
4.3.2. Análisis del calor de entrada en la fractura	122
4.3.3 Análisis del precalentamiento en la fractura	123
4.4 Análisis fractográfico	124
CAPÍTULO 5. CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES.....	132
5.1 Conclusiones	132
5.2 Recomendaciones	133
Bibliografía	134

Listado de Figuras

Figura 1.1 Probetas cilíndricas usadas para las pruebas de tracción [1]	1
Figura 1.2 Microestructuras obtenidas por MEB donde a) junta soldada sin tratar mediante proceso SAW, b) solidificación del metal de soldadura, c) grano grueso recristalizado en la ZAC y d) laminado del metal base. [1].....	3
Figura 1.3 Esquema de las diferencias a partir de los elementos de aleación donde se señala el borde del subgrano y los nuevos granos que surgieron [2]..	4
Figura 1.4 Evolución de la dureza durante el envejecimiento a 600°C de los aceros HSLA experimentales deformado en caliente [2].....	6
Figura 1.5 Micrografías MEB, a) junta soldada SAW envejecida naturalmente, b) granos grandes en el cordón de soldadura solidificado, c) ferrita fina acicular en la ZAC en la segunda zona recristalizada y d) matriz ferrítica en metal base que muestra una sección transversal en dirección de laminación [3]	8
Figura 1.6 Máquina MTS donde realizaron las pruebas de tensión uniaxial de tres probetas en acero SM490 [4].....	10
Figura 1.7 Figuras Macroscópicas de los ocho especímenes donde, a) probeta original, b) fractura en el transverso de la probeta, c) fractura en la unión, d) unión soldada antes de las pruebas de tensión, e) fractura en transverso de la unión, f) deformación en el cordón, g) resultado de la tensión, h) endurecimiento por deformación [4]	11
Figura 1.8 Distribución de temperatura y dimensiones del área afectada por calor (ZAC) [6].	14
Figura 1.9 Representación gráfica para la comparación entre el cálculo numérico y profundidad de penetración medida [6].	15

Figura 1.10 Imágenes de la forma de arco en diferentes frecuencias pulsadas, a) 1Hz, b) 10 Hz, c) 20 Hz, d) 50 Hz, e) 100 Hz, f) 250 Hz [7].....	16
Figura 1.11 (a) GTAW convencional; (b) U-GTAW; (c) PU-GTAW a 5 Hz; (d) PU-GTAW a 250 Hz. [7].....	19
Figura 1.12 Muestra DENT del procedimiento experimental para determinar el trabajo específico para el inicio de la fractura [8].	22
Figura 1.13 Curvas carga-desplazamiento para cuatro corridas de soldadura robotizada CMT-P [9].....	27
Figura 1.14 Macrografías mediante estereoscopia a 6.5x para uniones de acero HSLA: a) GTAW5 sin defectos de soldadura, b) GTAW1 con desfaseamiento entre cordones y c) GTAW6 con cordón de respaldo de mayor tamaño que de relleno [10].....	29
Figura 1.15 Microestructura del metal base del acero HSLA laminado, bainita granular (GB) y ferrita (F) [11].....	31
Figura 1.16 (a) Juntas soldadas a tope para pruebas de impacto; (b) juntas robóticas GMAW para pruebas de tensión; (c) espécimen tipo Charpy y (d) probeta para evaluación de dureza Vickers y la microestructura [12].	33
Figura 1.17 Macrografías de uniones soldadas a tope en condición de soldadura A (201 A, 27 V, Velocidad de soldadura 38.5 cm /min) con soldadura robótica GMAW con diferentes movimientos de soldadura: a) lineal, b) sinusoidal, c) circular y d) triangular [12].	35
Figura 1.18 Macrografías de uniones soldadas a tope en condición de soldadura B (159 A, 23 V, velocidad de soldadura de 31.5 cm/min) utilizando soldadura robótica GMAW y diferentes movimientos de soldadura a) lineal, b) sinusoidal y c) triangular [12].....	36

Figura 2.1 Representación esquemática del proceso de soldadura GTAW que muestra la antorcha, boquilla, protector de gas, electrodo de W y el metal base donde se aplica la soldadura [18]	42
Figura 2.2 Representación de las diferentes posiciones de soldadura aplicables en el acero mediante el proceso de soldadura GTAW [19].	43
Figura 2.3 Curva característica de corriente continua para GTAW, donde se muestra voltaje y el punto de operación utilizados para el proceso de soldadura GTAW [17]	45
Figura 2.4 Mapa mental de fuentes de energía para el proceso GTAW	46
Figura 2.5 Representación esquemática de las características por arco pulsado, señalando en eje Y la intensidad y en eje X el tiempo de pulso [17].....	50
Figura 2.6 Representación esquemática de transferencias de metal, por corto circuito se deposita cuando la punta del electrodo toca el metal base, transferencia globular se transfiere en gotas de gran tamaño y transferencia por spray se transporta a alta velocidad en partículas muy finas a través del arco [28].	53
Figura 2.7 Mapa mental para realizar el procedimiento de un Diseño de experimentos en siete pasos.	55
Figura 2.8 Representación esquemática de, a) Máquina de ensayo universidad para pruebas de tensión y compresión, b) Extensómetro utilizado en los ensayos de tracción simple [31].	57
Figura 2.9 Representación de la curva esfuerzo deformación del módulo de elasticidad desde el origen hasta el punto de fractura [33].	58
Figura 2.10 Representación esquemática de la deformación localizada durante el ensayo de tensión de un material dúctil produciendo una región de encuellamiento [32].	61

Figura 2.11 Representación de dos curvas, a) Curva esfuerzo-deformación de un material dúctil, al final de la curva se presenta la fractura del material, b) Curva esfuerzo-deformación para un material frágil [34].	63
Figura 3.1 Diagrama de bloques donde se muestra información del acero, proceso de soldadura GTAW-P, descripción técnica de pruebas y análisis de resultados	67
Figura 3.2 Representación del diagrama de Graville para evaluar la soldabilidad de los aceros en las tres diferentes zonas. [40]	69
Figura 3.3 Robot FANUC Arc mate 12ic utilizado para la soldadura de las uniones del acero experimental HSLA al Cr-Ni, [41].	71
Figura 3.4 Planos de dos probetas reducidas para caracterización inicial de las uniones soldadas donde a) muestra la probeta de tensión para la caracterización inicial y b) se observan las dimensiones de la probeta de tensión del acero HSLA en condición original sin soldadura de acuerdo con [30].	75
Figura 3.5 Maquina Universal para pruebas de tensión Instron 4482 en CIDESI sede Querétaro [45].	76
Figura 3.6 Maquina de corte por disco abrasivo marca Buehler IsoMet, utilizada para realizar el corte de probetas seleccionadas [46].	77
Figura 3.7 Equipo ultrasónico modelo ultramet 2005 de la marca Buehler utilizado para la limpieza de las probetas fracturadas.	78
Figura 3.8 Estereoscopio Stemi 2000-C utilizado en la experimentación	79
Figura 4.1 Curva S-e de la corrida GTAW1 por duplicado de acero HSLA al Cr-Ni que muestra un promedio de S_f de 942 MPa.	82
Figura 4.2 Curva S-e de la corrida GTAW2 de acero HSLA al Cr-Ni por duplicado donde se observa una resistencia a la fractura promedio de S_f de 957 MPa....	83

Figura 4.3 Curva S-e de la corrida GTAW3 de acero HSLA al Cr-Ni por duplicado donde muestra una resistencia a la fractura promedio de S_f de 763 MPa. 84

Figura 4.4 Curva por duplicado de S-e de la corrida GTAW4 de acero HSLA al Cr-Ni experimental donde se observa una resistencia a la fractura promedio de S_f de 844 MPa 85

Figura 4.5 Curva S-e de la corrida GTAW5 por duplicado del acero HSLA al Cr-Ni experimental, se muestra una resistencia a la fractura promedio de S_f de 903 MPa..... 86

Figura 4.6 Curva S-e de la corrida por duplicado de GTAW6 de acero HSLA al Cr-Ni experimental que muestra una resistencia a la fractura promedio de 944 MPa..... 87

Figura 4.7 Curva S-e por duplicado de la corrida GTAW7 de acero HSLA al Cr-Ni experimental que muestra una resistencia a la fractura promedio de 817 MPa.88

Figura 4.8 Curva por duplicado de S-e de la corrida GTAW8 de acero HSLA al Cr-Ni experimental donde se observa una resistencia a la fractura promedio de 946 MPa..... 89

Figura 4.9 Curva S-e por duplicado de la corrida GTAW9 de acero HSLA al Cr-Ni experimental donde se muestra una resistencia a la fractura promedio a 925 MPa 90

Figura 4.10 Curva S-e por duplicado de la corrida GTAW10 de acero HSLA al Cr-Ni experimental que muestra resistencia a la fractura promedio de 955 MPa. . 91

Figura 4.11 Curva S-e por duplicado de la corrida GTAW11 de acero HSLA al Cr-Ni experimental donde se observa una resistencia a la fractura promedio a 935 MPa..... 92

Figura 4.12 Curva S-e de la corrida GTAW12 por duplicado del acero HSLA al Cr-Ni experimental, que muestra una resistencia a la fractura promedio de 171 MPa.....	93
Figura 4.13 Curva S-e de la corrida GTAW13 por duplicado del acero HSLA al Cr-Ni experimental, que muestra una resistencia a la fractura promedio de 470 MPa.....	94
Figura 4.14 Curva S-e de la corrida GTAW14 por duplicado del acero HSLA al Cr-Ni experimental donde se muestra una resistencia a la fractura promedio de 911 MPa.....	95
Figura 4.15 Curva S-e de la corrida GTAW15 por duplicado del acero HSLA al Cr-Ni experimental donde se muestra una resistencia a la fractura promedio de 361 MPa.....	96
Figura 4.16 Curva S-e de la corrida GTAW16 por duplicado del acero HSLA al Cr-Ni experimental donde se muestra una resistencia a la fractura promedio de 991 MPa.....	97
Figura 4.17 Curva S-e de la corrida GTAW17 por duplicado del acero HSLA al Cr-Ni experimental, donde se muestra una resistencia a la fractura promedio de 872 MPa.....	98
Figura 4.18 Curva S-e de la corrida GTAW18 del acero HSLA al Cr-Ni experimental por duplicado se observa una resistencia a la fractura promedio de 1013 MPa.....	99
Figura 4.19 Curva S-e de la corrida GTAW19 por duplicado del acero HSLA al Cr-Ni experimental, se observa una resistencia a la fractura promedio de 1235 MPa.....	100
Figura 4.20 Curva S-e de la corrida GTAW20 por duplicado del acero HSLA al Cr-Ni experimental, se muestra una resistencia a la fractura promedio de 1088 MPa.....	101

Figura 4.21 Curva S-e por duplicado de la corrida GTAW21 de acero HSLA al Cr-Ni experimental, donde se muestra una resistencia a la fractura promedio de 1156 MPa.....	102
Figura 4.22 Curva S-e por duplicado de la corrida GTAW22 de acero HSLA al Cr-Ni experimental donde se muestra una resistencia a la fractura promedio de 1140 MPa.....	103
Figura 4.23 Curva S-e por duplicado de la corrida GTAW23 de acero HSLA al Cr-Ni experimental, donde se muestra una resistencia a la fractura promedio de 1204 MPa.....	104
Figura 4.24 Curva S-e por duplicado de la corrida GTAW24 de acero HSLA al Cr-Ni experimental, donde se muestra una resistencia a la fractura promedio de 1054 MPa.....	105
Figura 4.25 Curva S-e por duplicado de la corrida GTAW25 de acero HSLA al Cr-Ni experimental, donde se muestra una resistencia a la fractura promedio de 496 MPa.....	106
Figura 4.26 Curva S-e por duplicado de la corrida GTAW26 de acero HSLA al Cr-Ni experimental, donde se muestra una resistencia a la fractura promedio de 1190 MPa.....	107
Figura 4.27 Curva S-e por duplicado de la corrida GTAW27 de acero HSLA al Cr-Ni experimental, donde se muestra una resistencia a la fractura promedio de 1136 MPa.....	108
Figura 4.28 Curva S-e por duplicado de la corrida GTAW28 de acero HSLA al Cr-Ni experimental, donde se observa una resistencia a la fractura promedio de 1115 MPa.....	109
Figura 4.29 Curva S-e por duplicado de la corrida GTAW29 de acero HSLA al Cr-Ni experimental donde se observa una resistencia a la fractura promedio de 1079 MPa.....	110

Figura 4.30 Curva S-e por duplicado de la corrida GTAW30 de acero HSLA al Cr-Ni experimental, donde se observa una resistencia a la fractura promedio de 835 MPa.....	111
Figura 4.31 Curva S-e por duplicado de la corrida GTAW31 de acero HSLA al Cr-Ni experimental, donde se observa una resistencia a la fractura promedio de 1160 MPa.....	112
Figura 4.32 Gráficas representativas para S_u con los parámetros altos, medios y bajos aplicados sobre las uniones soldadas.	115
Figura 4.33 Regiones experimentales de treinta y uno corridas GTAW-P robotizadas para S_u , donde se usaron los parámetros de corriente, frecuencia, precalentamiento y velocidad de soldadura.	116
Figura 4.34 Representación grafica para S_f de las uniones soldadas, señalando los parámetros de soldadura aplicados a las probetas.	119
Figura 4.35 Regresión experimental de treinta y uno corridas para S_f vs Corriente (A), Velocidad de avance (mm/min), donde se muestra la tendencia de mejora con respecto a velocidad baja	120
Figura 4.36 Evaluación de la resistencia a la fractura de treinta y uno uniones soldadas GTAW-P en acero HSLA al Cr-Ni experimental.....	122
Figura 4.37 Gráfica de barras comparativa para Q_{net} y S_f en seis uniones soldadas GTAW-P robotizadas.....	123
Figura 4.38 Gráfica de barras comparativa de S_f y precalentamiento °C para seis uniones soldadas GTAW-P robotizadas.....	124
Figura 4.39 Fractografía para unión GTAW12B donde a) vista macroscópica con fractura en la soldadura, b) vista longitudinal de la zona del cordón a la fractura, c) toma transversal del cordón donde se observa falta de penetración.	126

Figura 4.40 Estereoscopia de unión GTAW13 donde a) en vista macroscópica se observa la mitad de unión con fractura en el cordón de soldadura, b) a 6.5 x se muestra en vista longitudinal la ZAC y la fractura en el cordón, c) en vista transversal se muestra falta de penetración con grieta en el cordón 127

Figura 4.41 Fractografía de unión GTAW15 donde a) macroscópicamente se observa de sección de agarre de la probeta a la fractura, b) a 6.5x de forma longitudinal se muestra la fractura en el límite del cordón de soldadura y metal base, c) transversalmente se observa fractura en el cordón con grieta en el límite de la penetración. 128

Figura 4.42 Fractografía estereoscópica para unión GTAW19A donde a) vista macroscópica con fractura en el metal base, b) vista longitudinal a 6.5x del cordón de soldadura al metal base, c) vista transversal donde se muestra fractura en el metal base. 129

Figura 4.43 Fractografía de unión GTAW23 donde a) se muestra en vista macroscópica desde la sección de agarre hasta la mitad de la longitud de sección reducida, b) vista longitudinal a 6.5x con fractura en metal base, c) toma transversal donde se muestra fractura en el metal base. 130

Figura 4.44 Fractografía estereoscópica para unión GTAW24 donde a) en vista macroscópica se observa la unión soldada de la sección de agarre a la fractura, b) vista longitudinal de la zona fracturada, c) vista transversal a 6.5x con fractura en el metal base..... 131

Listado de Tablas

Tabla 1.1 Composiciones del acero en % para el acero HSLA mediante arco vacío por espectroscopía de plasma.	5
Tabla 1.2 Composición química de los aceros AHSS en porcentaje de peso.....	21
Tabla 1.3 Propiedades mecánicas del alambre ER70S6 y acero HSLA aleado [4]	25
Tabla 1.4 Composición química del metal de aporte y metal base [6].	28
Tabla 1.5 Composición nominal del acero HSLA en % peso [7].....	30
Tabla 1.6 Composición química del electrodo ER70S-6 y acero ASTM A36 [8].	33
Tabla 2.1 Resumen de conversiones de sistema de unidades [30]	59
Tabla 3.1 Composición química del metal de aporte ER70S-6 y el acero HSLA [36] ..	68
Tabla 3.2. Resultados de propiedades mecánicas bajo tensión del acero HSLA y el metal de aporte ER70S-6.....	70
Tabla 3.3. Matriz experimental DOE, donde se muestran las condiciones y parámetros empleados en el análisis de las treinta y uno corridas.	72
Tabla 4.1 Análisis de la regresión UTS vs C (A), P (C) y F (Hz).....	113
Tabla 4.2 Análisis de la regresión S_f vs c (A), P (C) y F (Hz)	117

Listado de símbolos y nomenclaturas

A	Amperaje
AISI	American Iron and Steel Institute
AHSS	Acero Avanzado de Alta Resistencia
AWS	American Welding Society
ASTM	American Society of Testing Materials
Al	Aluminio
Al ₂ O ₃	Alúmina
Ar	Argón
AISI	Instituto Americano del Hierro y el Acero
ASME	American Society of Mechanical Engineers
B	Boro
BBD	Diseños de Box Behnken
BM	Metal base
°C	Grados centígrados
C	Carbono
CeO ₂	Dióxido de cerio
C _{eq}	Carbono equivalente
CA	Corriente Alterna
CD	Corriente Directa
CDPDE	Corriente continua polaridad directa
CIDESI	Centro de Ingeniería y Desarrollo Industrial

Cr	Cromo
Cm	Centímetros
CMT	Proceso de soldadura por transferencia de metal en frío
CMT-P	Proceso de soldadura por transferencia de metal en frío pulsado
CCD	Diseños compuestos centrales
CGZAC	Grano grueso en la ZAC
CTOD	Prueba de desplazamiento de apertura de la punta de fisura
Cu	Cobre
CGZ	Zona Grano Columnar
DoE	Diseño de experimentos
EBSD	Difracción de Electrones por Retrodispersión
EGZ	Zona Grano Equiaxial
EFW	Trabajo esencial de la fractura
EPFM	Mecánica de fractura elástico plástico
ERTi-5Eli	Varilla de soldadura TIG con aleación de titanio
Fe	Hierro
FGZAC	Zona afectada por el calor de grano fino
GTAW	Gas Tungsten Arc Welding
GTAW-P	Gas Tungsten Arc Welding-Pulsed
GMAW	Gas Metal Arc Welding
H	Hidrógeno
Hz	Hercios
HSLA	Acero de baja aleación de alta resistencia
ISO	Organización Internacional de Estandarización

ICZAC	ZAC intercrítica
kJ/mm	Kilo Joules por milímetro
Q_{net}	Calor de entrada neto
Lb	Libras
L/min	Litros por minuto
mm	Milímetro
Mn	Manganeso
Mo	Molibdeno
min	Minuto
mm/s	milímetros sobre segundos
mm/min	Milímetro por minuto
MEB	Microscopio Electrónico de Barrido
MET	Microscopio Electrónico de Transmisión
MWP	Mega Watt Peak
MPa	Mega Pascales
N	Newtons
nm	Nanómetros
Nb	Niobio
Ni	Níquel
P	Fósforo
PU-GTAW	Soldadura por Arco de Tungsteno de Gas asistida por Ultrasonidos Pulsados
RGZ	Zona de grano con recristalizado
RSM	Metodología de superficies de respuestas

S	Azufre
S _o	Resistencia a la cedencia
S _u	Resistencia máxima a la tensión
S _f	Resistencia a la fractura
SAW	Soldadura por Arco Sumergido
S-e	Esfuerzo deformación
Si	Silicio
Ti	Titanio
TEM	Microscopia Electrónica de Transmisión
Th	Thorio
TMP	Procesamiento Termo Mecánico
U-GTAW	Soldadura por Arco de Tungsteno de Gas asistida por Ultrasonidos
V	Voltaje
V	Vanadio
W	Tungsteno
WP	Megavatios Pico
ZAC	Zona afectada por el calor
Zr	Zirconio
μm	micras
μm ²	Micras al cuadrado
1G	Posición de soldadura
%	Porcentaje

Resumen

El acero de alta resistencia y baja aleación (HSLA) experimental es opción para el blindaje automotriz y la industria petrolera, debido a su bajo costo y altas propiedades mecánicas, se destaca en el acero la resistencia máxima a la tensión (S_u) y la resistencia a la fractura (S_f), para ello se aplicaron cinco parámetros de soldadura como fue Voltaje del arco (V), corriente de soldadura (A), precalentamiento ($^{\circ}\text{C}$), frecuencia del arco pulsado (Hz) y velocidad de soldadura (mm/min) mediante mecanismo de transferencia de metal por corto circuito a través de una celda de soldadura estacionaria, robot Fanuc Arc mate 12ic sobre las uniones del acero HSLA al Cr-Ni experimental con juntas a tope, seguido las treinta y uno uniones fueron sometidas a esfuerzos mecánicos bajo tensión uniaxial por duplicado mediante una maquina universal para pruebas de tensión Instron 4482.

La resistencia mecánica de este acero experimental en condición original se encuentra con S_u 1252 MPa, S_f de 1033 MPa y 11% de elongación. Para generar la matriz experimental se utilizó el software Minitab® 18 que permitió la generación del DoE de manera aleatorizada donde se eligieron las seis uniones soldadas más representativas de las pruebas mecánicas. Como resultado se encontró para las uniones con mejor desempeño mecánico fractura en el metal base como fue el caso de GTAW19 con S_u de 1282 MPa y S_f de 1235 MPa debido a 12.7 V, 200 A, 25°C , 20 Hz, 180 mm/min y Q_{net} medio de 0.523 kJ/mm, GTAW23 con S_u de 1253 MPa y S_f de 1204 MPa debido a 13.3 V, 250 A, 87.5°C , 35 Hz, 330 mm/min y Q_{net} mediano de 0.374 kJ/mm y GTAW24 con S_u de 1230 MPa y S_f de 1054 MPa se debió a 13.2 V, 300 A, 150°C , 20 Hz, 180 mm/min y Q_{net} alto de 0.672 kJ/mm. Por lo tanto, el mejor desempeño mecánico fue para GTAW19

Las de bajo desempeño mecánico presentaron fractura en el cordón de soldadura como fue GTAW12 con S_u de 177 MPa y S_f de 171 MPa por los parámetros de 13.1 V, 200 A, 25°C , 20 Hz, 480 mm/min y Q_{net} bajo de 0.202 kJ/mm, GTAW13 con S_u de 490 MPa y S_f de 470 debido a 13.5 V, 200 A, 150°C , 50 Hz, 480 mm/min y Q_{net} bajo de 0.208 kJ/mm y GTAW15 con S_u de 363

MPa y S_f de 361 MPa debido a los parámetros de 13.4 V, 200 A, 150 °C, 20 Hz, 480 mm/min y Q_{net} bajo de 0.207 kJ/mm.

Las conclusiones indicaron que al aplicar la combinación de parámetros de GTAW19 de 200 A, 25 °C, 20 Hz y velocidad de avance de 180 mm/min con la técnica GTAW robotizada con electrodo W y CeO_2 al 2% con distancia de trabajo de 2.5 mm en posición 1G donde mantuvo el Q_{net} de 0.523 kJ/mm.

Para lograr penetración adecuada del metal de aporte donde se beneficiaron las propiedades mecánicas de la unión soldada contra la fuerza de tracción uniaxial, mejorando 19.5% la resistencia a la fractura y aumentando la resistencia máxima a la tensión 2.4% en comparación del acero aleado en condición original.

Los valores de Q_{net} entre 0.374 y 0.523 kJ/mm favorecen la ductilidad de la unión soldada y el S_u . El voltaje no mostró relevancia en los resultados mecánicos evaluados, la Frecuencia de 20 Hz demostró ser la ideal para mejorar las propiedades mecánicas evaluadas.

Abstract

In the High strength low alloy HSLA steel of high resistance and low experimental alloy, it is an option for the automotive armor and the oil industry, due to its low cost and high mechanical properties, the maximum tensile strength (S_u) and resistance to fracture (S_f), for this, five welding parameters were applied such as arc voltage (V), welding current (A), preheating ($^{\circ}\text{C}$), pulsed arc frequency (Hz) and welding speed (mm/min) by means of a short-circuit metal transfer mechanism through a stationary welding cell, Fanuc Arc mate 12ic robot on the joints of HSLA steel to experimental Cr-Ni with butt joints, followed by the thirty-one joints were subjected to Mechanical stresses under uniaxial tension in duplicate using an Instron 4482 universal tension testing machine.

The mechanical resistance of this experimental steel in original condition is found with S_u 1252 MPa, S_f of 1033 MPa and 11% elongation. To generate the experimental matrix, the Minitab® 18 software was used, which allowed the generation of the DoE in a randomized manner, where the six most representative welded joints from the mechanical tests were chosen. As a result, it was found for the joints with better mechanical performance, fracture in the base metal as was the case of GTAW19 with S_u of 1282 MPa and S_f of 1235 MPa due to 12.7 V, 200 A, 25 $^{\circ}\text{C}$, 20 Hz, 180 mm/min and mean Q_{net} of 0.523 kJ/mm, GTAW23 with S_u of 1253 MPa and S_f of 1204 MPa due to 13.3 V, 250 A, 87.5 $^{\circ}\text{C}$, 35 Hz, 330 mm/min and median Q_{net} of 0.374 kJ/mm and GTAW24 with S_u of 1230 MPa and S_f of 1054 MPa it was due to 13.2 V, 300 A, 150 $^{\circ}\text{C}$, 20 Hz, 180 mm/min and high Q_{net} of 0.672 kJ/mm. Therefore, the best mechanical performance was for GTAW19

Those with low mechanical performance presented fracture in the weld bead such as GTAW12 with S_u of 177 MPa and S_f of 171 MPa for the parameters of 13.1 V, 200 A, 25 $^{\circ}\text{C}$, 20 Hz, 480 mm/min and low Q_{net} of 0.202 kJ/mm, GTAW13 with S_u of 490 MPa and S_f of 470 due to 13.5 V, 200 A, 150 $^{\circ}\text{C}$, 50 Hz, 480 mm/min and low Q_{net} of 0.208 kJ/mm and GTAW15 with S_u of 363 MPa and S_f of 361 MPa due to parameters of 13.4 V, 200 A, 150 $^{\circ}\text{C}$, 20 Hz, 480 mm/min and low Q_{net} of 0.207 kJ/mm.

The conclusions indicated that when applying the combination of parameters of 200 A, 25 °C, 20 Hz and advance speed of 180 mm/min with the robotic GTAW technique with W electrode and 2% CeO₂ with a working distance of 2.5 mm in position 1G where it maintained the Q_{net} of 0.523 kJ/mm to achieve adequate penetration of the filler metal where the mechanical properties of the welded joint were benefited against the uniaxial tensile force, improving the resistance to fracture by 19.5 % and increasing the maximum resistance to stress 2.4% compared to alloy steel in original condition. The values of Q_{net} between 0.374 and 0.523 kJ/mm favor the ductility of the welded joint and the S_u . The voltage did not show relevance in the mechanical results evaluated, the Frequency of 20 Hz proved to be the ideal one to improve the mechanical properties evaluated.

CAPÍTULO 1: INTRODUCCIÓN

1.1 Estado del Arte

1.1.1 Investigación metalúrgica del proceso de envejecimiento por fractura de tracción en juntas soldadas de tuberías de acero

Vargas *et al* [1], a lo largo de su investigación, estudiaron el comportamiento de la fractura mediante pruebas de tracción en las uniones soldadas en tubos de acero API-5L X52 envejecidas artificialmente a 250 °C durante diferentes periodos de tiempo, el método de soldadura aplicado fue longitudinalmente usando el proceso por arco sumergido semiautomático (SAWL) a doble paso a través de un bisel en X a 45° usando electrodo de acero y recubrimiento. Cada muestra la mecanizaron completamente en el metal de soldadura, metal base y ZAC como se muestra en (Figura 1.1).

Las probetas cilíndricas de tracción longitudinal tenían 6 mm de diámetro y 50,8 mm de longitud calibrada para obtener muestras de la soldadura, el metal base y la ZAC completa, grabaron la junta soldada en ambos lados transversales taladrando un orificio central en cada lado para mecanizar la muestra de tamaño reducida. Las pruebas de tracción uniaxial lo llevaron a cabo en una maquina AG-10TG 100 KN Shimadzu bajo control de desplazamiento a una velocidad de deformación de $1.6 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ a temperatura ambiente.

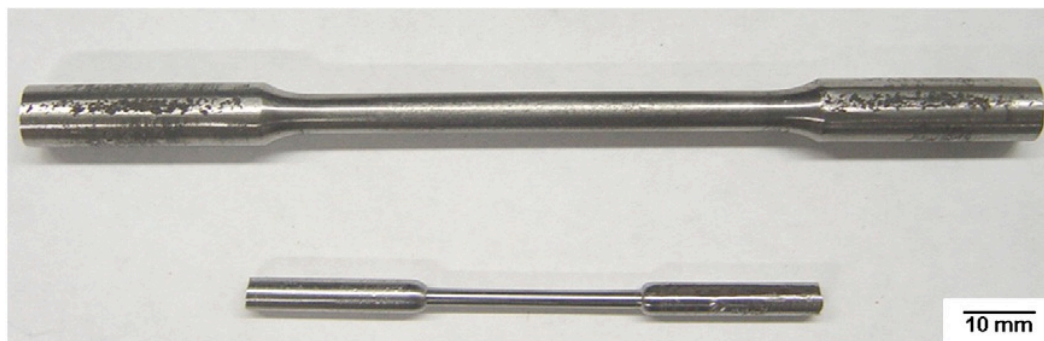


Figura 1.1 Probetas cilíndricas usadas para las pruebas de tracción [1]

Después de las pruebas de tracción, las muestras fracturadas (metal base, ZAC y metal de soldadura envejecido con diferentes tiempos), las muestras las prepararon por técnica metalográfica usando Nital 2% vol., para revelar las características microestructurales. Se realizó la fractografía mediante en el Microscopio Electrónico de Barrido JEOL 6300, operado con alimentación de voltaje de 20 kV, aumento de 220 μm y una distancia de trabajo de 39 mm, en diez campos de visión para la fractura y la caracterización microestructural de la ZAC, el metal de soldadura y base. Para revelar el tipo de fractura en las muestras, midieron la densidad y el diámetro de los huecos. El número de huecos por mm^2 y midiendo directamente su diámetro.

Como resultado concluyó, que la zona afectada por el calor generado por las temperaturas máximas y las velocidades de enfriamiento mostraron una microestructura heterogénea producidas por el ciclo térmico de soldadura que fue modificado por el proceso de envejecimiento (figura 1.2). Donde la zona afectada por el calor generado por las temperaturas máximas y las velocidades de enfriamiento mostró una microestructura heterogénea ubicada al lado de la línea de fusión. En vista microscópica se muestra en (figura 1.2a) la unión utilizada en el análisis sin tratar mediante el proceso SAW, en (figura 1.2b) se observa la solidificación del metal de soldadura mediante el MEB, la ZAC de grano grueso (figura 1.2c) estaba formado por ferrita de grano grueso (áreas oscuras), ferrita acicular (áreas blancas) y pequeñas colonias de perlitas (puntos blancos) en los límites de los granos. El ancho promedio de la ZAT completa fue de 3,0 mm. La microestructura laminada / laminada del metal base (figura 1.2d) estaba formada principalmente por una matriz ferrítica (áreas oscuras) y colonias perlíticas (áreas blancas).

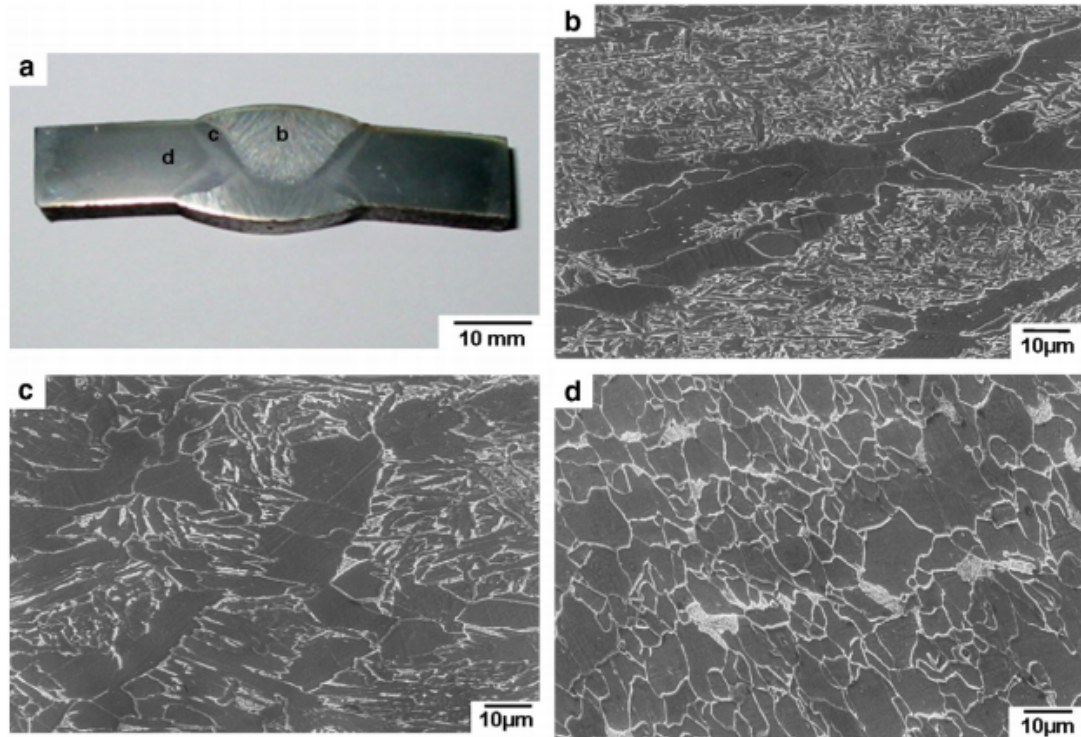


Figura 1.2 Microestructuras obtenidas por MEB donde a) junta soldada sin tratar mediante proceso SAW, b) solidificación del metal de soldadura, c) grano grueso recrystalizado en la ZAC y d) laminado del metal base. [1].

1.1.2 Efectos de microaleación de Mo versus Cr en aceros HSLA con microestructuras de ferrita de grano fino

Como lo planteo Ledermueller et al [2], los aceros HSLA se utilizan principalmente en la industria automotriz e industrias de construcción debido a su conformabilidad, soldabilidad y alta resistencia. El concepto de la investigación fue extender el enfoque para explorar el potencial para las adiciones de los llamados elementos de microaleación como Mo y Cr para proporcionar un mayor fortalecimiento en el acero.

El trasfondo del diseño compositivo fue primero Nb que es uno de los elementos de microaleación más comunes y mejor estudiados en aceros HSLA, el principal beneficio de Nb es su fuerte tendencia a formar Nb (C, N), que no solo contribuyen al fortalecimiento de la precipitación, pero también a fijar los límites

de grano que permiten una mayor precisión de tamaños de grano y retrasar la transformación de fase $\gamma - \alpha$ además, el efecto de arrastre de soluto de Nb se agrega a dislocaciones y límites de grano, es un contribuyente importante para aumentar la fuerza y retrasar la recristalización.

La adición de Mo como se sabe que el elemento de microaleación proporciona un endurecimiento de solución sólida, aumenta la templabilidad y para retrasar tanto las transformaciones de fase como la recristalización. Sin embargo, uno de los efectos más beneficiosos de Mo como microaleación con Nb, modificando la secuencia de precipitación y conduce a un aumento en el límite elástico, en la (figura 1.3) representa un estudio detallado de los efectos relativos de la microaleación con Mo versus Cr sobre la evolución microestructural y las propiedades de tres modelos Fe-1.6Mn- 0.04C-, Aceros 0.1 Nb + 0.5 Mo/ Cr durante la deformación y envejecimiento en la ferrita.

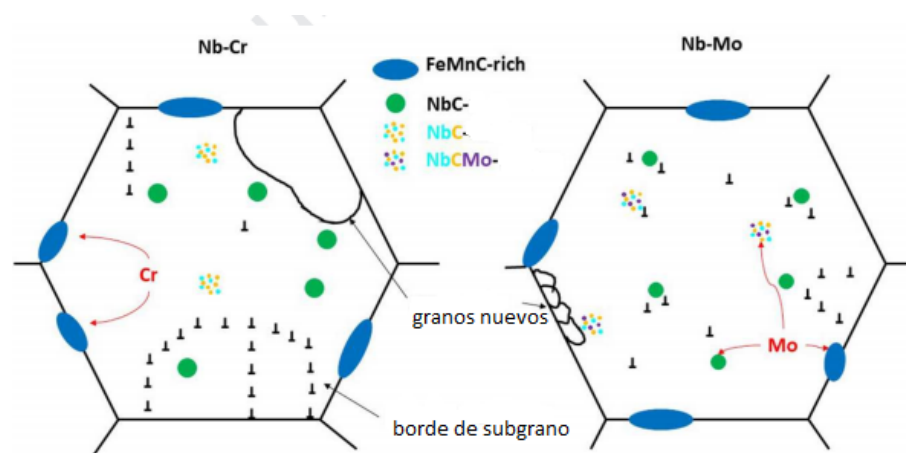


Figura 1.3 Esquema de las diferencias a partir de los elementos de aleación donde se señala el borde del subgrano y los nuevos granos que surgieron [2]

Para el procedimiento experimental se fabricaron tres aceros a partir de materias primas de (Fe, C, Mn, Nb, Mo y Cr) utilizando un horno de fundición por arco al vacío Edmund Buehler AM200. Después de fundir las muestras se obtuvieron dimensiones de 100 mm de longitud y una sección transversal elíptica con diámetros de 14x9 mm. Estas muestras se homogeneizaron en un horno

tubular bajo una atmosfera de Ar a 1100°C durante 10 h seguido de enfriamiento del horno, la química resultante fue determinada por espectroscopia de masa plasmática inductiva, las composiciones del acero en % de los tres aceros HSLA utilizados son modelos hechos mediante arco vacío según lo determinado por espectroscopía de plasma como se muestra en la (Tabla 1.1)

Tabla 1.1 Composiciones del acero en % para el acero HSLA mediante arco vacío por espectroscopía de plasma [2]

	Fe	Mn	C	Nb	Mo	Cr	Otros elementos (S, P, Cu, Ni, Si, V, Ti, Al y B)
Nb	Bal.	1.58	0.033	0.1	<0.01	<0.01	≤ 0.01
Nb-Mo	Bal.	1.61	0.041	0.1	0.53	0.01	≤ 0.01
Nb-Cr	Bal.	1.6	0.038	0.1	<0.01	0.51	≤ 0.01

Las muestras tuvieron dimensiones 14x9x2 mm (de largo, ancho y espesor) posteriormente se sometieron a un procesamiento termomecánico simplificado, el recocido de la solución a 950°C durante 10 min utilizando un horno de mufla seguido de enfriamiento de agua, cuyo resultado fue una microestructura martensítica - bainítica. Las muestras fueron recubiertas con papel de acero inoxidable para reducir la oxidación y la descarburación durante el tratamiento térmico.

Las secciones transversales de las muestras se cortaron y montaron en caliente (180°C a 4 min), desbastándolas y puliendo hasta 1 µm en el acabado superficial. Para microscopia electrónica de barrido (MEB) y difracción de retrodispersión electrónica, las muestras fueron electro-pulidas usando un Struers Lectropol5 y un Electrolito A2 (ácido perclórico en etanol) durante 20 s y 25 V a temperatura ambiente y flujo tasa de 10. Para las imágenes de contraste de canalización de electrones (ECCI), se emitió un MEB de emisión de campo de Zeiss Auriga utilizado a 20 kV, 9 mm de distancia de trabajo y con una apertura

de 30 μm . Los análisis de EBSD fueron hechos en un MEB de emisión de campo JEOL 7001, equipado con un sistema Hikari Súper EBSD a los 15 mm de distancia de trabajo y 23 kV, 50 nm de tamaño de paso.

Los resultados de dureza Vickers para los tres aceros en función del tiempo y una temperatura de 600°C se muestra en la (figura 1.4) como esperaban en todos los casos, el valor inicial de la dureza es alto debido al trabajo impartido durante el laminado en caliente. La dureza disminuyó y se esperó que eso fuera una competencia entre los procesos de recuperación que suavizan el material y el soluto adicional de agrupamiento y precipitación que ocurre durante el envejecimiento.

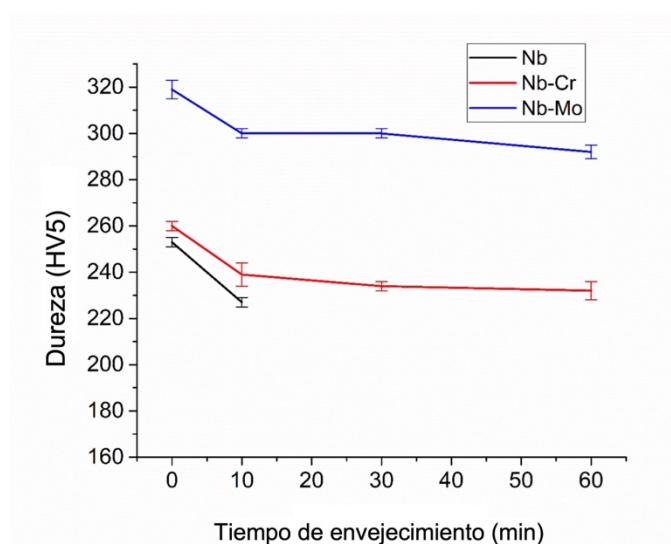


Figura 1.4 Evolución de la dureza durante el envejecimiento a 600°C de los aceros HSLA experimentales deformado en caliente [2]

1.1.3 Efecto del envejecimiento natural en las regiones microestructurales, propiedades mecánicas, resistencia a la corrosión y fractura en uniones soldadas en tuberías de acero API5L X52

Otro aporte de Vargas *et al* [3] sobre la fractura en uniones soldadas de acero API5L X52, fue la caracterización para la microestructura y su efecto sobre las propiedades mecánicas a la tracción, corrosión y fractura de la ZAC. El tubo de acero fue soldado longitudinalmente mediante un proceso semiautomático de soldadura por arco sumergido SAW a doble paso y bisel en X, utilizando electrodo de acero y antorcha.

Para la caracterización microestructural las muestras se mecanizaron utilizando probetas cilíndricas de 3 mm, el diámetro lo prepararon mediante esmerilado y pulido a chorro hasta perforar utilizando el pulidor de doble chorro modelo 110 con una solución de 30 % HNO₃ +70 % CH₃OH a -55°C durante la operación. Para revelar las características microestructurales las muestras se atacaron químicamente con solución Nital 2% y expuestas a un microscopio electrónico de barrido Jeol 6300 y las características morfológicas, estructurales y químicas utilizaron un Microscopio electrónico de transmisión Jeol 2000FX-II operado a 200 kV.

Las probetas para pruebas de tracción uniaxial tuvieron un diámetro de 6 mm y 50.8 mm de longitud calibrada, fueron mecanizadas a partir del cordón de soldadura, ZAC y metal base. Las pruebas de tensión se realizaron en una maquina Shimadzu AG-10TG bajo control de desplazamiento a 100 kN, tasa de deformación de $1.6 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, el desplazamiento se midió con un extensómetro SG 50-50 a temperatura ambiente.

Las imágenes del MEB de la unión soldada longitudinal se muestran en la figura 1.5, donde el cordón de soldadura exhibió solidificación en la microestructura debido al ciclo de la soldadura, compuesta por grandes granos de ferrita columnar orientados al flujo del calor (áreas oscuras) ferrita acicular (áreas blancas) entre los granos columnares, las inclusiones no metálicas que, obtuvieron un diámetro promedio de 1.5 μm dentro de los puntos blancos (granos columnares).

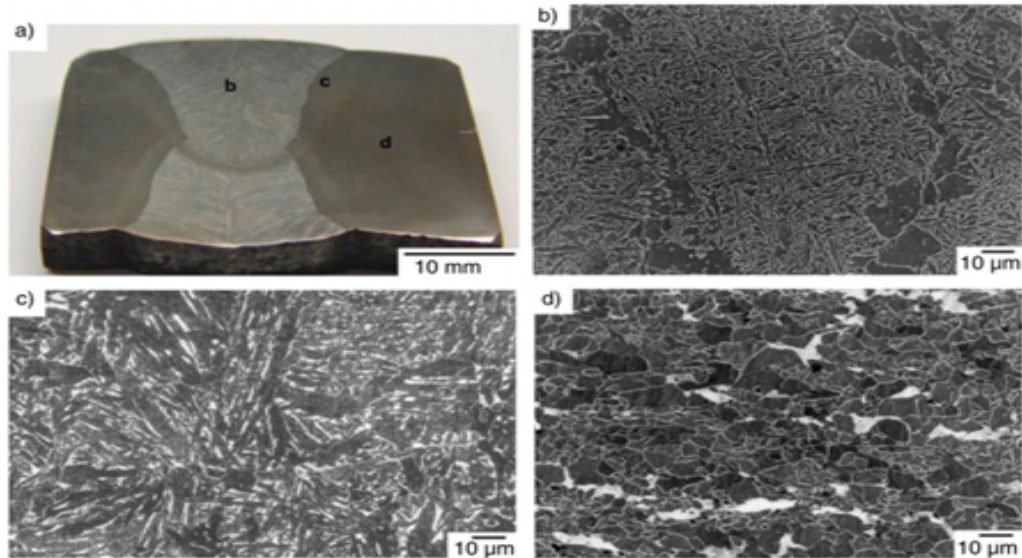


Figura 1.5 Micrografías MEB, a) junta soldada SAW envejecida naturalmente, b) granos grandes en el cordón de soldadura solidificado, c) ferrita fina acicular en la ZAC en la segunda zona recristalizada y d) matriz ferrítica en metal base que muestra una sección transversal en dirección de laminación [3]

Como resultado las superficies de fractura exhibieron falla tipo dúctil con micro huecos bien definidos, morfología que se relaciona con el mecanismo de nucleación y coalescencia de micro cavidades, el metal base mostró fractura frágil por clivaje transgranular.

1.1.4 Estudio experimental y numérico sobre fractura dúctil de aceros estructurales bajo diferentes estados de tensión

Liu et al [4] estudio ampliamente los micro mecanismos de la fractura dúctil, que consistió en el crecimiento de la tensión en once especímenes, mientras tanto la fractura dúctil en la triaxialidad alta esta denominado por dos factores principales, la deformación plástica equivalente y la tracción. Sin embargo, el daño de triaxialidad de bajo está asociado con formación de banda de corte.

Cabe resaltar que la investigación sobre el modelo de fractura dúctil dependiente del ángulo de Lode para aceros estructurales son escasos, por lo que probaron siete muestras de acero Q345 incluyendo tres especímenes de corte y un modelo de fractura que fue propuesto ya que es sensible a la tracción al estrés y dependiente del ángulo de Lode en regímenes de triaxialidad baja, positivos y negativos.

El ángulo de carga en la fractura dúctil de los materiales de acero Q460 en el que se introdujo la tensión en el tamaño y forma de la superficie de producción del material es una función de la triaxialidad y el parámetro de Lode fue propuesto para los aceros ASTM A992 [5]. Estos modelos han sido empleados en varios metales, además se requirieron de pruebas (particularmente pruebas de corte) para evaluar la fractura para diferentes estados de estrés.

Un criterio de fractura adecuado para el acero japonés SM490 bajo diferentes estados de tensión e investigar a fondo los efectos de la triaxialidad bajo tensión y el ángulo de Lode sobre el comportamiento de fractura de los aceros. La caracterización del estado de los modelos de fractura dúctil con dependencia de la triaxialidad y ángulo de Loe, se emplearon las ecuaciones 1.1, 1.2 y 1.3.

$$\rho = -\sigma_m = -\frac{1}{3}I_1 = -\frac{1}{3}(\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3) \quad (1.1)$$

$$q = \bar{\sigma} = \sqrt{3J_2} = \sqrt{\frac{1}{2}[(\sigma_1 + \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2]} \dots\dots\dots(1.2)$$

$$r = \left(\frac{27}{2}J_3\right)^{\frac{1}{3}} = \frac{27}{2}(\sigma_1 - \sigma_m)(\sigma_2 - \sigma_m)(\sigma_3 - \sigma_m)^{\frac{1}{3}} \quad (1.3)$$

Donde:

σ_1, σ_2 y σ_3 Son las tensiones principales;

p, q y r son las versiones escaladas de las tres variantes del tensor de la tensión.

Para obtener los parámetros realizaron una serie de pruebas, incluyendo 3 probetas de barra plana para las pruebas de tensión y ocho muestras para las pruebas de cizallamiento que fueron hechas con placa de acero SM490, con un espesor de diseño de 12 mm para facilitar el desarrollo de los estados de tensión. Todas las probetas fueron sometidas en una maquina MTS de 500 kN bajo control de desplazamiento a una velocidad de 0.02 a 0.05 mm/s como se muestra en la (Figura 1.6). Los desplazamientos los midieron utilizando un extensómetro de Ω de contacto en una longitud de calibre de 200 mm.



Figura 1.6 Máquina MTS donde realizaron las pruebas de tensión uniaxial de tres probetas en acero SM490 [4]

Los resultados cualitativamente experimentales mostraron periodo de carga elástica inicial, seguido de un periodo de deformación, endurecimiento por deformación y fractura final. Todos los fallos de las muestras mostraron fractura dúctil como se muestra en la figura 1.7, con el cual se lograron simular la fractura dúctil de estos aceros. Donde, figura 1.7a) muestra la probeta antes de realizar las pruebas mecánicas, figura 1.7b) el reverso de la probeta muestra fractura en el brazo de la probeta, figura 1.7c) se observa en la soldadura de la probeta la fractura macroscópicamente, figura 1.7d) con aumento de 0.65x muestran la unión soldada previamente a las pruebas de tensión, figura 1.7e) fractura en el transverso de la unión soldada a 0.65x, figura 1.7f) muestra deformación del cordón de soldadura, figura 1.7g) representa el resultado final de la fractura dúctil en el cordón de soldadura y figura 1.7h) se observa el endurecimiento de la segunda probeta por deformación.

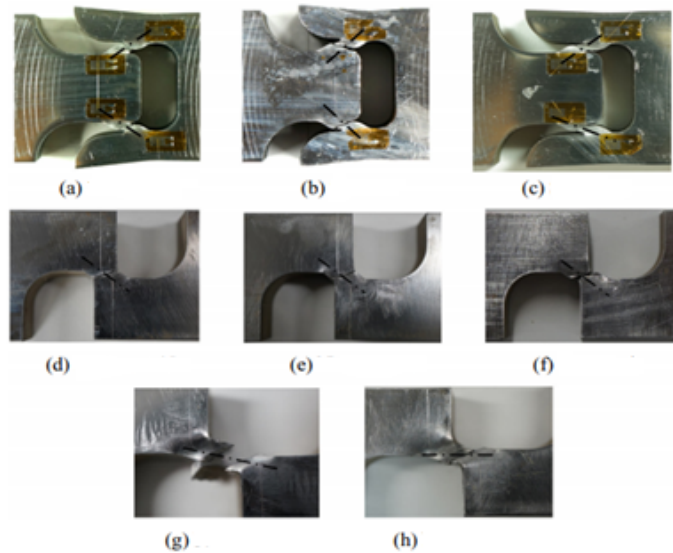


Figura 1.7 Figuras Macroscópicas de los ocho especímenes donde, a) probeta original, b) fractura en el transverso de la probeta, c) fractura en la unión, d) unión soldada antes de las pruebas de tensión, e) fractura en transverso de la unión, f) deformación en el cordón, g) resultado de la tensión, h) endurecimiento por deformación [4]

La fractura de estas muestras se produjo en la deformación plástica equivalente, el área de ambos lados de la probeta en la superficie fue muy grande, esto significa que la fractura final se produjo cuando la deformación plástica equivalente era relativamente elevada.

1.1.5 Investigación de eficiencia térmica y profundidad de penetración durante el proceso de soldadura por arco de tungsteno y gas (GTAW)

Una investigación numérica y experimental para obtener el campo térmico y profundidad de penetración para soldadura de acero inoxidable austenítico AISI 304L, Bharat et al [6] desarrollo un sistema 3D de elemento finito para simular el proceso de soldadura GTAW considerando una fuente térmica doble elipsoidal con una distribución de flujo de gas de W.

La profundidad de penetración de la unión y parámetros del proceso de soldadura incidieron en tendencia a la inhomogeneidad, es decir, su estructura interna presento fracturas, micro fisuras y porosidad, la calidad de la unión por soldadura dependió del calor inducido en el material base, metal de aporte utilizado y el proceso de soldadura.

La ecuación que utilizaron para calcular la eficiencia térmica y la profundidad de penetración, se basaron en el historial de tratamiento térmico de la placa para reducir costos de ensayos y experimentación, para efecto del estudio utilizaron la ecuación 1.4 para determinar la distribución de temperatura transitoria.

$$\frac{\partial}{\partial x} \left(k_x(T) \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(k_y(T) \frac{\partial T}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(K_z(T) \frac{\partial^5 T}{\partial z^5} \right) + Q = \rho C_p(T) \frac{\partial T}{\partial t} \quad (1.4)$$

Dónde:

T = temperatura nodal de la placa

k (T) = conductividad térmica dependiente de la temperatura

Cp= calor específico

ρ = densidad del material que asume la fase líquida y sólida

t= tiempo de soldadura

Q = flujo de calor hacia el metal base distribuido por la fuente de calor doble elíptica.

Para el desempeño del proceso utilizaron el parámetro de eficiencia de fusión el cual cuantifica la fracción de calor neto aplicado para llevar el metal base a su punto de fusión. La eficiencia térmica del proceso es descrita como la cantidad de calor absorbida por el metal a calentar dada por la fuente de calor. Este proceso lo realizaron con la ecuación 1.5

$$n_m = \frac{Q A_n S}{v I} \quad (1.5)$$

Donde:

H_m= eficiencia de fusión

Q= entalpia de fusión (J/mm³)

A_w= área de sección transversal del baño de soldadura fundida en mm²

V= voltaje de arco

I = corriente de soldadura en A

S= velocidad de soldadura en mm/s.

Los experimentos lo desarrollaron en placas de AISI 304L de dimensiones de 300×70×10 mm soldándola como junta a tope. Los especímenes fueron maquinados de una placa enrollada y la limpiaron mecánicamente antes del proceso de soldadura.

De acuerdo a los modelos que realizó Bharat et al [6] por elemento finito, la distribución térmica mostró diversos comportamientos donde se muestra el resultado de la primera simulación en la zona afectada por calor (ZAC) utilizando el método isométrico, como se muestra en la figura 1.8.

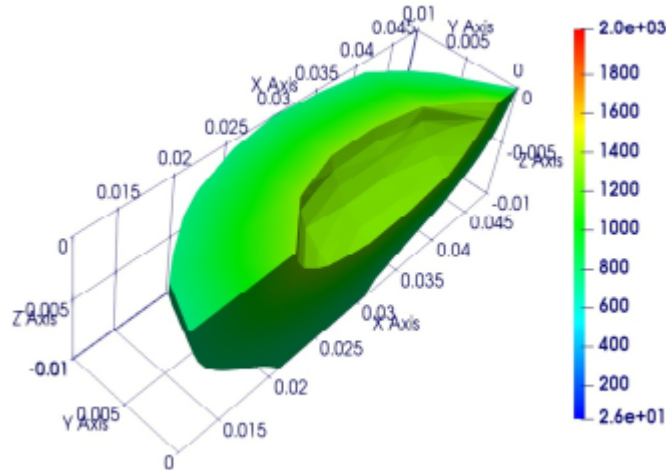


Figura 1.8 Distribución de temperatura y dimensiones del área afectada por calor (ZAC) [6].

En la Figura 1.9 se muestra una mejor comparativa entre las profundidades de penetración calculadas y medidas para la simulación 1, donde la profundidad de penetración se incrementa con la corriente y voltaje de soldadura y menor profundidad cuando aumenta la velocidad de soldadura. Basándose en el perfil de temperatura de la región calculada de fusión y el área afectada por el calor, encontraron que las temperaturas pico y las tasas de enfriamiento fueron más altas cerca de la línea central del cordón de soldadura.

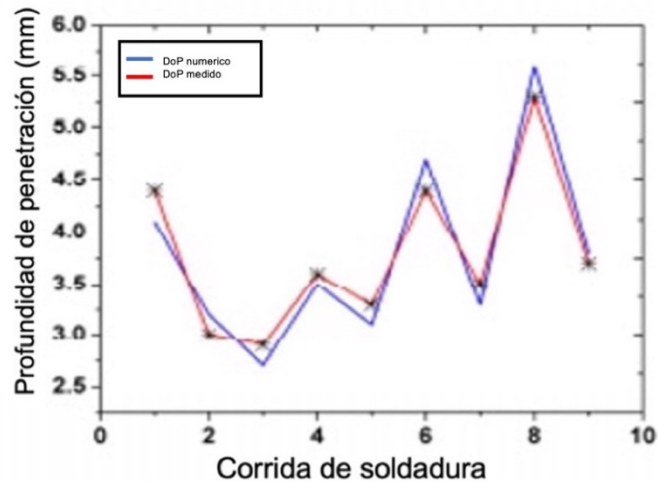


Figura 1.9 Representación gráfica para la comparación entre el cálculo numérico y profundidad de penetración medida [6].

1.1.6 Características de arco y apariencia de soldadura por arco de tungsteno y gas asistido por pulso ultrasónico

Para Chen et al [7] un nuevo proceso de soldadura es llamado GTAW asistido por pulso ultrasónico. En bajas frecuencias de 1 a 20 Hz, la forma de arco pasa de expansión a contracción y re expansión con la carga de frecuencia pulsada, lo cual es definido como arco pulsado.

Una comparación entre el tiempo base de las imágenes de arco con las del tiempo pico revelan que existen dos variaciones en la forma del arco. Primero, la forma del arco en el tiempo base tiene una gran diferencia comparada con aquella del tiempo pico en el diámetro y área del arco (figura 1.10a) con 1 Hz y (figura 1.10b) con 10 Hz. Segundo, la forma del arco en el tiempo base tiene una diferencia notable comparada con el tiempo pico en el diámetro y área del arco. (figura 1.10c) con 20 Hz, (figura 1.10d) con 50 Hz, (figura 1.10e) con 100 Hz y (figura 1.10f) con 250 Hz. Sin embargo, la forma del arco con la frecuencia de

pulso en 20 y 50 Hz fue significativamente mayor que aquella en las frecuencias de 100 y 250 Hz.

En el tiempo pico, las tasas de variación del MD-A (Diámetro máximo de arco) fueron mayores que aquellas de otras frecuencias de pulso cuando la frecuencia de pulso era 1, 100 y 250 Hz. La variación máxima de 18.62% en el MD-A fue obtenida con una frecuencia de pulso de 1 Hz. La tasa de variación mínima del MD-A fue obtenida con la frecuencia de pulso de 20 Hz.

En el tiempo base, la tasa de variación del MD-A con frecuencia de pulso de 100 y 250 Hz fueron mayores que aquellas de otras frecuencias. La máxima tasa de variación fue de 18.42% a una frecuencia de pulso de 100 Hz.

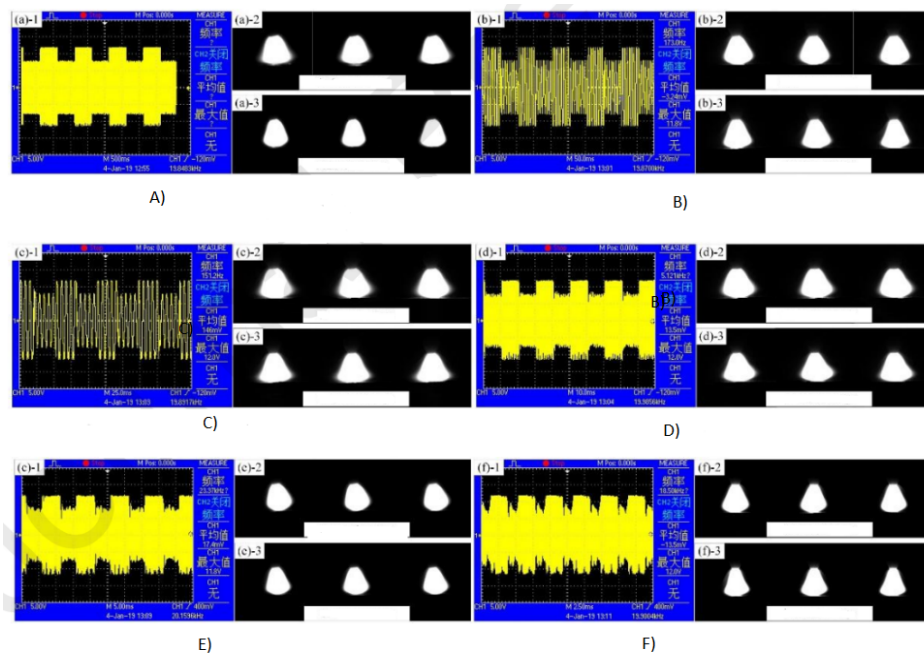


Figura 1.10 Imágenes de la forma de arco en diferentes frecuencias pulsadas, a) 1Hz, b) 10 Hz, c) 20 Hz, d) 50 Hz, e) 100 Hz, f) 250 Hz [7]

El “valor base del valor pico” muestra la diferencia entre la tasa de variación y la forma del arco en el tiempo base y en el tiempo pico denominada tasa de variación B-P. La tasa de variación B-P máxima de 11.54% fue obtenida con una frecuencia de pulso de 1 Hz. La tasa de variación B-P se redujo paulatinamente

cuando la frecuencia de pulso se incrementó de 1 hasta 50 Hz. Cuando la frecuencia de pulso excede los 50 Hz, la tasa de variación B-P básicamente se estabiliza.

La tasa de variación del diámetro de la longitud de arco es $0.5L$, el cual está expresado como la tasa de variación $D-A_{0.5L}$. La tasa de variación de $D-A_{0.5L}$ fue mayor que aquella de MD-A con la misma frecuencia de pulso. El grado de influencia de la frecuencia de pulso en $D-A_{0.5L}$ fue reducida con el incremento de la frecuencia de pulso. Cuando la frecuencia de pulso se encontraba en el rango entre 50 y 250 Hz, las tasas de variación de $D-A_{0.5L}$ se incrementaron con el incremento de frecuencia. Las tasas de variación de $D-A_{0.5L}$ en la frecuencia de 1 y 250 Hz fueron evidentemente mayores que aquellas con otras frecuencias. La tasa de variación máxima $D-A_{0.5L}$ fue obtenida con una frecuencia de pulso de 250 Hz con 31%. La tasa de variación B-P en $D-A_{0.5L}$ y MD-A presenta la misma tendencia de cambio.

Acorde a lo establecido anteriormente se puede dividir la frecuencia de pulso en 3 rangos: baja frecuencia 1 – 20 Hz; frecuencia media 20 – 50 Hz; frecuencia alta arriba de 50 Hz. En la frecuencia baja, la frecuencia de pulso llevo a la forma del arco de la expansión del pulso en etapa base hacia la contracción del pulso en la etapa pico y la expansión del pulso en la etapa base, lo cual puede ser definido como arco de pulso. El arco de pulso fue útil para mejorar la microestructura debido al batimiento del arco.

En la frecuencia media, la forma de arco no tiene la característica de la forma de arco de baja frecuencia, la cual fue reemplazada por un arco relativamente estable. La tasa de variación de la forma de arco fue entonces menor que con otras frecuencias. Luego entonces, la frecuencia media no fue satisfactoria.

En la alta frecuencia, la forma de arco fue más estable y la tasa de variación de la forma de arco se incrementó. En el método GTAW asistido continuamente por ultrasonido, el grado de compresión de arco fue incrementado con el aumento de la potencia del ultrasonido. La relación entre el grado de compresión de arco

en el pulso de alta frecuencia y el grado de compresión de arco en el ultrasonido continuo es aún desconocida.

Cuando la potencia del ultrasonido de 900 W fue implementada, la zona opaca del arco se contrajo. Por el contrario, la contracción de la zona clara del arco no fue evidente. Al alcanzar los 1200 W de potencia, la zona clara del arco comenzó a contraerse. La variación del diámetro del arco es incrementada con el aumento de la potencia del ultrasonido.

La máxima tasa de variación en D_{max} y $D_{0.5L}$ fueron obtenidos con una potencia del ultrasonido de 1500W, y fueron, respectivamente, 20.1% y 28.1%. Con la potencia del ultrasonido a 1500 W, la tasa máxima de variación de la longitud del arco fue obtenida y fue de 6.1%. Se observó una correlación lineal perfecta entre el área de arco y la potencia del ultrasonido. La tasa de variación del área del arco fue de 39.2% cuando la potencia del ultrasonido era 1500W.

Las secciones transversales de la soldadura se pueden apreciar en la Figura 1.11. Comparado con GTAW, la cara del metal de soldadura era evidente cuando el ultrasonido constante y el ultrasonido pulsado estaban presentes. En la figura 1.11a se observa de vista transversal la soldadura convencional aplicada por GTAW, en la figura 1.11b la presión de U-GTAW incremento significativamente a comparación de GTAW en la soldadura de raíz, en figura 1.11c aplicaron frecuencia baja de 5 Hz en soldadura PU-GTAW y en la figura 1.11d utilizaron 227 a 250 Hz durante la soldadura PU-GTAW

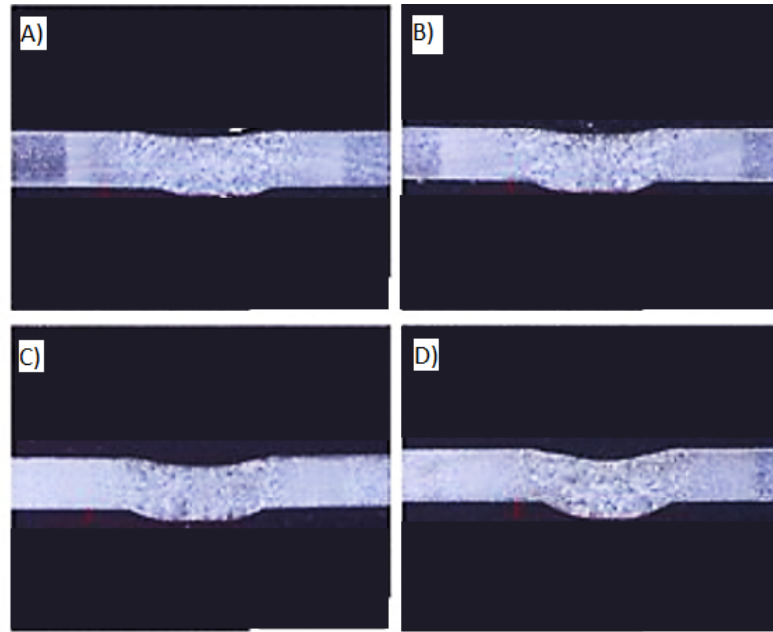


Figura 1.11 (a) GTAW convencional; (b) U-GTAW; (c) PU-GTAW a 5 Hz; (d) PU-GTAW a 250 Hz. [7]

El cambio de la energía de fusión en la soldadura fue la razón para el cambio en la apariencia del cordón aplicado. La energía de fusión se expresa con la ecuación 1.6.

$$E = (vS)\rho \left(\int^{T_m} C dT + H \right) \quad (1.6)$$

Donde:

E = energía de fusión.

V= velocidad de soldadura.

S= área de sección transversal de la soldadura.

P= densidad del metal base.

T_m= temperatura de fusión.

T₀= temperatura ambiente.

C= calor específico.

H= calor latente de fusión.

La potencia promedio de PU-GTAW fue reducida en comparación con U-GTAW. Sin embargo, la mejora del grado en que PU-GTAW y U-GTAW en energía de fusión fue comparable. Tanto que cuando PU-GTAW a 5 Hz fue implementado, la energía de fusión fue ligeramente mayor que en U-GTAW.

La forma de arco fue exitosamente manipulada a través del uso de ultrasonido. Comparado con GTAW, la forma de arco y apariencia de soldadura fueron mejorados en PU-GTAW. El incremento en la energía fue la razón fundamental de los parámetros geométricos de la apariencia de soldadura en GTAW asistido por ultrasonido.

1.1.7 Identificación de los parámetros de tenacidad a la fractura para comprender la resistencia a la fractura de aceros laminares avanzados de alta resistencia

Frometa et al [8] investigo la ductilidad limitada de los AHSS comparada con aceros convencionales ha generado nuevos problemas relacionados con fisuras que no pueden ser racionalizados a través de pruebas tradicionales de tensión ni rangos clásicos de ductilidad basados en valores de elongación.

Los materiales investigados en el trabajo son dos AHSS convencionales de primera generación (CP y DP). Los aceros fueron obtenidos como hojas de 1.4-1.5 mm de espesor. La composición química del acero se puede observar en la Tabla 1.2 y sus características se enlistan a continuación: La microestructura del acero CP consiste en una matriz homogénea martensítica de bainita templada, la microestructura del acero DP presenta una combinación de ferrita/bainítica y martensita, la microestructura presente en el acero TBF presenta una fase dual consistente de ferrita y bainita con cantidades significantes (11%) de austenita

retenida metaestable, el acero Q&P tiene una matriz homogénea de martensita/bainita con austenita retenida (6%).

Tabla 1.2 Composición química de los aceros AHSS en porcentaje de peso [8]

Grado de Acero	C	Si	Mn	Cr	B	Al
Cp	0.11	0.34	-2.3	0.12	0.0017	0.040
Dp	0.19	0.18	-2.3	0.46	0.0003	0.048
Tbf	0.20	0.84	>2.4	0.17	0.0003	0.039
Q&P	0.12	0.81	>2.4	0.18	0.0002	0.043

Los métodos de evaluación para la tenacidad de la fractura utilizados para evaluar los aceros en esta investigación son 3, los cuales proporcionarán los parámetros necesarios para determinar la tenacidad de cada material propuesto y posteriormente se compararán los resultados.

La integral-J, caracteriza de la tensión en la punta de la fractura en materiales elásticos no lineales. La tasa de liberación de energía no lineal J puede ser escrita como una integral de contorno ecuación 1.7.

$$J = \int_{\Gamma} \left(w dx_2 - T_i \frac{\partial u_i}{\partial x_1} ds \right) w = \int_0^{\varepsilon_{ij}} \sigma_{ij} d\varepsilon_{ij} \quad (1.7)$$

El proceso de fractura dúctil toma lugar en dos regiones diferentes (Figura 1.12), zona del proceso de fractura interna (FPZ) y región plástica externa. El trabajo que desarrollaron en la FPZ es llamado el trabajo esencial de fractura (W_e), el trabajo disipado en la región plástica externa es el trabajo plástico no esencial (W_p), el cual depende del volumen deformado en la región que rodea al

plano de la fractura. Luego entonces, el trabajo por fractura dúctil puede ser expresado por la ecuación 1.8.

En la figura 1.12a se observa las placas soldadas DENT de 240 x 55 mm, señalando en el centro la zona plástica antes de que realizaran las pruebas de carga, en la figura 1.12b se muestra la curva de carga vs desplazamiento para W_i y W_f y en la figura 1.12c se observa en la grafica que W_f es independiente de la longitud de W_e , por lo tanto, la longitud fue calculada a partir de un promedio de los valores l_0 de diferentes longitudes.

$$W_f = W_e + W_p = w_e l_0 t_0 + \beta w_p l_0^2 t_0 \quad (1.8)$$

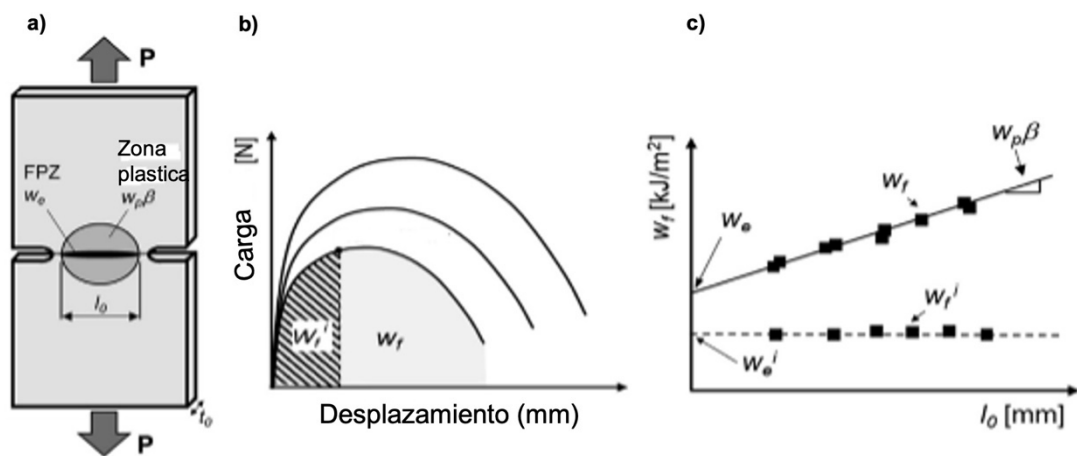


Figura 1.12 Muestra DENT del procedimiento experimental para determinar el trabajo específico para el inicio de la fractura [8].

En los resultados para las mediciones de la integral-J se observaron dos tipos diferentes de fractura. El primer tipo fue observado en los aceros CP y Q&P, ambos con un inicio de falla en $J_{iCT} = 125 \text{ kJ/m}^2$ y 118 kJ/m^2 respectivamente y cerca del inicio de la propagación de la fractura $J_{cCT} = 248 \text{ kJ/m}^2$ y 260 kJ/m^2 respectivamente.

Ambos aceros exhiben curvas J-R muy similares, caracterizadas por una pendiente pronunciada en la parte inicial de la curva y un incremento notable de valores J durante la propagación de la fractura, el segundo tipo de fractura fue observado en los aceros DP y TBF con valores de inicio de falla $J_{iCT} = 84 \text{ kJ/m}^2$ y 89 kJ/m^2 respectivamente, y en el inicio de la propagación estable de la fractura de $J_{iCT} = 144 \text{ kJ/m}^2$ y 169 kJ/m^2 respectivamente.

Los resultados del EWF se exhiben valores de iniciación de estrés de $w_{e\text{ crack}}^i/w_{e\text{ notch}}^i = 0.36$ para CP y TBF, y 0.39 para DP y Q&P. w_e también muestra una fuerte dependencia al radio de la muesca en DP, TBF y Q&P con valores $w_{e\text{ crack}}^i/w_{e\text{ notch}}^i = 0.47, 0.48$ y 0.42 respectivamente. Algunos materiales son insensibles al radio de la muesca mientras que otros son altamente dependientes, es por esto que la determinación de dureza de la fractura para una muesca determinada podría no ser lo suficientemente confiable para evaluar la resistencia del material a la fractura.

Los resultados muestran que la resistencia de propagación de grieta de cada acero fue: CP $w_{e\text{ crack}} = 405 \pm 11 \text{ kJ/m}^2$; Q&P $w_{e\text{ crack}} = 194 \pm 12 \text{ kJ/m}^2$; DP $w_{e\text{ crack}} = 138 \pm 20 \text{ kJ/m}^2$; TBF $w_{e\text{ crack}} = 149 \pm 13 \text{ kJ/m}^2$. A pesar de que DP y TBF tienen w_e muy similares, muestran comportamientos muy diferentes de fractura.

Por último, la prueba de desgarre tipo Kahn muestra que CP y Q&P tienen una UIE muy similar entre sí y superior a DP y TBF. TBF alcanza una P_{max} muy similar a CP, pero un desplazamiento significativamente menor, lo cual resulta en una UIE muy pobre. DP exhibe la UIE más baja de todos los aceros, muestra un desplazamiento muy similar a TBF en carga máxima y el P_{max} más bajo.

CP tiene la mayor energía de propagación seguida por TBF y Q&P. Por último, DP tiene la menor resistencia a la propagación de fractura, las diferentes metodologías probadas proporcionan diferentes valores de energía gastada para la iniciación de fractura (J_i , w_e^i and UIE) y para propagación de fractura (J_c , w_e and UPE).

Basándose en los resultados de las investigaciones respecto al efecto de la geometría en los especímenes y de la raíz del radio de muesca en mediciones

de resistencia a la fractura, se puede concluir lo siguiente: La resistencia a la iniciación a la fractura es independiente de la geometría del espécimen, la geometría del espécimen no tiene influencia en la determinación de la integral-J en la iniciación de fractura y cerca del inicio de la propagación de fractura estable, el radio de la muestra ha mostrado tener una influencia significativa en las mediciones EWF.

Las diferencias principales entre los parámetros de la dureza a la fractura caracterizados por las tres técnicas son: Las pruebas de desgarre tipo Kahn han mostrado ser lo suficientemente confiables para estimar la resistencia a la iniciación de fractura, algunos materiales podrían mostrar una gran contribución a la resistencia de propagación de fractura después de la iniciación.

We ha mostrado cuantificar de mejor manera la resistencia a la propagación de fractura en placas delgadas que J_c , la contribución adicional al EWF desarrollado en la FPZ después de la iniciación de fractura, proviene principalmente del estrechamiento.

Estimaciones de dureza convencionales basadas en el producto de UTS x TE, no son adecuadas para describir la resistencia a la fractura de los AHSS, para los aceros investigados en este estudio, los parámetros de fractura por tensión dan una mejor estimación de la resistencia a la iniciación de fractura y J_c .

1.1.8 Análisis microestructural y mecánico de la ZAC en uniones soldadas CMT robotizadas en acero aleado HSLA

En una investigación relacionada con análisis microestructural y mecánico en acero HSLA al Ni-Cr en placas de acero HSLA al Ni-Cr [9] se realizaron en treinta y un diferentes combinaciones de parámetros de soldadura robotizada por transferencia de metal en frío (CMT-P). Los parámetros evaluados fueron corriente de soldadura (A), velocidad de soldadura (mm/min), precalentamiento (°C) y caudal de gases de protección sobre la calidad de la microestructura y resistencia mecánica bajo.

Se usó espectrometría de emisión óptica para obtener la composición química y el metal de aporte. La soldabilidad del acero y alambre ER70s-6 se determinó utilizando el diagrama de Graville. El metal base se localizó en zona III (difícil soldabilidad) mientras que el metal de aporte se encontró en Zona I (fácil soldabilidad).

En la Tabla 1.3 se muestran las propiedades mecánicas del acero aleado y metal de aporte donde el primero, obtuvo mayores valores de dureza HRC y la resistencia mecánica bajo tensión debido a la aleación (2.5 partes de Ni y 1 parte de Cr), en comparación del alambre ER70S6, que mostró inferiores al acero HSLA.

Tabla 1.3 Propiedades mecánicas del alambre ER70S6 y acero HSLA aleado [9]

Material	Dureza	S _o (MPa)	S _u (MPa)	Elongación (%)
Alambre ERS70S6	92.6 HRB	430	530	21
Acero al Cr-Ni	32.3 HRC	777	1243	14

Para el proceso de soldadura en placas de 110x110x4 mm de largo ancho y espesor formaron ensambles a traslape (soldando la parte inferior y superior), con un sólo cordón de soldadura en cada lado. La unión de soldadura presentó longitud de traslape de 25.4 mm. Se usó proceso CMT-P con arco pulsado de 5 Hz utilizando aporte ER70S6 de 1.2 mm de diámetro y mezcla de gases de 95% Ar y 5% CO₂, 23 V y la velocidad de alimentación de alambre a 97 mm/s con brazo robótico Yaskawa 1400 y fuente de alimentación Fronius TransPuls 4000.

Las probetas de tensión las obtuvieron del centro de cada unión soldada CMT utilizando una máquina de corte por chorro de agua Mitsubishi Electric Supreme con dimensiones 142mm x25.4mm x4 mm de largo, ancho y espesor, por triplicado para cada condición en máquina electromecánica universal de tensión Instron 4482 con celda de carga de 100 kN bajo rapidez de deformación de 15 mm/min.

Las probetas para los análisis macro y microestructural las prepararon metalográficamente, en primera instancia se realizó corte en máquina por chorro de agua con dimensiones de 25x10 mm de largo y ancho para montarlas en baquelita para su manipulación y desbaste con papel abrasivo de diferentes grados, en seguida pulieron con agregado Al_2O_3 en agua sobre paño húmedo, para que finalmente atacar químicamente con Picral al 4% (4 g ácido pícrico y 100 ml de alcohol metílico) por el método de inmersión por 45 s para revelar características microestructurales.

El análisis macroestructural de uniones soldadas fue realizado por inspección visual y estereoscopia para evaluar la calidad, sanidad e identificar los defectos de soldadura. Las macrografías las procesaron y analizaron mediante software ImageJ, con calibración para diferentes escalas de magnificación. Con este procedimiento es como obtuvieron el ancho de la ZAC promedio para cada unión soldada CMT tomadas a 10x. Para el análisis microestructural utilizaron las muestras metalográficas de las uniones soldadas CMT para revelar las fases microestructurales del metal de soldadura, ZAC y metal base mediante microscopio óptico Carl Zeiss Axiovert 40 MAT con cámara y software, las micrografías las realizaron a 500x.

Como resultado de la investigación identificaron cuatro condiciones representativas, tres corridas próximas a la carga máxima a la tensión (CMT24, CMT22 y CMT27) y una con la menor carga que fue (CMT6). En la figura 1.13, se observa el comportamiento de tracción representado como curva carga-desplazamiento para las cuatro uniones CMT, donde se muestra incremento en los valores de carga de tensión conforme aumenta el desplazamiento de acuerdo a las combinaciones de parámetros de soldadura que aplicaron.

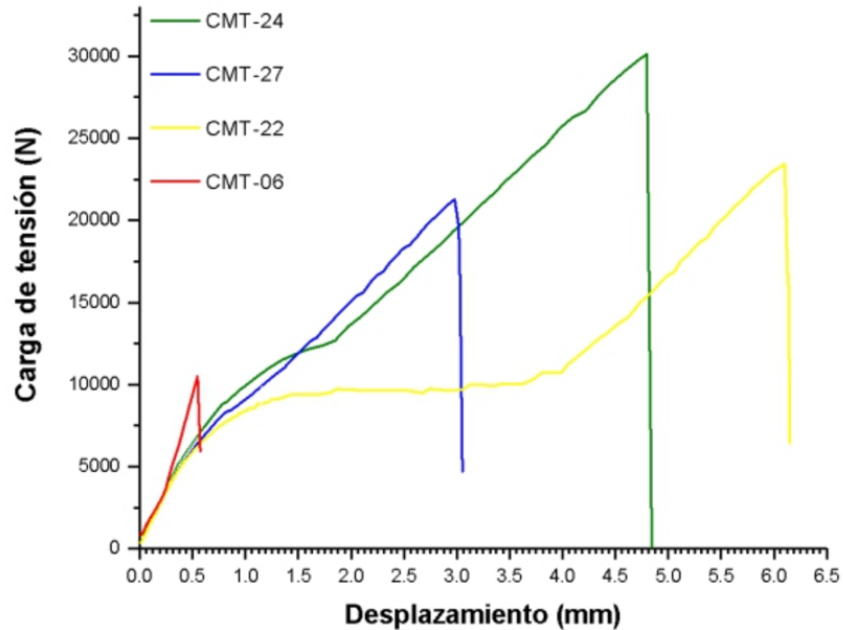


Figura 1.13 Curvas carga-desplazamiento para cuatro corridas de soldadura robotizada CMT-P [9]

La unión con mejor comportamiento microestructural y mecánico fue CMT24 por la selección de parámetros 163 A, avance intermedio de soldadura de 70 mm/s y un precalentamiento mayor de 250 °C, aplicados a con soldadura CMT-P, lo que esta combinación es recomendada por García et al [9] para aplicar en acero aleado HSLA al Cr-Ni.

1.1.9 Efecto del calor de entrada sobre la microestructura y micro dureza en uniones soldadas GTAW-P robotizadas para acero HSLA

En un estudio referente al efecto del calor de entrada neto (Q_{net}) en uniones soldadas GTAW-P con doble cordón para acero HSLA por Fuentes et al [10] se realizó el análisis comparativo de la microestructura, ancho de la ZAC y dureza Vickers de uniones soldadas a tope GTAW-P robotizada, evaluando la corriente de soldadura (A), velocidad de soldadura (mm/min), voltaje de arco (V) y precalentamiento(°C) con el fin de mejorar la soldabilidad, sanidad y calidad de las uniones en acero experimental HSLA.

La composición química del alambre de soldadura ER70S6 y metal base se especifica en la Tabla 1.4, datos que se obtuvieron mediante espectrometría de emisión óptica de Spectrolab, mientras que, los contenidos de C y S los obtuvieron con el método de combustión directa y detección infrarroja.

Tabla 1.4 Composición química del metal de aporte y metal base [10].

Material	Elemento químico (% peso)								
	C	Mn	Si	Ni	C	Mo	P	S	C _{eq}
ER70S-6	0.10	1.62	0.97	0.15	0.15	0.15	0.02	0.02	0.49
Acero HSLA	0.28	1.34	0.42	1.82	0.53	0.54	0.01	0.00	0.86

Para el proceso de soldadura las placas se prepararon con bisel recto de 90° en área a soldar con abertura de raíz de 0.9 mm (mismo diámetro al metal de aporte) en posición plana 1G, con electrodo de W al 2% CeO₂ 3.2 mm de diámetro, longitud de arco pulsado de 2.5 mm, desplazamiento de soldadura fue en empuje a una frecuencia de 20 Hz y velocidad de alimentación de alambre de 1.2 mm/s., gas de protección Ar 99.99 % con caudal de 14 L/min, transferencia de metal por corto circuito por medio de arco pulsado, utilizando robot Fanuc Arc Mate 120ic; Variando los cuatro parámetros de soldadura de corriente de soldadura (209 a 333 A), voltaje de arco (13 a 16.2 V) precalentamiento (25 a 150 °C) y S (3 a 8 mm/s) de acuerdo al DOE preparado para la experimentación.

Para la caracterización microestructural utilizaron probetas transversales de 27mm x15mm x4 mm de largo ancho y espesor respectivamente, preparadas metalográficamente y atacadas químicamente con Picral al 4% mediante técnica de inmersión durante 90 s, para revelar las características microestructurales del cordón de soldadura, ZAC y metal base, expuestas al microscopio óptico (Carl Zeiss Axiovert 40 MAT) utilizando aumento de 500x.

La unión con adecuada concentricidad entre los cordones se obtuvo con la combinación de parámetros (285 A, 16.2 V y 5 mm/s) como se muestra en (Figura 1.14 a) Mientras que, la unión con la combinación (200 A, 13 V y 3mm/s) presentó desalineación en ambos cordones de soldadura, sin defectos y adecuada fusión. La probeta GTAW6 con parámetros de 333 A, 14.9 V y 8 mm/s mostró cordón de respaldo con mayor tamaño que el de relleno sin ningún defecto, ver Figura 1.14b. Y Figura 1.14c) de forma longitudinal se observa el cordón de soldadura en el anverso de la probeta con mayor tamaño.

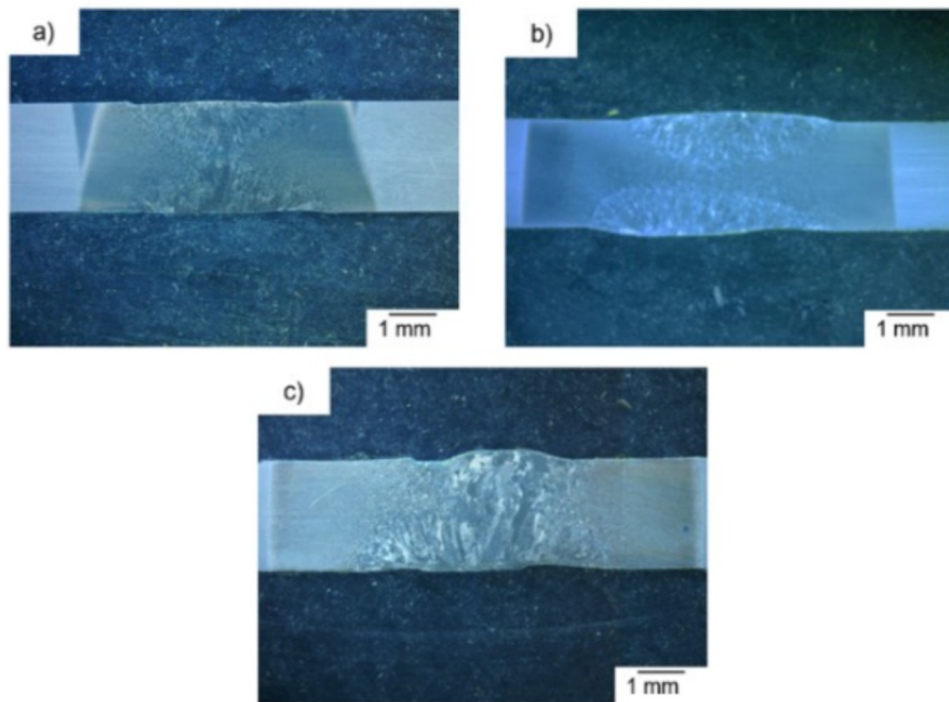


Figura 1.14 Macrográficas mediante estereoscopia a 6.5x para uniones de acero HSLA: a) GTAW5 sin defectos de soldadura, b) GTAW1 con desfaseamiento entre cordones y c) GTAW6 con cordón de respaldo de mayor tamaño que de relleno [10].

La conclusión de esta investigación refiere que la entrada de calor adecuada a aplicar en el acero HSLA son de 0.403 kJ/mm, 0.563 kJ/mm y 0.600 kJ/mm esta última debido a que la mejor probeta (GTAW 5) presentó cordón de soldadura

con microestructura compuesta con granos alargados de ferrita primaria y agujas de martensita entre los granos.

1.1.10 Efecto del aporte de calor de soldadura sobre la microestructura y las propiedades mecánicas de la junta de acero HSLA.

Esta investigación Dong *et al* [11] reportan la influencia del aporte de calor en la microestructura y resistencia al impacto en la zona afectada por el calor (ZAC) en las uniones soldadas que prepararon para su caracterización, con dimensiones 200 mm x 9100 x 96 mm, y cuya la composición química se muestra en la (Tabla 1.5.)

Tabla 1.5 Composición nominal del acero HSLA en % peso [11]

C	Si	Mn	Cr	Mo	Cu	S	P	Fe
0.13-0.18	0.17-0.37	0.50-0.80	2.20-2.50	0.77-0.90	<0.30	<0.03	<0.03	Bal

Se prepararon con un cepillo de acero inoxidable el óxido y con acetona las superficies de las placas de acero HSLA previo al proceso de soldadura, a fin de eliminar la grasa presente. El procedimiento de soldadura empleado fue GTAW autógena automatizada, utilizando gas protector de Ar con caudal de 10 L/min, la longitud del arco lo mantuvieron constante en 3 mm con voltaje de soldadura de 11 V.

La entrada de calor de soldadura (E) lo calcularon con la ecuación 1.9

$$E = gIU / m \quad (1.9)$$

Donde I, U, v y g son la soldadura corriente, voltaje de soldadura, velocidad de soldadura y eficiencia del arco, respectivamente.

Las muestras se atacaron con solución Nital al 4% y observadas en microscopio óptico (MO) para el análisis microestructural a 1mm por debajo de la superficie de la soldadura.

En los resultados de microestructura del metal base se observó bainita granular que constaba de carburos (negro) y ferrita (blanco) como se muestra en la (Figura 1.15), misma que resultó como consecuencia de los aportes de calor de soldadura de 0.25 y 0.67 kJ/mm, denotando que la penetración de la soldadura aumentó al elevar la entrada de calor de soldadura.

El metal base presentó cerca de la línea de fusión diferentes ciclos térmicos con distintas microestructuras, formando ZAC cuando la entrada de calor de soldadura fue de 0.25 kJ/mm, tiempo de enfriamiento cercano a 0.88s lo que esta rápida velocidad de enfriamiento produjo fases frágiles y duras en la ZAC.

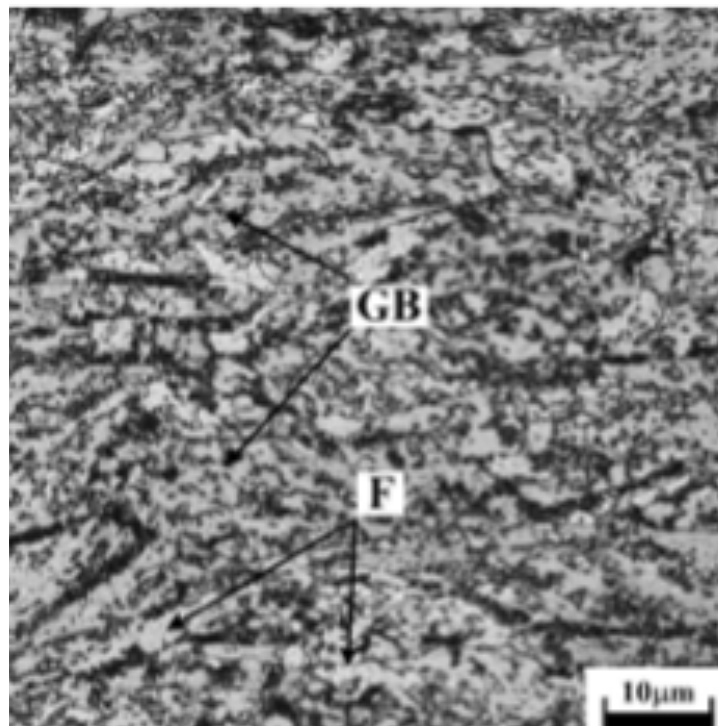


Figura 1.15 Microestructura del metal base del acero HSLA laminado, bainita granular (GB) y ferrita (F) [11].

La conclusión de esta investigación reporta que el aumento de la entrada de calor de soldadura restringe la formación de martensita y promueve la formación de la martensita en bainita. Cuando la entrada de calor es de 0.67 kJ/mm la microestructura de la ZAC fue bainita inferior fina con algo de ferrita acicular, la superior se produjo en la ZAC cuando la entrada de calor de soldadura fue de 0.77 kJ/mm, es decir, que las mejores propiedades en la ZAC se obtuvieron cuando el calor de entrada fue de 0.67 kJ/mm.

1.1.11 Efecto del movimiento de antorcha sobre la microestructura, las resistencias a la tracción, al impacto, la fractura de la ZAC y el cordón de soldadura mediante el proceso robótico GMAW en acero ASTM A36

En esta investigación Guzmán et al [12] analizó el efecto del movimiento de antorcha sobre la microestructura, resistencia a la tracción y la fractura en uniones soldadas en placas de acero ASTM A36 en uniones soldadas a tope en posición 1G, con la técnica GMAW-MIG, la preparación fue con bisel de 60° en la zona a soldar utilizando un electrodo ER70S6 de acero al carbono de 1.2 mm de diámetro. La mezcla de gas inerte fue 82% Ar y 18% CO₂ con caudal de 15 L/min; el proceso MIG fue mediante transferencia de metal en cortocircuito con arco pulsado sobre cupones de soldadura con dimensiones de 250mm x250mm x9.5 mm de largo, ancho y espesor; utilizando robot estacionario Comau con control manual, brazo C5G con seis ejes de movimiento, estación de trabajo con dos mesas y fuente de alimentación Fronius modelo Transpuls 4000.

Las propiedades mecánicas del aporte y metal base se presentan en Tabla 1.6, donde se observa que el metal de aporte mostró mayor resistencia mecánica que el metal base.

Tabla 1.6 Composición química del electrodo ER70S-6 y acero ASTM A36 [12].

Material	Elemento (% peso)						
	C	Mn	Si	Nb	P	S	C _{eq}
ER70S6	0.10	1.15	0.41	0.01	0.00	0.00	0.31
ASTM A36	0.05	0.94	0.01	—	0.00	0.00	0.21

El diseño de experimentos lo realizaron en el software Minitab 2017 [13] para el proceso de soldadura robótica GMAW, evaluando cuatro parámetros críticos: velocidad de soldadura (W_s) con dos valores, potencia (P , energía para soldar dependiendo del promedio de soldadura, corriente y voltaje del arco) tuvieron en cuenta dos valores, la longitud de arco y (AI , longitud entre alambre y pieza de trabajo) con dos valores y cuatro tipos de movimiento de antorcha (lineal, triangular, sinusoidal y circular) incluyendo valores de amplitud y frecuencia (Hz).

Para caracterizar la resistencia a la tracción de las uniones soldadas utilizaron probetas reducidas de 25 mm de longitud calibrada, 6 mm de ancho, 14 mm de espesor y 120 mm de largo total, teniendo la unión soldada en su centro (Figura 1. 16).

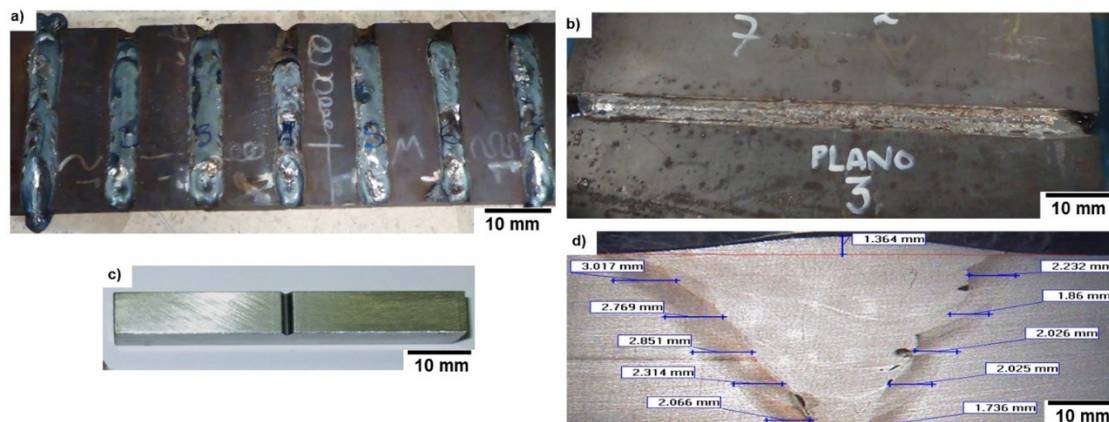


Figura 1.16 (a) Juntas soldadas a tope para pruebas de impacto; (b) juntas robóticas GMAW para pruebas de tensión; (c) espécimen tipo Charpy y (d) probeta para evaluación de dureza Vickers y la microestructura [12].

Para la caracterización microestructural utilizaron probetas con dimensiones de 40 mm de largo y 10 mm de ancho, fueron pulidas con Al_2O_3 en agua, posteriormente aplicaron solución de Nital al 2% para la revelar las características microestructurales de las zonas en estudio utilizando un microscopio Nikon con placa invertida y cámara digital conectada a una computadora con elemento NIS D3.2.

La fractografía se realizó a lo largo de la ZAC de las probetas fracturadas por pruebas de impacto, utilizando un microscopio electrónico de barrido de emisión de campo Carl Zeiss Gemini Supra 55 VP a 10 KV con una señal eléctrica secundaria.

El ancho de la ZAC aumentó para tres tipos de movimiento de antorcha, el movimiento lineal generó ancho de la ZAC mas grande (1.84 mm) con aumento del 30%, seguido del sinusoidal con 24%, es decir, ancho de la ZAC de 1.76 mm, el circular con 14% con ancho de ZAC de 1.62 mm en comparación del valor mínimo (1.42 mm) del tejido triangular, donde el calor se disipó rápidamente debido al enfriamiento acelerado.

El comportamiento del mayor ancho de la ZAC generado por el movimiento de la antorcha lineal estuvo relacionado con la acumulación de calor bajo el arco en una zona lineal limitada, lo que provocó que el enfriamiento se retrasara dando lugar a una mayor afectación térmica en el punto de fusión. Además, la junta soldada presento un exceso de soldadura en la raíz y una cara de soldadura discontinua transversal a la junta (Figura 1.17).

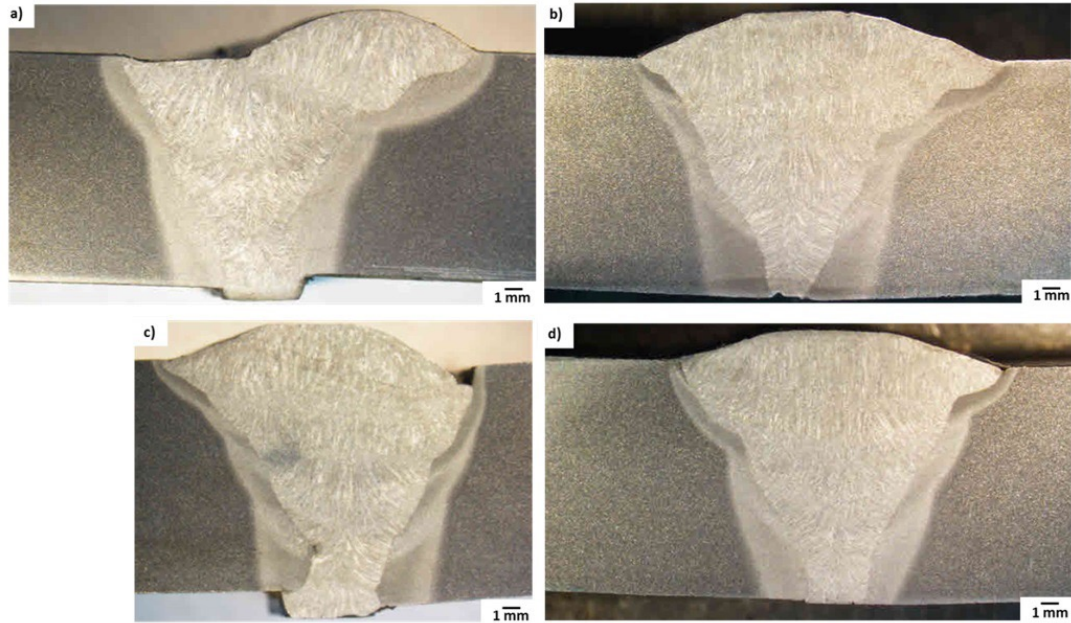


Figura 1.17 Macrografías de uniones soldadas a tope en condición de soldadura A (201 A, 27 V, Velocidad de soldadura 38.5 cm /min) con soldadura robótica GMAW con diferentes movimientos de soldadura: a) lineal, b) sinusoidal, c) circular y d) triangular [12].

En la condición de la soldadura con 159 A, 23 V, velocidad de soldadura de 31.5 cm/min encontraron un aumento notorio en el ancho de la ZAC que alcanzaba el 77% mediante el movimiento de la antorcha lineal con ancho de ZAC de 2.05 mm, seguido del movimiento sinusoidal con 52% es decir, 1.76 mm de ancho de ZAC (Figura 1.18), mientras que el tejido triangular tuvo el ancho más bajo de ZAC de 1.16 mm, favorecido por una reducción del 21% en la corriente de soldadura.

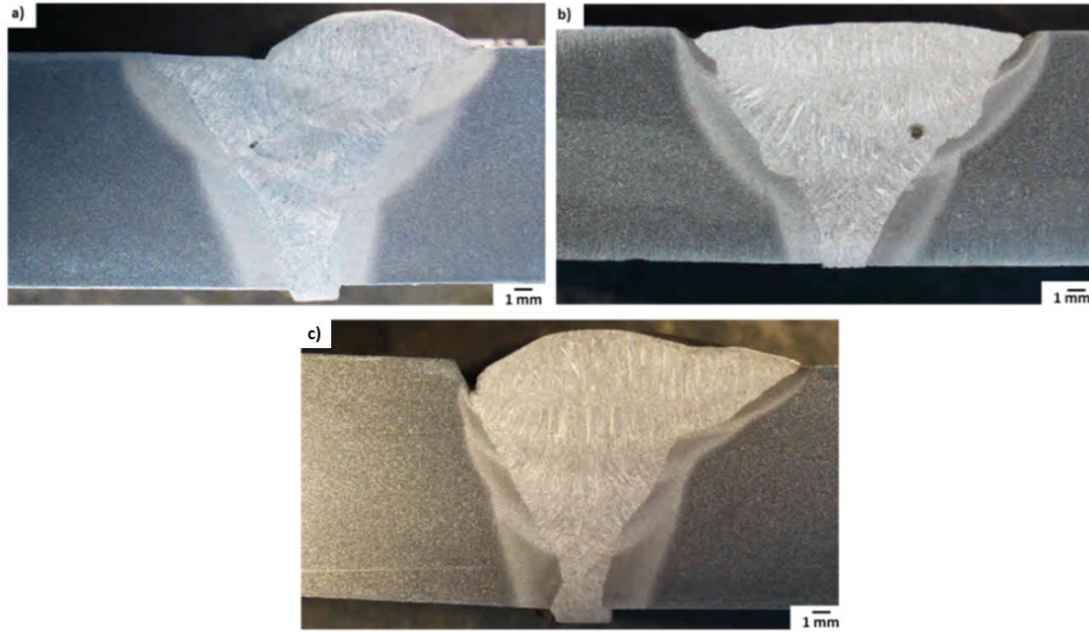


Figura 1.18 Macrográficas de uniones soldadas a tope en condición de soldadura B (159 A, 23 V, velocidad de soldadura de 31.5 cm/min) utilizando soldadura robótica GMAW y diferentes movimientos de soldadura a) lineal, b) sinusoidal y c) triangular [12].

Para el movimiento de antorcha lineal, encontraron un exceso de soldadura en la raíz en la unión, diámetro de poro de 0.18 mm en la línea de fusión entre los cordones de soldadura cercanos al metal base y la altura de la cara de soldadura media a 2.07 mm.

Comparando las condiciones de soldadura evaluadas, encontraron que el movimiento de antorcha lineal generaba mayor ancho de la ZAC fenómeno asociado a la concentración de calor en la entrada. También observaron que la condición B les generó mayor ancho de la ZAC incrementando un 11% en comparación de la condición A, siendo la corriente de soldadura la variable crítica.

1.2 Planteamiento del problema

Para el presente estudio, el acero HSLA al Cr-Ni fue suministrado por una industria acerera y cuya finalidad es para aplicación balístico automotriz, se encuentra en fase de mejora para uso en aplicaciones industriales más eficientes.

El tema referente a la unión de este acero específico es de suma importancia, toda vez que su aplicación final será de altos requerimientos mecánicos.

Al ser un acero experimental, se han realizado investigaciones previas sobre soldabilidad con técnicas convencionales y bajo calor, donde se ha tratado de encontrar la combinación de parámetros de soldadura que mejoren las propiedades mecánicas, microestructurales de las uniones soldadas del acero aleado al Cr Ni, alargando su vida útil y controlar las fracturas. El problema se deriva, que al no existir análisis específico sobre los tipos de fractura, no hay estudios donde explicita bajo qué condiciones pueden presentarse fracturas en la soldadura o que causas la promueven en el acero balístico.

El problema de soldar acero aleado es la tendencia al agrietamiento y la precipitación de carburos de cromo, que ocasiona la corrosión de estos aceros. El estudiar este acero experimental es de importancia para la aplicación en nuevos blindajes balísticos, se aplica soldadura en la protección balística para reforzar la resistencia a los impactos mecánicos externos. Las causas de fractura para uniones GTAW-P robotizadas se debe a una deficiente aplicación de los parámetros de soldadura básicos como (corriente, voltaje, frecuencia del arco y velocidad de soldadura).

1.3 Justificación

Fue importante realizar esta investigación ya que aporó información relevante sobre el tipo de fractura de uniones soldadas robotizadas de este acero experimental sometido a proceso de soldadura de arco pulsado de tungsteno con protección de gas (GTAW-P), para poder prevenir o reducir la fractura de este material, explicando sus causas de la mala aplicación de la soldadura, deficiencia en la calidad de los materiales o error humano, la consecuencia de la fractura es no cumplir con las expectativas del blindaje esperado. Es por eso que se propone a la industria automotriz combinaciones de parámetros de soldadura aplicados como voltaje del arco, corriente de soldadura, frecuencia del arco pulsado, precalentamiento y velocidad de soldadura para el blindaje automotriz.

1.4 Objetivos

El objetivo principal de esta investigación es llevar a cabo el análisis mecánico y fractográfico de diferentes uniones soldadas GTAW-P robotizadas bajo tensión uniaxial, aplicando diferentes combinaciones en los parámetros de soldadura con el fin de mejorar la soldabilidad, sanidad y calidad de las uniones para las exigencias requeridas en el acero balístico automotriz.

1.4.1 Objetivos específicos

Los objetivos se realizaron acorde a los siguientes cuatro puntos

- 1- Realizar el proceso de soldadura GTAW-P robotizado en sesenta y dos uniones con diferentes parámetros de soldadura (voltaje del arco, corriente de soldadura, frecuencia del arco pulsado, precalentamiento y velocidad de soldadura)
- 2- Maquinar las uniones de acuerdo con el código AWS D1.1 [14]
- 3- Aplicar mediante maquina universal de pruebas de tensión los especímenes, para determinar los mejores parámetros de soldadura y la resistencia máxima a la tensión uniaxial.
- 4- Realizar la fractografía estereoscópica para analizar la morfología y origen de la fractura mediante análisis digital de seis especímenes seleccionados por su mejor y bajo desempeño mecánico. La caracterización de la superficie de la fractura se realizó mediante el estereoscopio.

1.5 Alcances

El alcance de la investigación fue obtener el estudio fractográfico de treinta y uno uniones GTAW a seis probetas con el mejor y bajo desempeño mecánico bajo las condiciones de fractura con técnica GTAW-P robotizada en acero HSLA aleado al Cr-Ni experimental y determinar el origen de la fractura y su morfología para identificar el tipo de fractura que lo ocasiono. Por lo que en esta investigación solo se sometió al análisis mecánico y fractográfico mediante estereoscopio Stemi 2000-C.

1.6 Limitaciones

Existieron limitaciones importantes para llevar a cabo el proyecto de investigación como fue no tener acceso a un Microscopio Electrónico de Barrido (MEB) y Maquina Universal de ensayos para pruebas de tensión uniaxial, debido a que las pruebas mecánicas se realizaron en el Centro de Ingeniería y Desarrollo Industrial unidad Querétaro (CIDESI).

CAPÍTULO 2: MARCO TEÓRICO

2.1 Acero HSLA al Cr-Ni

El acero de baja aleación y alta resistencia (HSLA) al Cr-Ni presentan alta resistencia mecánica, así como elevada templeabilidad y endurecimiento que provee mejor resistencia a la corrosión y tenacidad que otros tipos de acero, contiene C entre 0.05 y 0.25% en peso para mantener conformabilidad y la soldabilidad. Otras aleaciones incluyen hasta un 2.0% de Mg y Cu, Ni, Nb, N, V, Cr, Mo, Ti, Ca, tierras raras o Zr en menor porcentaje [15]

Esfuerzo a la cedencia de estos aceros esta entre los 275 a 450 MPa mientras que la resistencia máxima a la tensión se encuentra entre 415 a 550 MPa, debido a su mayor resistencia y tenacidad, los aceros micro aleados requieren un 25% y 30% más de energía para conformarse en comparación con aceros al C [15] [16]

2.2 Proceso de soldadura GTAW robotizado

El proceso de Soldadura de Arco Pulsado De Tungsteno con protección de gas (GTAW-P) se basa en el uso de un electrodo de W no consumible anclado a una antorcha y sistema de administración de gas (es) de protección (Ar, CO₂ o He) para proteger el electrodo y el charco de soldadura durante su re solidificación, de la contaminación atmosférica que pudiese existir.

El arco eléctrico se produce por el paso de la corriente (100 a 200 A) mediante el gas de protección ionizado, que conduce la electricidad. El arco se establece entre la punta del electrodo y la superficie de trabajo, el calor generado funde el metal base. Una vez establecido el arco y el charco de soldadura, la antorcha se mueve a lo largo de la unión a soldar y progresivamente el arco funde las superficies de empalme. Si se usa metal de aporte se alimentará mediante un borde delantero del charco de soldadura para llenar la unión [17]

Las ventajas de este proceso son bastas, por ejemplo, es adecuado para unir la mayoría de los metales como acero inoxidable, Al, Cr, Ti, aleaciones de Ni,

aceros al C y baja aleación, tiene un arco estable y abundante, aunque sea un proceso manual se automatizó para aplicaciones específicas como trabajo automotriz, petroquímica y tuberías, construcción de maquinaria, mantenimiento y reparaciones de herramientas o componentes de máquinas entre otras [18]. Es un proceso limpio que da como resultado depósitos lisos y regulares, se puede realizar con metal de aporte o sin él, puede emplearse en todo tipo de uniones a tope, a traslape, unión en T, filete, unión a traslape o en posiciones ya sea en plano, horizontal, vertical y sobre cabeza.

Tiene alta productividad en espesores por debajo de 3 a 4 mm, se pueden lograr uniones de gran calidad con ausencia de defectos, también, permite un excelente control en la penetración de soldadura en las pasadas de raíz y no requiere el empleo de fuentes de energía costosas, también facilita el control de la fuente de energía y metal de aporte.

Las limitaciones de proceso de soldadura GTAW, son que, la tasa de deposición de soldadura es menor a la que se puede conseguir con otros procesos por arco, en comparación con GMAW [17]

Su aplicación manual exige una alta habilidad por parte del soldador, para espesores mayores de 6 a 8 mm aumenta los costos de producción y puede resultar difícil conseguir una protección adecuada de la zona de soldadura [18] a causa del endurecimiento cercana a la raíz de la soldadura derivado de las microestructuras relacionadas al cambio de velocidades de enfriamiento [15]. En la Figura 2.1 se señalan las partes más importantes del proceso de soldadura GTAW.

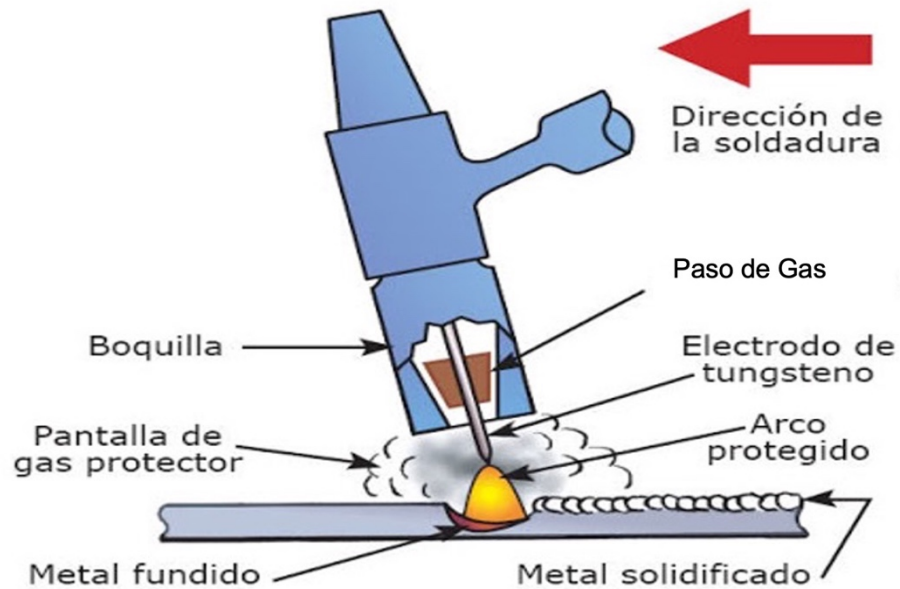


Figura 2.1 Representación esquemática del proceso de soldadura GTAW que muestra la antorcha, boquilla, protector de gas, electrodo de W y el metal base donde se aplica la soldadura [18]

2.2.1 Posiciones de soldadura

Las posiciones de soldadura se refieren a los diferentes planos a soldar, básicamente se establecen cuatro posiciones de soldadura básicas como a traslape, tipo T, esquina, a tope y borde en donde todas exigen un conocimiento y dominio perfecto del soldador para la ejecución de una unión soldada.

A continuación, en la Figura 2.2 se muestra la designación de las posiciones de soldadura según código AWS D1.1 [14]. En esta designación las uniones con posición de filete se designan por F y las uniones con posición de ranura se designan por G.


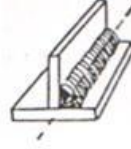
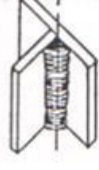



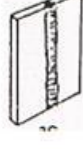

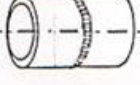

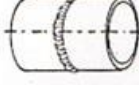
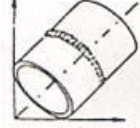
PLANO	HORIZONT AL	VERTICAL	SOBRECABE ZA
			
			
			

Figura 2.2 Representación de las diferentes posiciones de soldadura aplicables en el acero mediante el proceso de soldadura GTAW [19].

La posición plana o de nivel es aquella en que la pieza recibe la soldadura colocada en posición plana a nivel horizontal, el material adicional viene del electrodo que esta con la punta para abajo depositando el material. En la posición horizontal es aquella donde el eje de la zona a soldar recibe la soldadura en posición vertical, el electrodo se coloca aproximadamente horizontal y perpendicular al eje de la soldadura.

Para la posición sobre cabeza la pieza se coloca a una altura superior a la de la cabeza del soldador, el electrodo se ubica con el extremo apuntando hacia arriba verticalmente, esta posición es inversa a la plana o de nivel [20]

Generalmente en soldadura también existen distintas posiciones de soldeo, tanto en ángulo o de rincón que es designada con la letra F y la soldadura a tope con la letra G según el código AWS D1.1 [14], la posición 1F (UNE=PA) es la soldadura plana y las chapas inclinadas a 45°, la posición 2F (UNE=PB) es soldadura horizontal y con una de las chapas en vertical, la posición 3F (UNE=PF)

es la soldadura vertical con ambas chapas en vertical y la posición 4F (UNE=PD) es la soldadura bajo techo.

Las posiciones de soldeo de chapas a tope se describen como: posición 1G (UNE=PA) que es los cupones horizontales, soldadura plana o en sobremesa, posición 2G (UNE=PF) refiere a uniones verticales con eje de soldadura horizontales o también denominado de cornisa, la posición 3G (UNE=PF) es la soldadura vertical ascendente o soldadura vertical descendente y posición 4G (UNE=PF) que refiere a la soldadura bajo techo [14].

2.3 Celda de soldadura GTAW-P robotizada

Se puede decir que una celda de soldadura está compuesta por la máquina de soldadura, fuente de poder, brazo robótico (en casos de automatización de procesos) y consola de programación “*teach pendant*”.

En el brazo manipulador para soldar se puede usar un transformador, un inversor de estado sólido o un motor generador para reducir el voltaje de 120, 240 o 480 V de la línea terminal o de circuito abierto, también proporciona corriente elevada, generalmente del orden de 30 a 1500 A que son apropiados para la aplicación de soldadura por arco [21].

2.3.1 Fuente de poder

Las fuentes de poder utilizadas en el proceso de soldadura GTAW son de corriente constante, la potencia requerida para soldar se obtiene de plantas de energía rectificadoras (CA o CC), todas las fuentes disponen de rampas ascendentes y descendentes del arco, las plantas de potencia para GTAW tienen características estáticas de caída o de corriente continua [17], como se muestra en Figura 2.3.

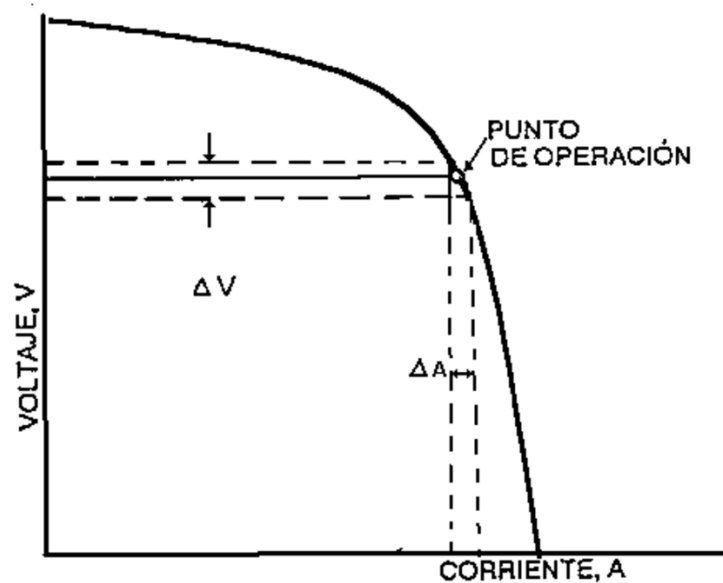


Figura 2.3 Curva característica de corriente continua para GTAW, donde se muestra voltaje y el punto de operación utilizados para el proceso de soldadura GTAW [17]

La fuente de energía constituye el elemento principal del equipamiento para el proceso GTAW y su propósito principal es suministrar la energía eléctrica adecuada para mantener un arco de soldadura estable y controlable.

Puede utilizarse corriente alterna (CA) o corriente directa (CD) en ambas polaridades. Para este proceso se requiere que la fuente tenga un rango de variación continua de intensidad mínima de 5 a 8 A, además de un buen control de corriente en el campo de las pequeñas intensidades con vistas a conseguir una buena estabilidad del arco, lo que resulta importante en la soldadura de espesores finos. La energía eléctrica para el proceso de soldadura se obtiene de dos formas diferentes, generada en el lugar de empleo y convertida a partir de la energía eléctrica disponible en la red [18].

Las fuentes de energía para la soldadura GTAW se pueden clasificar de la siguiente forma. En la Figura 2.4 se señala en un mapa mental las fuentes de energía para proceso GTAW.

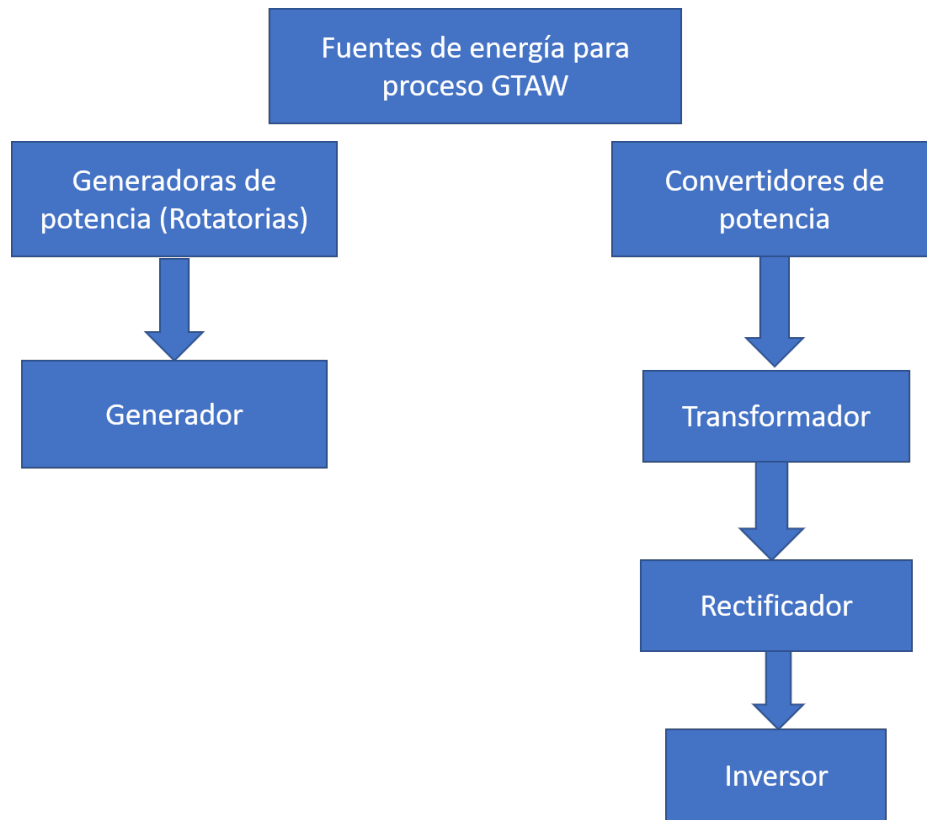


Figura 2.4 Mapa mental de fuentes de energía para el proceso GTAW

La tensión o voltaje en vacío (V_0) es el máximo voltaje que puede suministrar la fuente y representa el voltaje durante su funcionamiento en vacío, este elevado voltaje en vacío de hasta 80 V y usualmente el doble de trabajo, lo que asegura la facilidad del cebado y mantenimiento del arco. Las fuentes de corriente para la soldadura por arco eléctrico con electrodo infusible y protección gaseosa GTAW deben poseer una característica volt ampérica descendente, de caída brusca garantizando un proceso de soldadura manual y las variaciones de voltaje que se producen de las oscilaciones inevitables en la longitud de arco (debido al pulso del soldador) no provoquen grandes variaciones en la intensidad de corriente y inestabilidad en el proceso. Con este tipo de fuente se garantiza un proceso de soldadura estable y adecuada calidad [18].

2.3.2 Brazo Manipulador

Los brazos manipuladores utilizados en el proceso de soldadura automatizada se mueven en línea en los ejes (X, Y, Z), además del movimiento lineal del robot a lo largo de los ejes, cuenta con un sistema de rotación para realizar movimientos más versátiles. Los robots articulados utilizan brazos y movimientos giratorios; se mueven como un brazo humano con una muñeca giratoria al extremo, lo cual crea una zona de trabajo robótica de forma irregular conocida como el arco de trabajo [22].

2.3.3 Electrodo

La elección del tipo de electrodo va a depender (en gran medida) del tipo de material que se requiere soldar, así como el tipo de corriente que se va a emplear y las características operativas. El electrodo de W empleado en la soldadura GTAW es altamente duro y refractario; su punto de fusión es de 3400°C. Se diferencia de los empleados en otros procesos de soldadura por arco eléctrico, porque este, no se funde con el calor generado y no aporta material a la soldadura, sin embargo, si se selecciona un electrodo incorrecto o se aplica corriente demasiado alta, algunas partículas del electrodo pueden transferirse a través del arco a la pieza de trabajo

La selección del diámetro del electrodo es en función de los materiales, la pieza de trabajo y el metal de aporte que se vaya a utilizar; su punto de fusión es de 3400°C y comercialmente se fabrican en diámetros desde 0.5 mm hasta 6 mm, pueden ser de W al 100% o aleado con Ce, La, Th y Zr. Los extremos de los electrodos de fábrica son romos, se le da forma antes de ser usados ya sea por mecanizado, desbaste o fundiéndolos y dependerán del uso que se le dé a las mismas [23].

En general existen cinco tipos de electrodos que se clasifican en función de su composición. El W al 100% que posee una temperatura de fusión de 3400°C, se utiliza para corriente alterna debido a que mantiene la punta en buenas

condiciones y permite buena estabilidad del arco. Puede utilizarse con corriente continua pero no posee buena facilidad para el-arco.

El electrodo de W con Th posee una temperatura de fusión de 4000°C, se utiliza para corriente continua (CC), no debe utilizarse con CA debido a que no mantiene la punta en buenas condiciones. Posee buena emisividad de electrones, así como adecuadas condiciones para el arco, mayor resistencia a la contaminación y proporciona un arco más estable. El Th es un material con bajo nivel de radioactividad, este nivel de radioactividad no representa daños para la salud, sin embargo, si la soldadura se realiza en espacios confinados durante periodos prolongados, debe tenerse precauciones especiales en lo que a ventilación se refiere [24].

El electrodo de W con Zr posee temperatura de fusión de 3800°C, por lo que sus características lo hacen un punto intermedio entre el W puro y otro con Th. Se utiliza con C.D y CA ya que combinan las características de estabilidad del arco y punta adecuada, típicas de los electrodos de W puro, además, con la facilidad de cebado del arco y permisibilidad de mayores valores de corrientes de electrodos de W con Th. Dichos electrodos presentan una elevada resistencia a la contaminación del metal fundido, por lo que son preferidos cuando se requiere minimizar este defecto. Este electrodo presenta menor nivel de vaporización, la ventaja es que mejora con el incremento del Ce, el mismo trabaja tanto con C.D como C.A. El electrodo de W con La tiene características similares a las del electrodo Ce ya que también no es radioactivo

La contaminación del electrodo de W es un fenómeno que ocurre comúnmente cuando el soldador toca con la punta del electrodo el metal fundido, también se puede oxidar por disturbios en la protección del gas o un insuficiente flujo de protección durante la soldadura o después que el arco se halla extinguido. Otras causas de la contaminación incluyen vapores de metal del arco de soldadura, evaporaciones, impurezas superficiales, etc

La contaminación del extremo del electrodo de W puede afectar la característica del arco y puede causar contaminaciones en forma de inclusiones

en el metal soldado. Si esto ocurre, la operación de soldadura debe ser detenida y la porción del electrodo contaminada eliminada

Para obtener buenos resultados en la soldadura, las puntas de los electrodos deben estar correctamente afiladas, el afilado de los electrodos se debe realizar en la dirección longitudinal del electrodo, en una piedra abrasiva de grano fino (óxido de aluminio 6 o grano 60) específicamente para este propósito, de esa forma se evitará las contaminaciones de este. También existen métodos químicos para el afilado de los electrodos. Consiste en introducir la punta del electrodo caliente (al rojo) en una solución de NaNO_3 , la reacción química entre el W caliente y el NaNO_3 provocará una degradación completa en la punta del electrodo en forma de circunferencia; dicha operación se repetirá hasta que esté completamente realizado el perfil en la punta [24].

2.3.4 Metal de aporte

Es un elemento que se utiliza para realizar los cordones de soldadura que debe cumplir los requisitos de calidad y resistencia mecánica exigidos por la norma o especificación del fabricante y las directrices enmarcadas en el *Welding Inspection Technology* [25].

El proceso de soldadura que se vaya a requerir se puede distinguir varios tipos de materiales de aporte de soldadura, como electrodo, varilla o alambre tubular.

En el material de aporte se puede emplear fundente, que es un producto químico empleado en el proceso de soldadura cuya función principal es favorecer la soldadura, se aísla del contacto con el aire y favorece la distribución en la unión.

A la hora de elegir el metal de aporte se debe tener en cuenta los materiales base que se van a unir, para ello hay que fijarse en la composición química y resistencia mecánica del material a unir y elegir un material de aporte que tenga una composición química similar y resistencia mecánica superior al del material base [26]

2.4. Mecanismo de transferencia de metal.

Las fuentes de energía para el proceso GTAW lo constituyen aquellas que poseen arco pulsado, que están tanto en los rectificadores como en los inversores. Es un sistema que permite que la corriente de soldadura varíe entre un valor mínimo (corriente de fondo) y un valor máximo (corriente de pico) (Figura 2.5) a frecuencias que dependen del trabajo a realizar y que pueden oscilar entre milésimas de segundo y segundos [17].

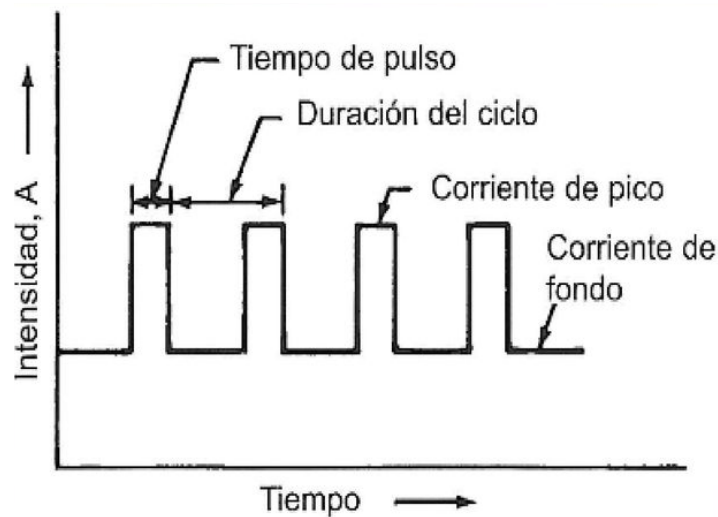


Figura 2.5 Representación esquemática de las características por arco pulsado, señalando en eje Y la intensidad y en eje X el tiempo de pulso [17]

Durante el periodo de la corriente de alta pulsación, tiene lugar el calentamiento y la fusión, durante los periodos de corrientes de baja pulsación ocurre un enfriamiento y la solidificación del baño.

En general la pulsación de alta corriente se ajusta hasta dos veces o por lo menos $1 \frac{1}{4}$ veces de la corriente normal de estado uniforme que se usaría para el mismo trabajo, siendo la de baja pulsación un 25% de la de alta, a fin de mantener un arco estable. El uso de este tipo de corriente facilita la obtención de un cordón completo, es decir con penetración completa y es especialmente conveniente en la soldadura de materiales sensibles al sobrecalentamiento [17].

2.4.1 Transferencia de metal globular

Este tipo de transferencia se caracteriza por un tamaño de gota que es mayor que el diámetro del alambre, posee características operativas poco estables y por ende rechazada por el tipo de transferencia en la práctica, debido a la cantidad de salpicadura que realiza, por lo que esta transferencia requiere del uso de corriente continua, electrodo positivo y un nivel de corriente sobre el valor crítico llamado (corriente de transición), donde ocurre la transferencia, en forma de gotas pequeñas que son formadas y liberadas a una velocidad determinada por el operador [27].

2.4.2 Transferencia por spray

La transferencia por spray ocurre a más altas corrientes (25 a 150°C) de soldadura que el globular, con diámetros grandes de alambre, aplicado bajo una mezcla de gas rica en CO₂, Ar y He. El proceso genera gran cantidad de calor de 150 °C, por ello no se recomienda emplear en láminas o aceros delgados.

Esta transferencia se limita a soldaduras por filete, uniones en posición plana y filetes en posición horizontal debido a la penetración del charco en el acero. La transferencia se emplea a muy altas velocidades (70 cm/min) y en tamaños muy pequeños, transfiere entre 100 y 300 gotas de metal por segundo, el alambre no toca la pieza y el charco líquido es de baja velocidad y alta fluidez, lo que facilita soldar en varias posiciones [27].

2.4.3 Transferencia por arco pulsado

La corriente continua a pulsos varia en forma repetitiva desde un valor de fondo bajo hasta un valor de pico alto, las fuentes de potencia de CC a pulsos por lo general permiten ajustar la duración del pulso de corriente, el tiempo de la

corriente de fondo, nivel de la corriente pico y el nivel de la corriente de fondo, esto con el fin de producir una salida en forma de onda.

En general los tiempos de duración de pulso y del fondo se ajustan a modo que la corriente cambie de nivel a intervalos que van desde una vez cada 2 segundos hasta los 20 pulsos por segundos.

El nivel de la corriente del pulso suele ajustarse entre 2 y 20 veces al nivel de corriente de fondo, esto combina las características del arco a la corriente elevada con el aporte de calor bajo de la corriente reducida, lo que los pulsos harán que logre buena fusión y penetración [17]

2.4.4 Transferencia de metal por corto circuito

Este tipo de transferencia se asocia a uniones delgadas, en todas posiciones se puede aplicar y grandes separaciones de raíz, las gotas metálicas son transferidas desde el electrodo a la pieza de trabajo durante un determinado tiempo como se observa en figura 2.6, que ocurre cuando la punta del electrodo se acerca al charco de soldadura en un rango que va de 20 a 200 veces por segundo [21].

La transferencia metálica ocurre durante el corto circuito, la composición del gas de protección tiene efecto sobre la tensión superficial del metal fundido, en general, el tipo de gas influye en las características operativas del arco y la penetración en el metal base [21].

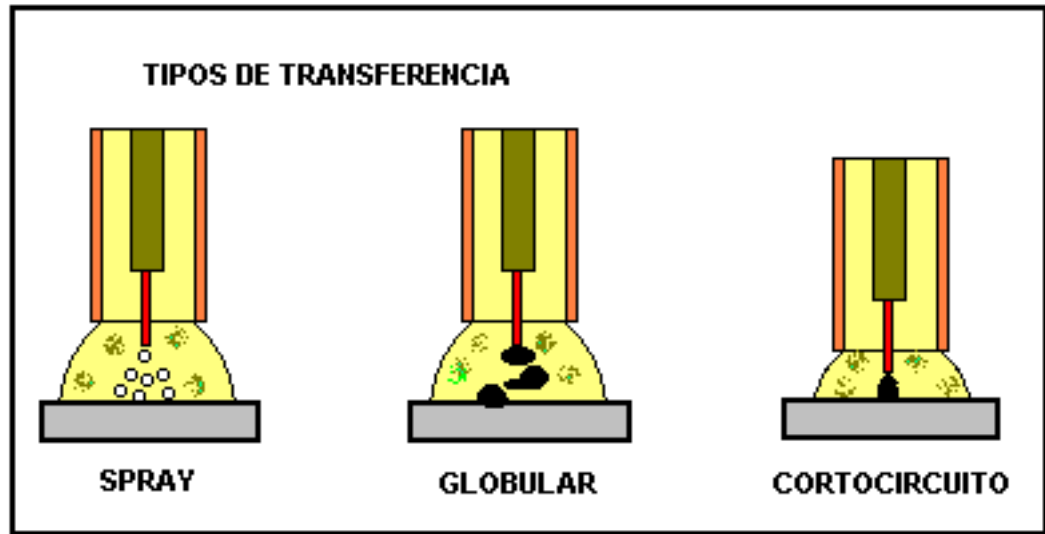


Figura 2.6 Representación esquemática de transferencias de metal, por corto circuito se deposita cuando la punta del electrodo toca el metal base, transferencia globular se transfiere en gotas de gran tamaño y transferencia por spray se transporta a alta velocidad en partículas muy finas a través del arco [28].

2.5 Parámetros de soldadura GTAW

Los parámetros a utilizar en el proceso GTAW son Corriente (A), Pre calentamiento ($^{\circ}\text{C}$), Frecuencia (Hz) y velocidad de soldadura (mm/min), las primeras dos tienen un efecto importante en la forma del cordón y los defectos de soldadura [21].

La Welding Inspection Technology [25] delimita en que los parámetros referidos, se consideran esenciales en el proceso GTAW, de tal forma que resulta vital su debida aplicación y control de ejecución, ya estos influyen de manera significativa (de manera positiva o negativa) en las uniones soldadas.

Estos parámetros de ser mal elegidos o ejecutados dan origen a defectos en el proceso de soldadura y la unión. Los defectos de soldadura que ocurren por un bajo caudal de gas protector o gas contaminado son la corriente de soldadura y velocidad de avance excesivo. También es la penetración excesiva (charco de soldadura), este problema es causado por el uso de corriente de soldadura elevado, también de un avance demasiado lento, lo que en ambas situaciones se consume más el metal de aporte de lo que se requiere normalmente, o también la posición inadecuada del electrodo puede causar defecto.

La penetración incompleta se produce cuando la corriente de soldadura está regulada demasiado baja, el avance demasiado rápido también puede producir penetración insuficiente, en ambos casos puede ocurrir la fusión incompleta a lo largo del contorno de soldadura. También la socavación es provocada por una velocidad de avance alta o corriente de soldadura inadecuada ya que no permite que una cantidad suficiente de metal de aporte se funda y se deposite sobre la zona soldada hasta el nivel de la superficie del metal base [21]

Como último punto, se deben hacer mención de la falta de fusión sucede cuando el arco no consigue fundir el material base, ocasionado por la corriente de soldadura y una velocidad inadecuada de soldadura, también el ángulo incorrecto de la antorcha y la selección inadecuada del gas de protección [21]

2.6 Diseño de experimentos (DoE)

Técnica que consiste en realizar una serie de experimentos en los que se inducen cambios deliberados en las variables de un proceso, de manera que se observa e identifica las causas de los cambios en una respuesta. Además de que el DoE se define como una herramienta eficaz para mejorar, optimizar procesos y productos estadísticos avanzados

El DoE se define como una prueba en las que se hacen cambios deliberados en las variables de la entrada en un proceso del sistema para observar e identificar las razones de los cambios en alguna respuesta. La metodología para aplicar el diseño de experimentos se muestra en el siguiente mapa mental (Figura 2.7)

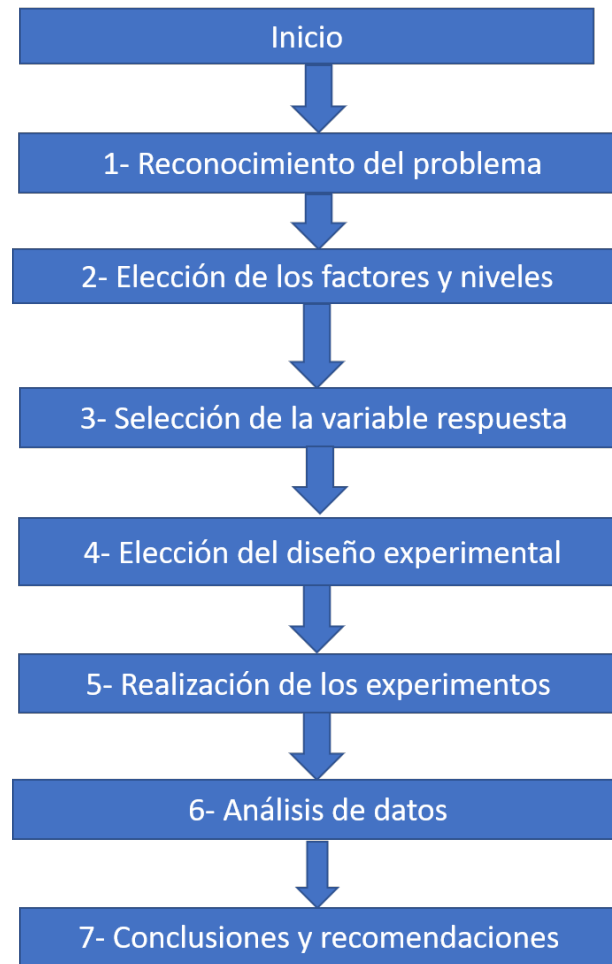


Figura 2.2 Mapa mental para realizar el procedimiento de un Diseño de experimentos en siete pasos.

Reconocimiento del problema, es el primer paso para realizar un DoE; su formulación debe ser una descripción concisa y centrada en aquello que es el aspecto de mejora; siempre será conveniente cuantificar el problema en términos numéricos, esto permitirá conseguir la mejora al final del proceso [29].

En la práctica no se puede establecer una única respuesta para un problema, ya que se puede optimizar dos variables al mismo tiempo, esto conduce a realizar los experimentos con múltiples respuestas que requieren un análisis especial.

El paso siguiente consiste en proponer cuales los factores que puedan influir en el problema considerado, el trabajo en equipo es importante en esta etapa y el uso de diagramas causa-efecto pueden ayudar a ejecutar esta etapa de manera ordenada y consensuada.

Una vez identificados los factores estos deben clasificarse, los primeros son los que serán modificados en la experimentación, los segundos son los que podrían tener una influencia en el problema y por último los terceros son aquellos que en general son difíciles de mantener constantes para todas las unidades experimentales y durante todo el proceso, pero pueden tener efecto en el problema [29].

La selección de la variable respuesta o variable dependiente deberá ser continua, fácil y precisa de medir, la elección del diseño experimental una vez ya establecido los factores y niveles con los que se experimenta, por lo que es necesario seleccionar las condiciones en las que se deben realizar los experimentos, cantidad de experimentos por realizar, condiciones experimentales y el orden en el que deben ser realizados.

Una vez seleccionado el diseño, el número mínimo de experimentos estará determinado, también se debe analizar los tres principios básicos para el diseño del experimento como alguna obtención de réplicas, aleatoriedad y análisis por bloques, estos principios son condiciones fundamentales para permitir reducir efecto de las variaciones introducidas. Para realizar los experimentos primero se deberá asegurar contar con todos los recursos necesarios disponibles, en ámbitos de manufactura que suelen subestimarse y la planificación de los experimentos.

Se sugiere antes de realizar la experimentación realizar pruebas piloto que proporcionan información acerca de la consistencia del material experimental, si sucediera algún imprevisto las pruebas piloto permiten modificar decisiones previas. Una vez concluidas las etapas anteriores se procede a realizar el experimento y recopilar información, los experimentos se deben realizar en orden aleatorio para evitar conclusiones erróneas.

El análisis de datos requiere de conocimiento estadístico procurando que las conclusiones sean objetivos, la diversidad de software permite realizar los cálculos matemáticos y gráficas necesarios, en este caso se ha utilizado Minitab 2017 [13]. Una vez culminado el análisis de la información, los experimentadores deben señalar si los objetivos propuestos se cumplieron [29].

2.7 Prueba de tensión

El ensayo de tensión uniaxial mide la resistencia de un material a una fuerza estática o gradualmente aplicada. Una probeta típica tiene un diámetro de 12.5 mm y una longitud calibrada de 40 mm acorde a estándar ASTM E-8 [30]. La probeta se coloca en la máquina de pruebas universal (Figura 2.8a) y se le aplica una fuerza que se conoce como carga (A), la rapidez de deformación en las pruebas de tensión por regla general es de 10^{-4} a 10^{-2} s^{-1} , el uso del extensómetro permite medir la separación del material causado por la aplicación de tensión en la longitud calibrada (Figura 2.8b). El extensómetro se sitúa sobre la probeta en una zona intermedia alejado de las mordazas y conectado al canal de deformación de la máquina, con lo que se obtiene un registro continuo de deformaciones según aumenta la carga aplicada, registrado los datos en sistemas automatizados de cómputo, que permiten almacenar los datos obtenidos.

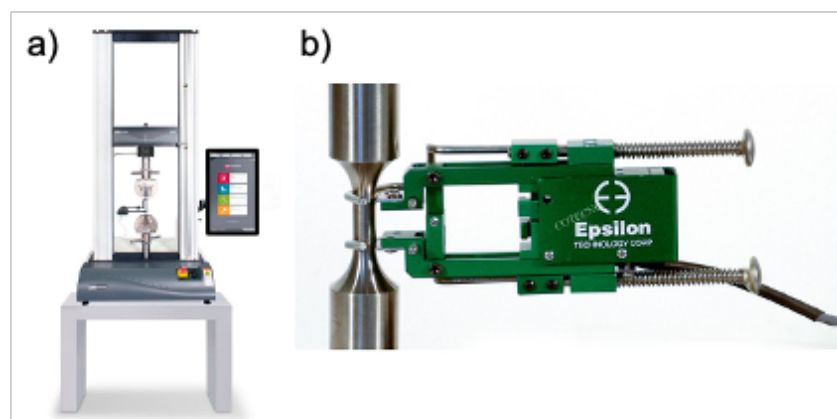


Figura 2.3 Representación esquemática de, a) Máquina de ensayo universal para pruebas de tensión y compresión, b) Extensómetro utilizado en los ensayos de tracción simple [31].

En el ensayo de tensión se puede obtener información relacionada con la resistencia y ductilidad de un material, el esfuerzo a la cedencia es el esfuerzo al cual la deformación plástica se hace importante en los metales, por lo general es el esfuerzo requerido para que las dislocaciones se deslicen, por lo tanto, el esfuerzo de cedencia es lo que divide los comportamientos elástico y plástico de un material

La resistencia a la tensión es el esfuerzo máximo sobre la curva esfuerzo-deformación ingenieril como se muestra en la figura 2.9 [32], [33]

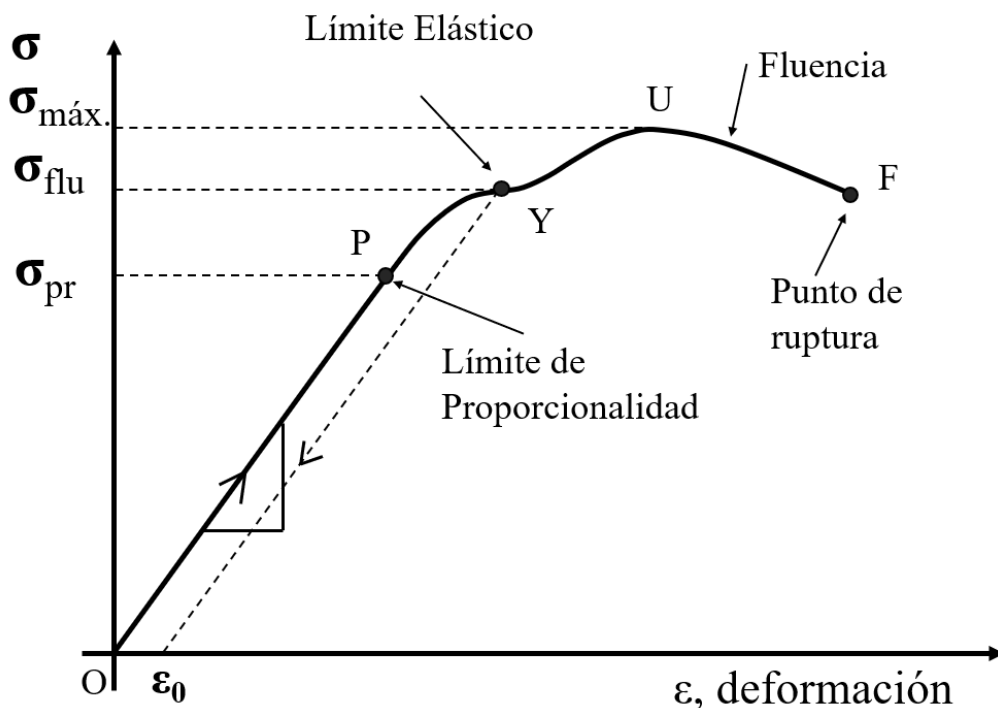


Figura 2.4 Representación de la curva esfuerzo deformación del módulo de elasticidad desde el origen hasta el punto de fractura [33].

La propiedad elástica está relacionada con la energía de enlace de los átomos, por lo tanto, el material tiene un módulo de elasticidad elevado. Las fuerzas de enlace y el módulo de elasticidad conocido como módulo de Young, por lo general son mayores en materiales en punto de fusión, el módulo es una medida del endurecimiento del espécimen que conserva su tamaño y su forma incluso al ser sometido a una carga en la región elástica.

Los resultados de un solo ensayo son aplicables a todas las formas de muestras, si se convierte la fuerza en esfuerzo y la distancia en deformación. El esfuerzo y la deformación ingenieril se definen mediante las ecuaciones 2.1 y 2.2 [32].

$$\text{Esfuerzo ingenieril } \sigma = \frac{F}{A_0} \quad (2.1)$$

$$\text{Deformación ingenieril } \varepsilon = \frac{l - l_0}{l_0} \quad (2.2)$$

Donde A_0 es el área original de la sección transversal de la probeta antes de que comience el ensayo, l_0 es la distancia original entre marcas calibradas y l es la distancia entre las mismas.

Los resultados de un ensayo de tensión, las unidades más comunes para el esfuerzo son lb/plg² (psi) y el mega pascal (MPa). Las unidades de deformación pueden ser plg/plg, cm/cm y m/m. Los factores de conversión para el esfuerzo se resumen en la Tabla 2.1 dado que la deformación no requiere factores de conversión para cambiar de sistema de unidades [32].

Tabla 2.1 Resumen de conversiones de sistema de unidades [32].

1 Libra (Lb)	4.448 Newtons (N)
1 Psi	lb por pulgada cuadrada
1 MPa = Mega pascal	mega newton por metro cuadrado (MN/m ²) newton por milímetro cuadrado (N/mm ²)
1 GPa = Giga Pascal	1000 MPa

1 Ksi	1000 psi = 6.895 MPa
1 Psi	0.006895 MPa
1 MPa	0.145 Ksi = 145 psi

El módulo de resistencia es la energía elástica que un material libera durante la aplicación de la carga. La ductilidad mide el grado de deformación que puede soportar un material sin fracturarse, se puede medir la distancia entre las marcas calibradas en una probeta antes y después del ensayo.

El efecto de la temperatura en las propiedades a la tensión depende del esfuerzo de cedencia, la resistencia a la tensión y el módulo de elasticidad, mismas que disminuyen a temperaturas elevadas de 150°C, por lo general la ductilidad se incrementa en materiales frágiles debido a que no se puede efectuar con facilidad el ensayo de tensión por la presencia de defectos de soldadura en la superficie.

Esta región deformada se conoce como zona de estricción (Figura 2.10), dado que el área de la sección transversal en este punto se reduce, se requiere una fuerza menor para continuar su deformación y se hace más pequeño el esfuerzo ingenieril calculado a partir del área original A_0 .

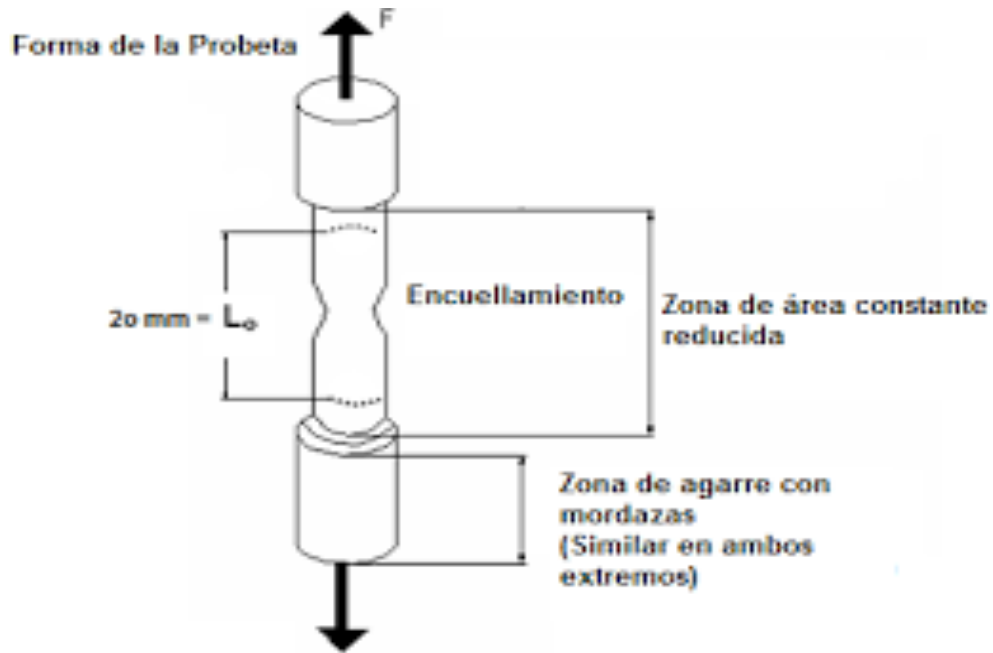


Figura 2.5 Representación esquemática de la deformación localizada durante el ensayo de tensión de un material dúctil produciendo una región de encuellamiento [32].

El módulo de elasticidad es la pendiente de la curva esfuerzo deformación en su región elástica. Esta relación es la ley de Hooke, que se muestra en la ecuación 2.3 [32].

$$\varepsilon = \frac{\sigma}{E} \quad (2.3)$$

El módulo de Young se relaciona con la energía de enlace de los átomos, con una pendiente muy acentuada, donde indica requerir altas fuerzas para separar los átomos y hacer que el material se deforme de forma elástica, el módulo de resistencia es la energía elástica que un material libera durante la aplicación de carga.

La ductilidad mide el grado de deformación que puede soportar un material sin fracturarse, se puede medir la distancia entre las marcas calibradas de la probeta

antes y después del ensayo. El % de elongación representa la distancia que la probeta llega a alargarse plásticamente antes de la fractura (ecuación 2.4)

$$\% \text{ de elongación} = \frac{l_f - l_0}{l_0} \times 100 \quad (2.4)$$

Donde l_f es la distancia entre las marcas calibradas después de la fractura del material [32].

En los materiales dúctiles la curva esfuerzo-deformación generalmente pasa por un valor máximo; este esfuerzo es la resistencia del material a la tensión. La falla ocurre a un esfuerzo menor después de que el encuellamiento reduce el área de la sección transversal que soporta la carga, los materiales con poca ductilidad la falla ocurre a la carga máxima donde la resistencia a la tensión y la resistencia a la fractura [32]. La resistencia a la flexión describe la resistencia del material en la (ecuación 2.5).

$$\text{Resistencia flexional} = \frac{3FL}{2wh^2} \quad (2.5)$$

Donde F es la carga a la fractura, L la distancia entre los dos puntos de apoyo, w es el ancho de la probeta y h es la altura [32].

2.8 Fractura

La fractura se define como la separación de un cuerpo en dos o más piezas bajo la acción de una carga, los componentes que rigen la fractura son la iniciación de la grieta y la propagación, dependiendo del tipo de material en el que se presente la fractura, esta se considere dúctil o frágil.

En el proceso de la fractura siempre toma lugar en una pequeña región, (cerca de la orilla de la grieta), donde está sometida a altas cargas de esfuerzo. Al incrementar la carga en un material, en una aplicación industrial o una prueba

mecánica, se genera una concentración de esfuerzos que hace que se formen microgrietas entre la interface de la matriz y las partículas, lo que ocasiona que las microfracturas se vayan propagando a través de las interfaces hasta estar totalmente separadas.

La fractura dúctil se caracteriza por una deformación plástica Figura 2.11 durante la propagación de las grietas, en cambio las fracturas frágiles en metales se caracterizan por la rápida propagación de la grieta sin ninguna deformación plástica. En la fractura dúctil es común en los metales y los polímeros, la fractura frágil se presenta en cerámicos y algunos metales a bajas temperaturas, conocida como fractura transgranular cuando la grieta se propaga a través de los granos e intergranular [34].

En la figura 2.11a) se representa la curva esfuerzo-deformación donde el comportamiento de un material es sometido a esfuerzo mecánico y la figura 2.11b) se muestra el diagrama esfuerzo-deformación para los materiales frágiles, donde existe una mayor pendiente, en comparación de una dúctil.

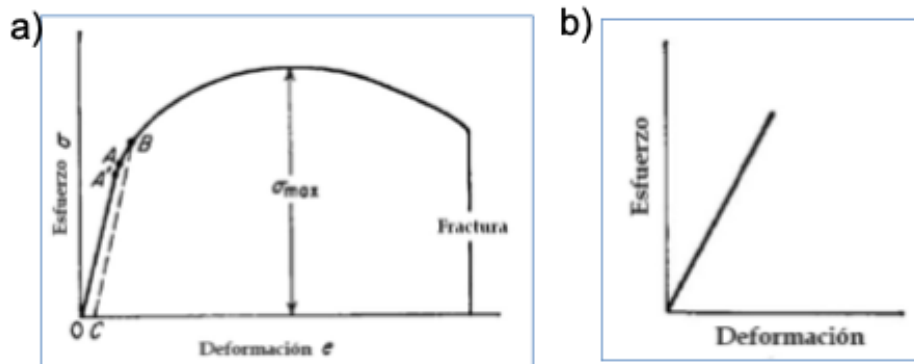


Figura 2.6 Representación de dos curvas, a) Curva esfuerzo-deformación de un material dúctil, al final de la curva se presenta la fractura del material, b) Curva esfuerzo-deformación para un material frágil [34].

Microscópicamente las fracturas por fatiga exhiben similares características que las fracturas frágiles ya que son planas y perpendicular al eje de tensión con ausencia de cuello, sin embargo, las características de fractura son bastante diferentes; parte de la cara de la fractura crece cíclicamente pero el resto se

produce por sobrecarga, es decir, fractura en un solo paso. La aparente ductilidad o la fragilidad de la porción de sobre carga varía dependiendo de la resistencia, ductilidad y tenacidad del material, así como la temperatura y el medio ambiente [34].

2.8.1 Fractografía.

El análisis fractográfico es una herramienta de gran importancia para el análisis de falla de los materiales, porque permite conocer las morfologías de las fracturas y para determinar las influencias externas e internas que generan la falla del material. [35]

La observación de la superficie de la fractura proporciona información de los siguientes parámetros, que caracterizan la fractura de la probeta: Mecanismo de propagación de la fractura, fractotenacidad del material, distribución y magnitud de la tensión, el medio químico y el origen de la fractura [35].

Entre los factores que afectan un material determinado, se encuentran:

- Cargas constantes,
- Axiales,
- Corrosión,
- tratamientos termoquímicos,
- y por último, la inclusión de materiales no metálicos en los aceros al carbono

Estos factores transforman y configuran las características físicas y propiedades mecánicas en los aceros, en ingeniería es muy común utilizar este tipo de técnicas para obtener datos y propiedades de los materiales, en especial de los aceros y a partir de la zona fracturada identificar qué factores comprometen la pieza o el componente de su falla.

La fractografía permite entender a nivel macro y microscopio los factores que influyen para que la falla ocurra, además el estudio de la fractura ha permitido evaluar factores que afectan un material logrando la mejora de ciertas características en algunos materiales, la intervención de nuevos materiales ayudando a disminuir mermas y accidentes por fallas de elementos mecánicos [36].

El análisis Macroscópico y Microscópico son fundamentales para un preciso análisis de fallas microestructurales, el análisis debe realizarse con un microscopio o estereoscopio con una fuente de iluminación oblicua con el que se realiza un macro examen para caracterizar el estado de la superficie de la fractura, el macro examen se utiliza para identificar áreas de defectos y para identificar regiones cubiertas con productos de corrosión, las regiones menos afectadas deben seleccionarse para el microanálisis

El microanálisis revelará grietas secundarias que se han propagado parcialmente a través de un miembro agrietado, estas grietas parciales en el laboratorio y a menudo se encuentran en mejores condiciones que la fractura principal, las áreas que se van a seccionar se pueden identificar para metalografía, análisis químico y las propiedades mecánicas aplicadas en el espécimen como la penetración de la soldadura [36].

CAPÍTULO 3: DESARROLLO EXPERIMENTAL

En la (Figura 3.1), se muestra el diagrama de bloques donde se explica el procedimiento del desarrollo experimental realizado para la investigación, el primer paso consistió en la identificación del acero y sus propiedades con las que cuenta, posteriormente se realizó el proceso de soldadura a través de una celda estacionaria con robot FANUC ARC Mate 120ic soldando los cupones longitudinalmente. Las pruebas de tensión uniaxial se realizaron en una máquina universal INSTRON 4482 con rapidez de deformación de 3.6×10^{-4} mm/min a temperatura ambiente de 25°C; una vez fracturadas las probetas se limpiaron mediante un cepillo orgánico para eliminar partículas de polvo y ultrasónicamente para eliminar oxido. La fractografía se realizó en el estereoscopio STEMI 2000-C Carl Zeiss para el análisis de la fractura.

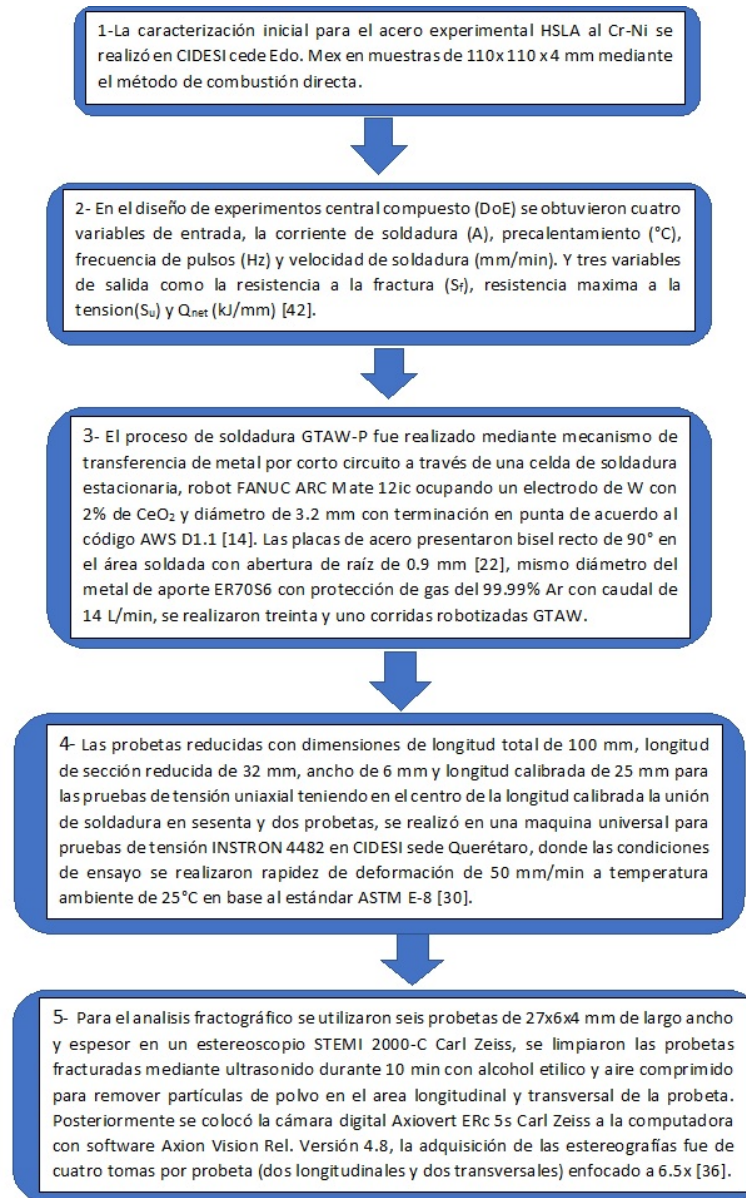


Figura 3.1 Diagrama de bloques donde se muestra información del acero, proceso de soldadura GTAW-P, descripción técnica de pruebas y análisis de resultados

3.1 Materiales

El acero HSLA en condición original fue maquinado en cupones con dimensiones de 110 x 110 x 4 mm de longitud, ancho y espesor respectivamente, mediante corte abrasivo de chorro de agua con la maquina Water Jet Mitsubishi Electric suprema DX510 para evitar sobrecalentamiento y distorsión.

La composición química se obtuvo mediante espectrometría de emisión óptica en equipo Spectrolab de acuerdo con ASTM E415-14 [37], cuyos porcentajes en peso por elemento presentes en el metal base y alambre ER70S-6 se muestra en (Tabla 3.1) y con base a ellos se aplicó la (ecuación 3.1) con la que se calculó el C_{eq} .

Tabla 3.1 Composición química del metal de aporte ER70S-6 y el acero HSLA [38]

Elemento Químico (% Peso)									
Material	C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	P	S	C_{eq}
Acero HSLA	0.280	1.340	0.420	1.82	0.53	0.544	0.015	0.003	0.867
ER70S-6	0.105	1.625	0.975	0.15	0.15	0.15	0.025	0.025	0.490

$$C_{eq} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Ni}{15} + \frac{Cr}{5} + \frac{Cu}{13} + \frac{Mo}{4} \dots \dots \dots (3.1)$$

Los valores de C_{eq} se calcularon mediante la ecuación 3.1 conforme al Welding Inspection Technology [25]. El valor resultante es el indicador para la soldabilidad del material, clasificándose en tres diferentes zonas, fácil de soldar (zona 1), soldable (zona 2) y difícil de soldar (zona 3), de acuerdo con lo establecido en el diagrama de Graville [39], como se muestra en la figura 3.2.

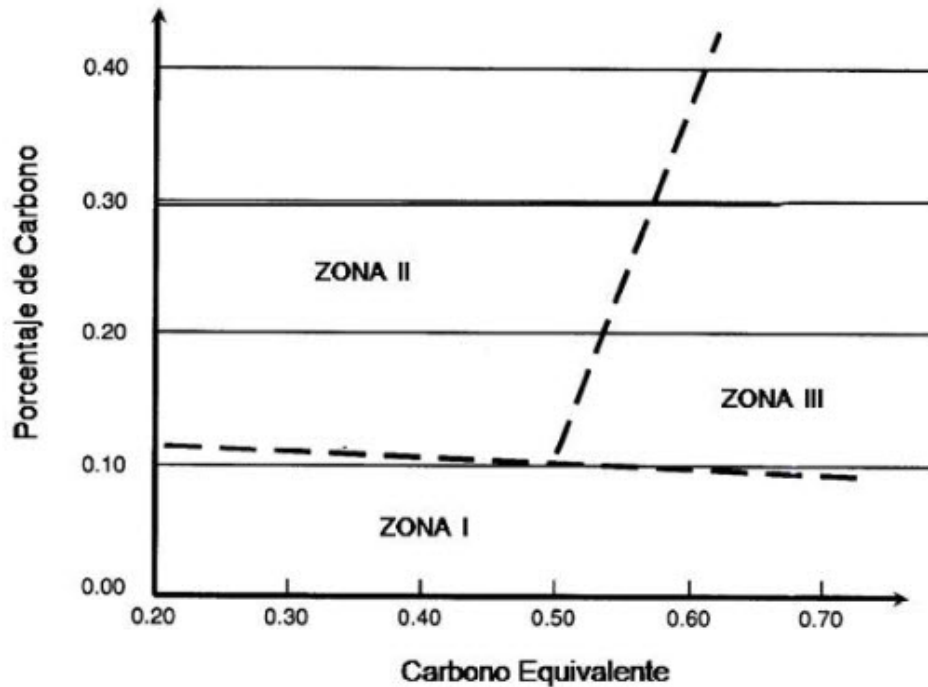


Figura 3.2 Representación del diagrama de Graville para evaluar la soldabilidad de los aceros en las tres diferentes zonas. [40]

3.1.1. Acero HSLA y metal de aporte ER70S6

De las muestras se maquinaron las probetas de 111 x 111 x 4 mm de largo, ancho y espesor respectivamente para evaluar las propiedades mecánicas bajo tensión de acuerdo con ASTM E-8 [30]. Las propiedades mecánicas del metal de aporte fueron con base en especificación AWS A518 [38].

3.1.2 Propiedades mecánicas del acero original y metal de aporte

Las propiedades mecánicas del aporte ER70S-6 y metal base HSLA se presentan en tabla 3.2. El valor de dureza Rockwell fue mayor para el acero HSLA 62.3% que para el ER70S-6 que a su vez se ve reflejado en mayor resistencia a la cedencia (S_o), resistencia máxima a la tensión (S_u), sin embargo, se mostró una menor ductilidad comparado con el valor del metal de aporte. La resistencia a la fractura (S_f) fue mayor para el acero HSLA que el metal de aporte ER70S-6.

Tabla 3.2. Resultados de propiedades mecánicas bajo tensión del acero HSLA y el metal de aporte ER70S-6

Material	Dureza Rockwell	S ₀ 0.2% (MPa)	S _u (MPa)	S _f (MPa)	Elongación (%)
ER70S6	92.6 HRB	375	745	580	22
Acero HSLA	32.6 HRC	781	1252	1033	11

3.2. Proceso experimental de soldadura GTAW-P robotizada

Se utilizó la celda de soldadura estacionaria con robot FANUC ARC mate 120ic (Figura 3.3), que incluye consola de programación conocido por su nombre en inglés (“*teach pendant*”) con fuente de poder Fronius Trans Tig 4000 (en CIDESI sede Estado de México).

Los cupones se fijaron en una mesa de trabajo mediante prensas manuales para evitar el movimiento de las piezas durante la aplicación de soldadura robotizada, los cupones con bisel recto tuvieron precalentamiento de 25 a 150°C con flama y gas C₄H₁₀, los cupones se mantuvieron con abertura de raíz de 0.9 mm el cual se verifico antes del punteo. Para revisar la temperatura se utilizó un pirómetro digital láser infrarrojo fluke.

Las pruebas se soldaron longitudinalmente con movimiento del robot tipo empuje, proceso que también se utilizó al aplicar el cordón de relleno y el cordón de respaldo, la unión de la soldadura fue con doble cordón en posición 1G, las placas fueron soldadas con ángulo de antorcha de 90° con protección de gas de 99.9% Ar con un caudal a 14 L/min. El electrodo empleado fue EWCe-2 naranja de 3.2 mm de diámetro con la terminación en punta, el metal de aporte utilizado fue ER70S-6 de 0.9 mm, de acuerdo con el código AWS D1.1 [14].



Figura 3.3 Robot FANUC Arc mate 12ic utilizado para la soldadura de las uniones del acero experimental HSLA al Cr-Ni, [41].

3.3 Diseño de experimentos DoE

Se utilizó un diseño central compuesto [42] de cuatro variables de entrada que fueron: la corriente de soldadura (A), precalentamiento de los cupones ($^{\circ}\text{C}$), frecuencia de los pulsos (Hz), velocidad de soldadura (mm/min), y tres salidas que fueron: Resistencia a la tensión (S_u), Resistencia a la fractura (S_f) y el Q_{net} (kJ/mm).

Para generar la matriz experimental, se utilizó el software Minitab® 17 [13] que permitió la generación del DOE de manera aleatorizada y resultando de treinta y un corridas experimentales de soldadura GTAW-P robotizadas en acero HSLA como se muestra en la tabla 3.3. Las combinaciones de los factores constantes presentados en la tabla se enlistaron de forma aleatoria como objetivo de obtener las uniones soldadas más representativas para la experimentación.

Tabla 3.3. Matriz experimental DOE, donde se muestran las condiciones y parámetros empleados en el análisis de las treinta y uno corridas.

Probeta	Corriente (A)	Pre calentamiento (°C)	Frecuencia (Hz)	Velocidad de soldadura (mm/min)	Voltaje de Arco
GTAW-1	250	87.5	35	330	13.3
GTAW-2	200	25	50	480	12.5
GTAW-3	200	25	50	480	12.8
GTAW-4	300	25	50	180	13.9
GTAW-5	200	25	20	180	12.2
GTAW-6	300	25	20	180	13.9
GTAW-7	250	87.5	35	330	13.8
GTAW-8	300	25	50	180	14.3
GTAW-9	250	87.5	35	180	13.5
GTAW-10	250	87.5	35	330	13.9
GTAW-11	300	150	50	180	14.7
GTAW-12	200	25	20	480	13.1
GTAW-13	200	150	50	480	13.5
GTAW-14	250	87.5	35	330	13.4
GTAW-15	200	150	20	480	13.4
GTAW-16	200	25	50	180	12.9
GTAW-17	300	150	50	480	15.3
GTAW-18	300	150	20	480	14.8
GTAW-19	200	25	20	180	12.7
GTAW-20	250	87.5	20	330	14.8
GTAW-21	200	87.5	35	330	13.4

GTAW-22	250	25	35	330	14
GTAW-23	250	87.5	35	330	13.3
GTAW-24	300	150	20	180	13.2
GTAW-25	200	150	50	480	14.5
GTAW-26	300	25	20	480	14.4
GTAW-27	250	87.5	35	330	13.2
GTAW-28	300	25	50	480	13.3
GTAW-29	300	87.5	35	330	14.3
GTAW-30	200	25	20	480	12.3
GTAW-31	250	87.5	50	330	12.9

3.3.1. Análisis estadístico

La metodología de superficie de respuesta (MSR) es una técnica matemática y estadística que fue útil para la modelización y análisis de las treinta y un uniones soldadas en comparación estadística de las propiedades mecánicas y parámetros de soldadura aplicados [43] , Usualmente se inicia con un diseño de primer orden y en la cercanía del óptimo se usa un diseño de segundo orden, en algunas ocasiones de tercer orden; esto es para considerar que el óptimo será un máximo o un mínimo absoluto.

Cuando se obtiene una sola variable en consideración, se recurre a una función de segundo orden y se puede ilustrar en dos dimensiones de tal manera que facilite la obtención de su punto máximo o mínimo. Si $k = 2$ y se desea caracterizar una función de respuesta de segundo orden por medio de una gráfica, se debe hacer uso de las gráficas de contornos para respuestas constantes o curvas de nivel de contornos. Cuando $k > 2$, la función de respuestas es caracterizada por superficies constantes.

La gráfica de superficie de respuesta es importantes en una fase inicial del proceso, puesto que se podría evaluar si el modelo ajustado es adecuado. En los modelos de primer orden, los dos tipos de gráficos no deben presentar indicios de una curvatura

El modelo de respuesta cuadrático o modelo de segundo orden, es el indicado en la (ecuación 3.2) [44].

$$y = \beta_0 + \sum_{i=1}^k \beta_i x_i + \sum_{i=1}^k \beta_{ii} x_i^2 + \sum_{i=2}^k \sum_{j=1}^{i-1} \beta_{ij} x_i x_j + \varepsilon \dots \dots \dots (3.2)$$

Para el presente trabajo se adoptó un modelo cuadrático, estableciendo la relación entre los factores y niveles (-1, 0, 1) con la combinación de los valores de las variables utilizados, se realizaron la matriz de experimentos, teniendo en cuenta los valores codificados de las variables conforme a los niveles (-1, 0, 1) [43].

3.3.2. Cálculo del calor de entrada (Q_{net}) en las probetas soldadas

Estos parámetros se aplicaron en seis uniones soldadas a tope, además, los valores netos de cada entrada de calor se calcularon mediante las (ecuaciones 3.3 y 3.4) [12].

$$Q_{net} = \eta Q_{arc} \quad (3.3)$$

Donde Q_{net} = calor de entrada neto (kJ/mm), η = eficiencia de transferencia de calor, 0.65 para GTAW-P.

$$Q_{\text{arc}} = (EI / S) \quad (3.4)$$

3.4 Pruebas de tensión de uniones soldadas

De las muestras se maquinaron probetas reducidas (Figura 3.4) Las probetas utilizadas con una longitud total de 100 mm, longitud de sección reducida de 32 mm, ancho de 6 mm y longitud calibrada de 25 mm teniendo en el centro de la longitud calibrada la unión soldada es la probeta normalizada para las pruebas de tensión donde G es la longitud calibrada, B es la longitud de sección de agarre, C es el ancho de la sección de agarre aproximado, A es la longitud de la sección paralela reducida, W es el ancho, T es el espesor de la probeta, R es el radio de filete y L es la longitud total, de acuerdo con ASTM E-8 [30].

Para poder evaluar las propiedades mecánicas bajo tensión las pruebas mecánicas se realizaron por duplicado dando un total de sesenta y dos uniones soldadas, las propiedades mecánicas del metal de aporte fueron con base en especificación ASTM A5.18 [38].

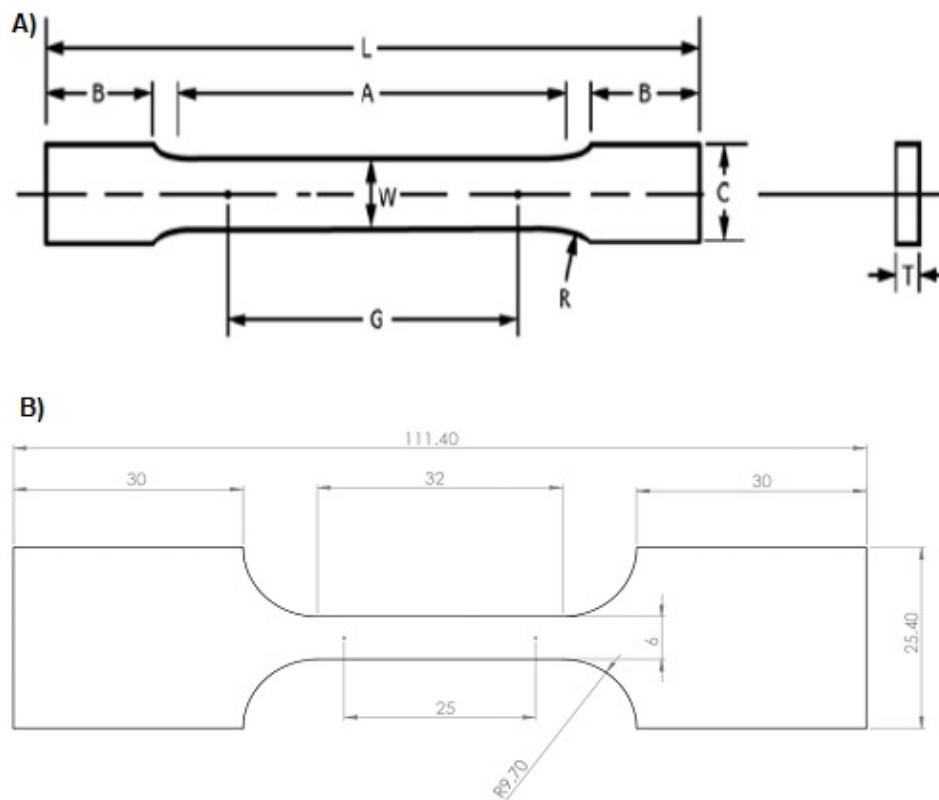


Figura 3.4 Planos de dos probetas reducidas para caracterización inicial de las uniones soldadas donde a) muestra la probeta de tensión para la caracterización inicial y b) se

observan las dimensiones de la probeta de tensión del acero HSLA en condición original sin soldadura de acuerdo con [30].

Para la evaluación de las pruebas de tensión fue utilizando el aparato Instron 4482 (Figura 3.5) en CIDESI sede Querétaro, el procedimiento consistió en insertar la probeta mecanizada en las mordazas para realizar las pruebas destructivas de tracción a una rapidez de deformación de $3.6 \times 10^{-4} \text{s}^{-1}$ a temperatura ambiente de 25°C . Se realizaron por duplicado para determinar los datos de S_o , S_u y S_f de acuerdo con el estándar ASTM E-8 [30].



Figura 3.5 Maquina Universal para pruebas de tensión Instron 4482 en CIDESI sede Querétaro [45].

3.5 Análisis fractográfico

Las uniones soldadas fracturadas GTAW-P después de aplicar las pruebas mecánicas de tensión fueron seleccionadas con el criterio de mejor y bajo desempeño respecto a la resistencia máxima a la tensión (S_u) y resistencia a la

fractura (S_f), seguidamente fueron identificadas por medio de grabado con esmeril en el brazo de la probeta para identificar cada unión soldada antes de realizar la fractografía las cuales fueron categorizadas como dúctiles o frágiles [36]. De las sesenta y dos probetas, se seleccionaron seis uniones representativas, las de mejor desempeño mecánico bajo tensión uniaxial fueron GTAW-24, GTAW-23 y GTAW-19, y de bajo desempeño GTAW-15, GTAW-13 y GTAW-12.

Corte de probetas fracturadas

Después de seleccionar las seis uniones e identificarlas se llevó a cabo el corte de las probetas, el tamaño de la muestra siempre debe ser tal, que no dañe o altere la superficie fracturada. El corte se realizó de 22x10x1.5 mm de largo, ancho y espesor mediante disco abrasivo en la maquina Buehler IsoMet (Figura 3.6), a velocidad lenta de 60 RPM aplicando soluble Buehler como lubricante para no dañar la probeta, los discos abrasivos están formados por una mezcla de Al_2O_3 y SiC, el corte de las muestras se realizó sobre la probeta a 1 mm del área fracturada para realizar su análisis fractográfico.



Figura 3.6 Maquina de corte por disco abrasivo marca Buehler IsoMet, utilizada para realizar el corte de probetas seleccionadas [46].

Limpieza de probetas fracturadas

El procedimiento de limpieza consistió en aplicar como primer paso aire comprimido a lo largo de la probeta y área fracturada a fin de remover partículas de polvo, posteriormente se realizó limpieza con ultrasonido de la marca Buehler (Figura 3.7), en alcohol etílico durante 10 min, secado mediante pistola de aire y seguidamente se conservó la probeta en una bolsa de plástico sellada con un desecante de arcilla [36], para evitar un ataque del medio ambiente.



Figura 3.7 Equipo ultrasónico modelo ultramet 2005 de la marca Buehler utilizado para la limpieza de las probetas fracturadas.

Metodología de operación del estereoscopio

La condición de operación utilizadas ambientales permitidas es de +15 a +35°C, la humedad permitida fue no mayor al 85% [47]. La operación del estereoscopio consistió en alimentarle eléctricamente a 127 V, se colocó la muestra en la platina y se fijó con sujetador, alineando la fuente de luz halógena de 6 V y 10 W con foco en la fractura de la probeta, para obtener iluminación adecuada en la muestra. Los objetivos utilizados fueron 6.5x, 0.8x, 1.0x, 1.25x,

1.6x, 2.0x, 2.5x y 3.2x [47]. En la Figura 3.8 se muestra el estereoscopio utilizado para la fractografía.



Figura 3.8 Estereoscopio Stemi 2000-C utilizado en la experimentación

Obtención de fractografías digitales

La obtención de las fractografías digitales del estereoscópico se obtuvieron con una cámara digital Axiovert ERc 5s Carl Zeiss conectada en Split al estereoscopio y un equipo de cómputo con el software Axio Vision Rel. Versión 4.8, que permite el análisis digital de las imágenes obtenidas.

Para adquirir la fractografía se ajustó el soporte STEMI a la cámara, en seguida desvió la trayectoria de la luz del microscopio a la cámara y se colocó la probeta en la base, a través de la computadora se enfocó a 6.5x para abarcar completamente el área a analizar, para adquirir la imagen se guardó en la computadora en formato JPG. Se tomaron cuatro estereografías por probeta (dos

longitudinales y dos transversales) para un análisis completo de la probeta fracturada [36].

Descripción de parámetros fractográficos digitales

Se examinó visualmente todo el componente para obtener una comprensión general del espécimen y la importancia del área fracturada, se clasificaron las fracturas desde un punto de vista macroscópico como dúctil o frágil, se determinó el origen de la falla con las estereografías transversales desde su punto de inicio con base en las características de desgarre donde inicio la fractura, el nivel de tensión fue clasificado como (alto, medio o bajo) y la orientación que origino la tensión [36].

La fractografía consistió en analizar detalladamente la superficie de la probeta mediante estereoscopías longitudinales a 6.5x, los parámetros a evaluar fueron identificar la fractura en la superficie de las probetas, determinar la falta de penetración de soldadura mediante los parámetros de soldadura aplicados.

Las formas de carga y orientación de la tensión se analizaron acorde a las estereografías transversales tomadas a 6.5x, debido a las cargas cíclicas en un proceso progresivo de la tensión uniaxial, en la que aparecen y se combinan distintos mecanismos de degradación como la velocidad de deformación, la aparición de pequeñas grietas se propagan hasta producirse la fractura en las zonas adyacentes entre las uniones soldadas [9] [10]

CAPÍTULO 4: ANÁLISIS DE RESULTADOS Y DISCUSIÓN

El análisis de resultados de las pruebas mecánicas bajo tensión uniaxial y fractografía de las treinta y uno corridas experimentales de soldadura robotizada GTAW-P, sobre el acero HSLA al Cr-Ni experimental se describe en las siguientes secciones.

4.1 Análisis de las propiedades mecánicas bajo tensión

4.1.1 Análisis de las curvas S-e para uniones soldadas GTAW

En las siguientes curvas S-e de las uniones soldadas (Figuras 4.1 a 4.31), se representa cada prueba mecánica de tensión uniaxial por duplicado, dando un total de sesenta y dos pruebas realizadas en la máquina de ensayos universal para pruebas destructivas de tracción.

En la Figura 4.1 se observa la curva esfuerzo-deformación de la probeta GTAW1 donde GTAW1A obtuvo resistencia mecánica de S_f con 899 MPa y GTAW1B con S_f de 986 MPa, esto se debió a la aplicación de los parámetros de velocidad de soldadura de 330 *mm/min*, precalentamiento de 87.5 °C, frecuencia de 35 *Hz*, corriente de soldadura 250 *A* y voltaje de arco de 13.3 *V*, obteniendo un Q_{net} medio de 0.374 kJ/mm, similar a lo reportado por [48]

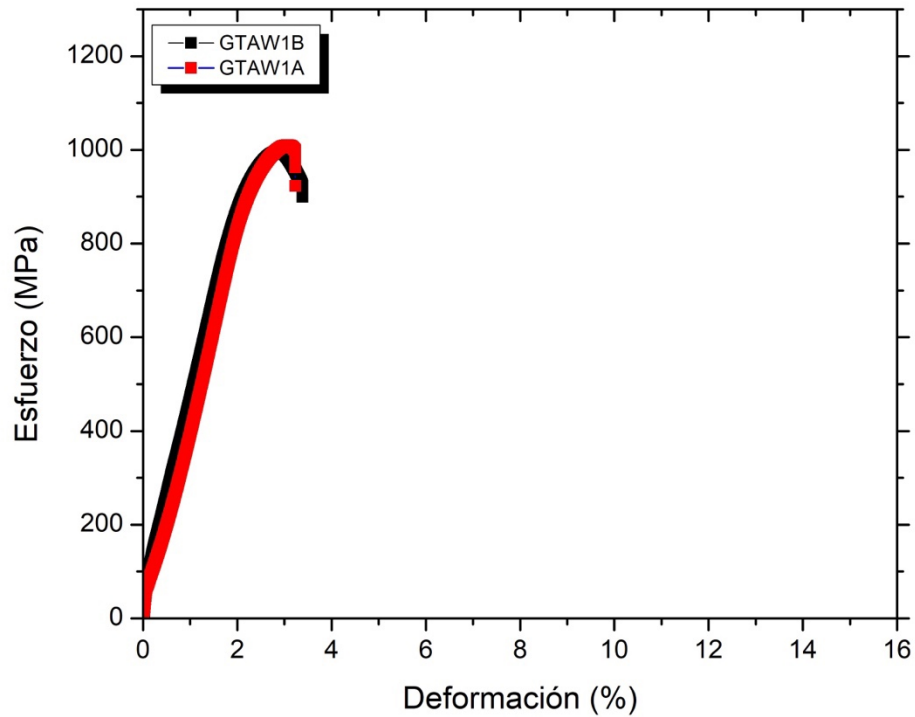


Figura 4.1 Curva S-e de la corrida GTAW1 por duplicado de acero HSLA al Cr-Ni que muestra un promedio de S_f de 942 MPa.

La Figura 4.2 muestra la unión soldada GTAW2 por duplicado, donde se observa para GTAW2A obtuvo resistencia mecánica de S_f con 929 MPa y GTAW2B con S_f de 986 MPa, este resultado se debió a los parámetros aplicados 480 *mm/min*, 50 Hz, 25°C, 200 A y 12.5 V obteniendo Q_{net} bajo de 0.193 *kJ/mm*, similar a lo reportado por [11].

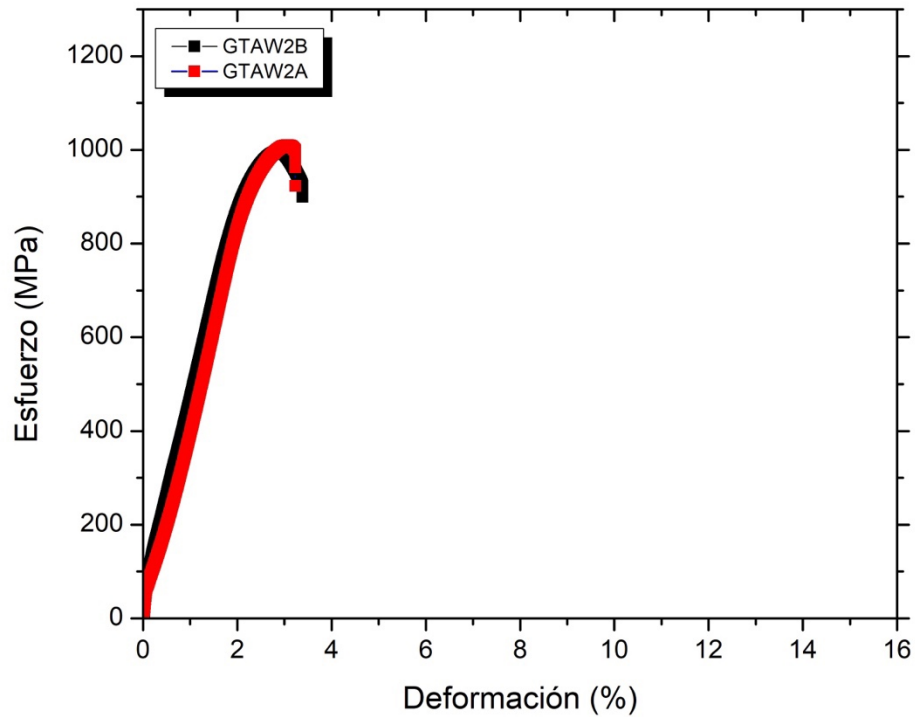


Figura 4.2 Curva S-e de la corrida GTAW2 de acero HSLA al Cr-Ni por duplicado donde se observa una resistencia a la fractura promedio de S_f de 957 MPa.

En la siguiente Figura 4.3 se representa la probeta GTAW3 donde la unión GTAW3A obtuvo la resistencia mecánica para S_f con 557 MPa y GTAW3B con S_f de 960 MPa, debido a los parámetros de 480 mm/min, 50 Hz, 25 °C, 200 A y 12.8 V obteniendo Q_{net} bajo de 0.198 kJ/mm, resultados similares por [11]

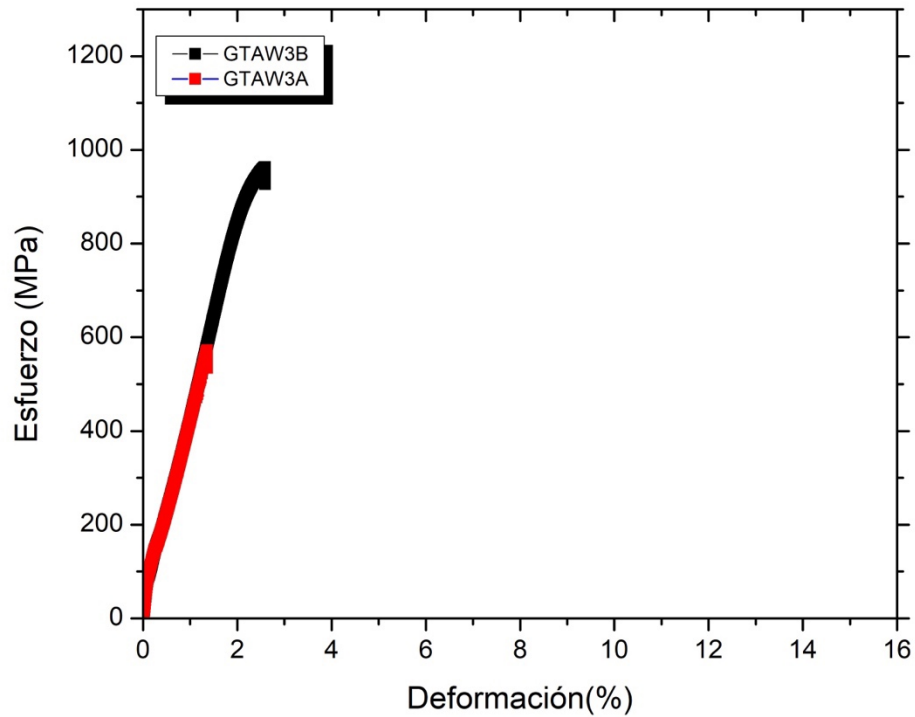


Figura 4.3 Curva S-e de la corrida GTAW3 de acero HSLA al Cr-Ni por duplicado donde muestra una resistencia a la fractura promedio de S_f de 763 MPa.

En la curva por duplicado de la unión robotizada GTAW4 se observa en la Figura 4.4, donde la probeta GTAW4A consiguió resistencia mecánica para S_f de 851 MPa y GTAW4B con S_f de 837 MPa, por los parámetros de 180 *mm/min*, 50 *Hz*, 25 °C, 300 A y 13.9 V obteniendo Q_{net} alto de 0.717 kJ/mm similar a lo reportado por [48].

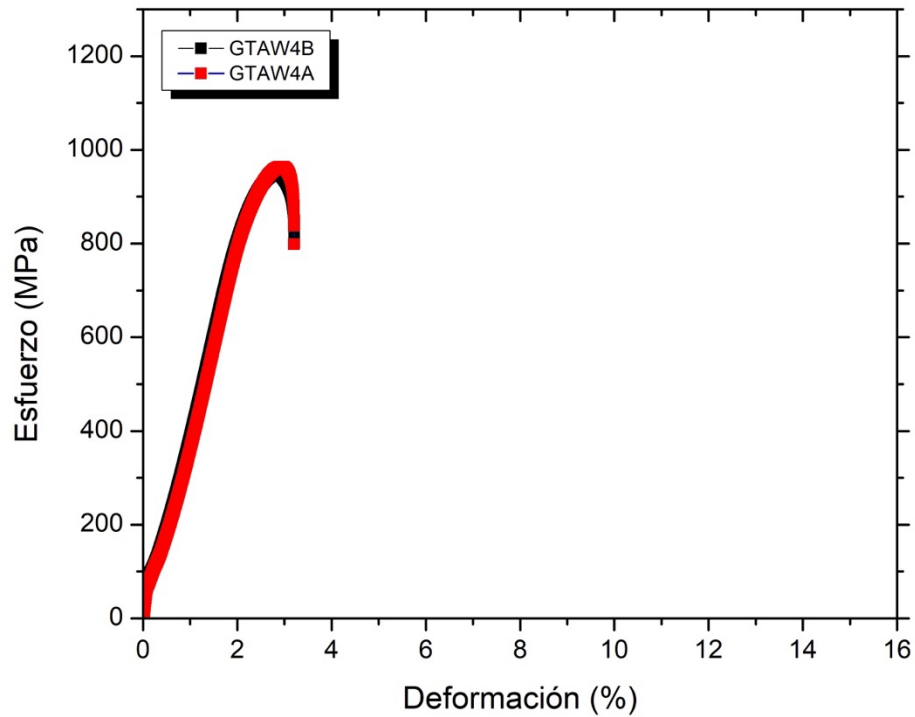


Figura 4.4 Curva por duplicado de S-e de la corrida GTAW4 de acero HSLA al Cr-Ni experimental donde se observa una resistencia a la fractura promedio de S_f de 844 MPa

En la Figura 4.5 se observa la curva esfuerzo-deformación de la unión soldada GTAW 5 donde gráficamente la probeta GTAW5A obtuvo resistencia mecánica de S_f con 907 MPa a comparación de GTAW5B con S_f de 899 MPa, este resultado se debió a los parámetros de 180 mm/min, 20 Hz, 25 °C, 200 A y 12.2 V obteniendo Q_{net} medio de 0.502 kJ/mm. [48]

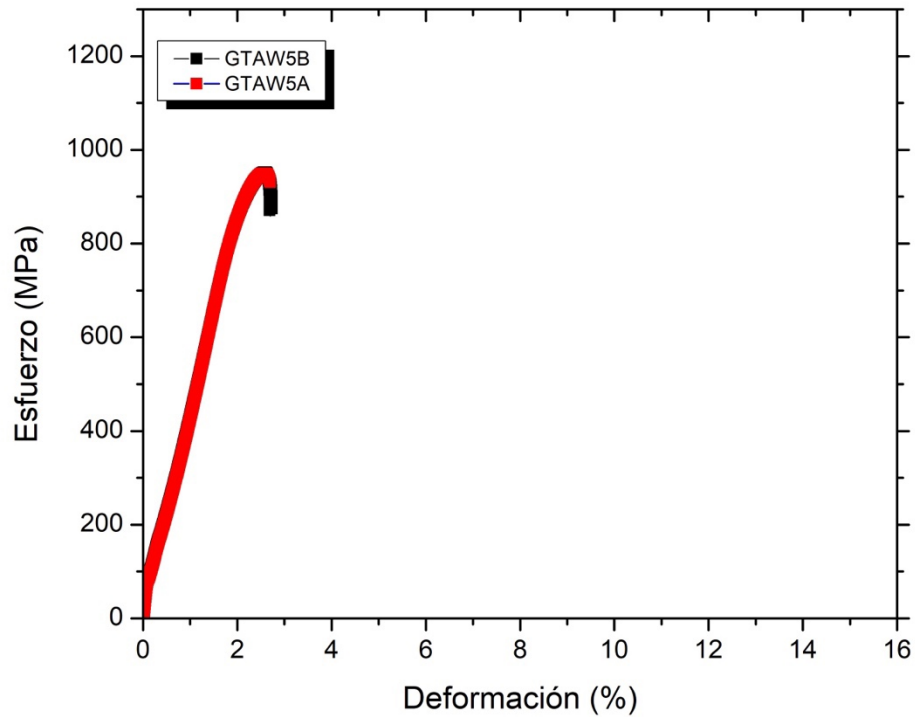


Figura 4.5 Curva S-e de la corrida GTAW5 por duplicado del acero HSLA al Cr-Ni experimental, se muestra una resistencia a la fractura promedio de S_f de 903 MPa.

Como se muestra en la Figura 4.6 la curva esfuerzo-deformación de la unión soldada GTAW6, se observa la probeta GTAW6A obtuvo S_f de 951 MPa para la resistencia mecánica y GTAW6B con S_f de 938 MPa, esto se debió a los parámetros aplicados de 180 mm/min, 20 Hz, 25 °C, 300 A y 13.9 V obteniendo Q_{net} alto de 0.858 kJ/mm similar a lo reportado por [48].

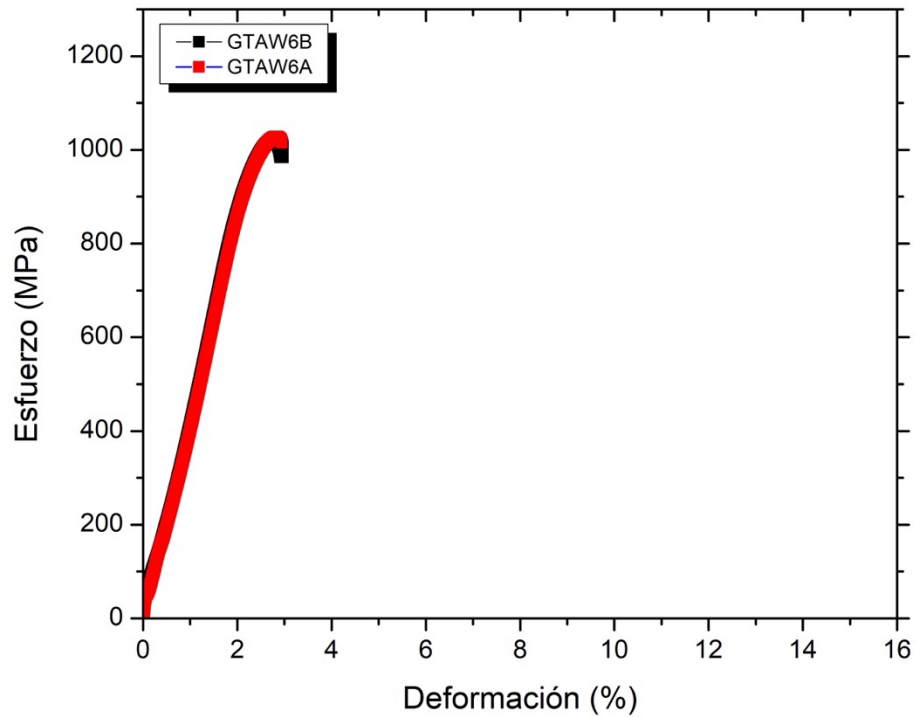


Figura 4.6 Curva S-e de la corrida por duplicado de GTAW6 de acero HSLA al Cr-Ni experimental que muestra una resistencia a la fractura promedio de 944 MPa.

En la curva esfuerzo-deformación que representa la unión soldada GTAW7 Figura 4.7, se observa que la probeta GTAW7A con S_f de 808 MPa para la resistencia mecánica fue menor en comparación de la probeta GTAW7B con S_f de 827 MPa, por sus parámetros aplicados de 330 mm/min, 35 Hz, 87.5 °C, 250 A y 13.8 V obteniendo Q_{net} medio de 0.388 kJ/mm, resultado similar a [48]

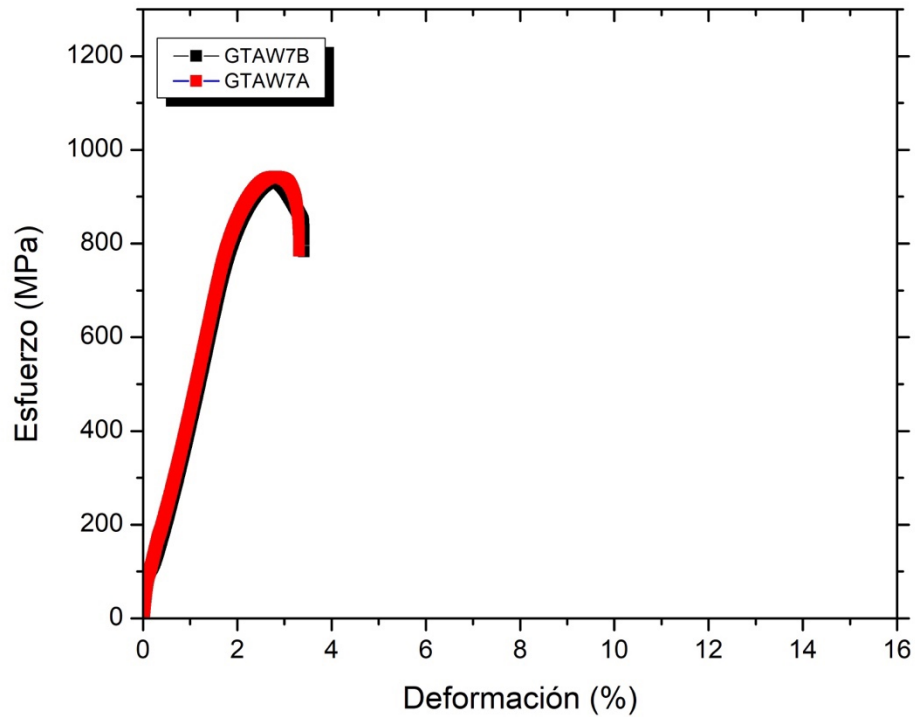


Figura 4.7 Curva S-e por duplicado de la corrida GTAW7 de acero HSLA al Cr-Ni experimental que muestra una resistencia a la fractura promedio de 817 MPa.

La Figura 4.8 representa la curva esfuerzo-deformación de la unión soldada GTAW8 donde la probeta GTAW8A con resistencia mecánica de S_f con 941 MPa y GTAW8B con S_f de 951 MPa con promedio de 946 MPa esto se debe a los parámetros aplicados de 180 mm/min, 50 Hz, 25 °C, 300 A y 14.3 V obteniendo un Q_{net} alto de 0.883 kJ/mm, resultado similar al reportado por [48]

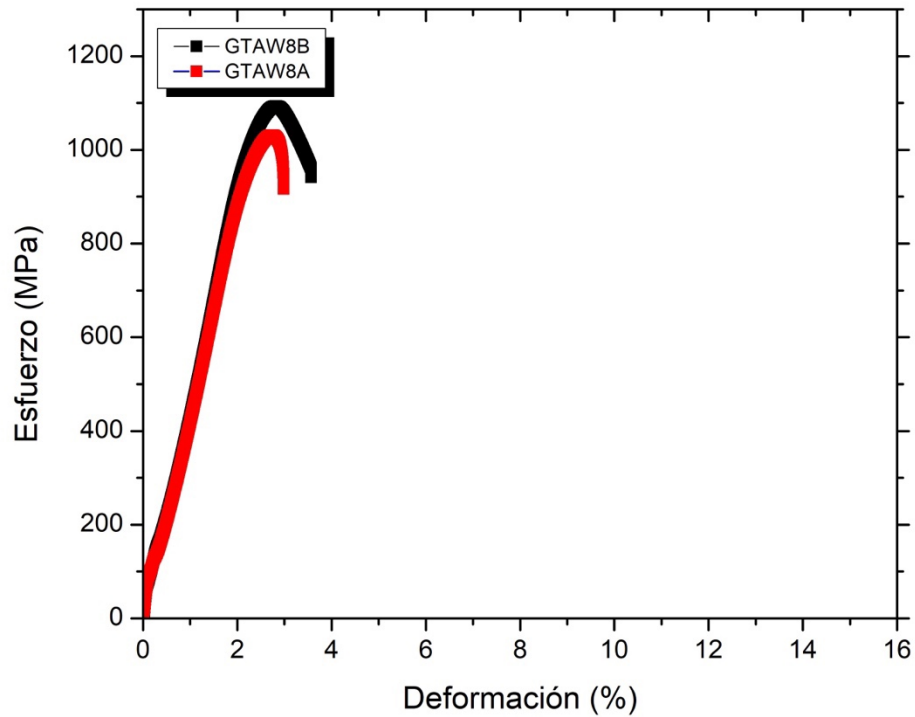


Figura 4.8 Curva por duplicado de S-e de la corrida GTAW8 de acero HSLA al Cr-Ni experimental donde se observa una resistencia a la fractura promedio de 946 MPa.

La curva que se muestra en la Figura 4.9 representa la unión soldada de GTAW9 donde la probeta GTAW9A obtuvo resistencia mecánica en S_f de 873 MPa y GTAW9B obtuvo S_f de 977 MPa, esto debido a la aplicación de parámetros de 180 mm/min, 35 Hz, 87.5 °C, 250 A y 13.5 V obteniendo Q_{net} alto de 0.696 kJ/mm, similar al dato reportado por [48].

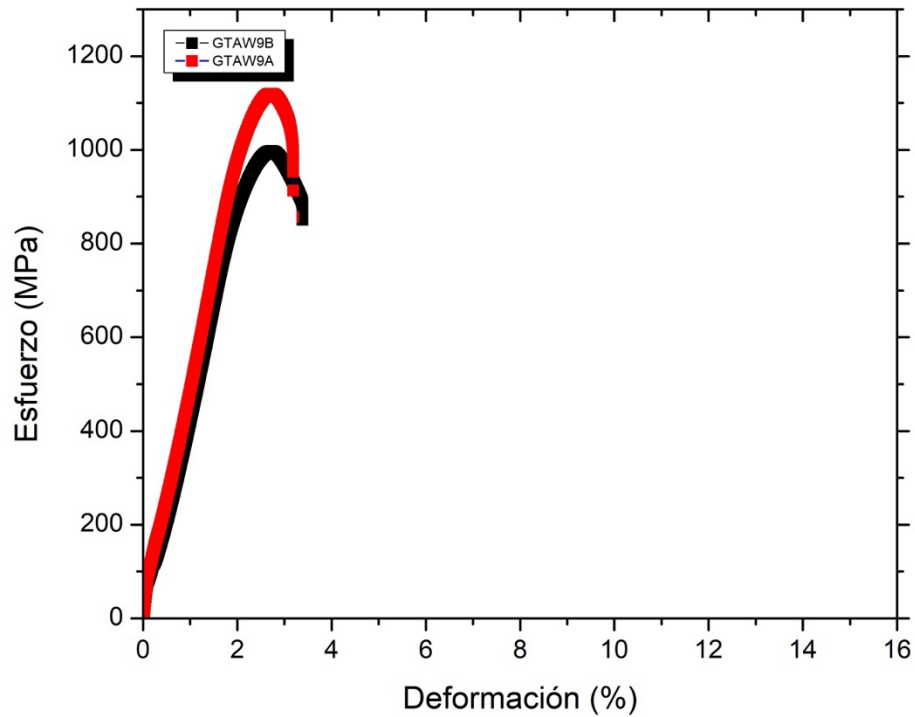


Figura 4.9 Curva S-e por duplicado de la corrida GTAW9 de acero HSLA al Cr-Ni experimental donde se muestra una resistencia a la fractura promedio a 925 MPa

En la Figura 4.10 se representa la curva esfuerzo-deformación de la unión GTAW10 donde la probeta GTAW10A obtuvo resistencia mecánica de S_f con 947 MPa y GTAW10B obtuvo S_f de 963 MPa por la aplicación de los parámetros de 330 mm/min, 35 Hz, 87.5 °C, 250 A y 13.9 V obteniendo Q_{net} medio de 0.391 kJ/mm, resultado similar a [48].

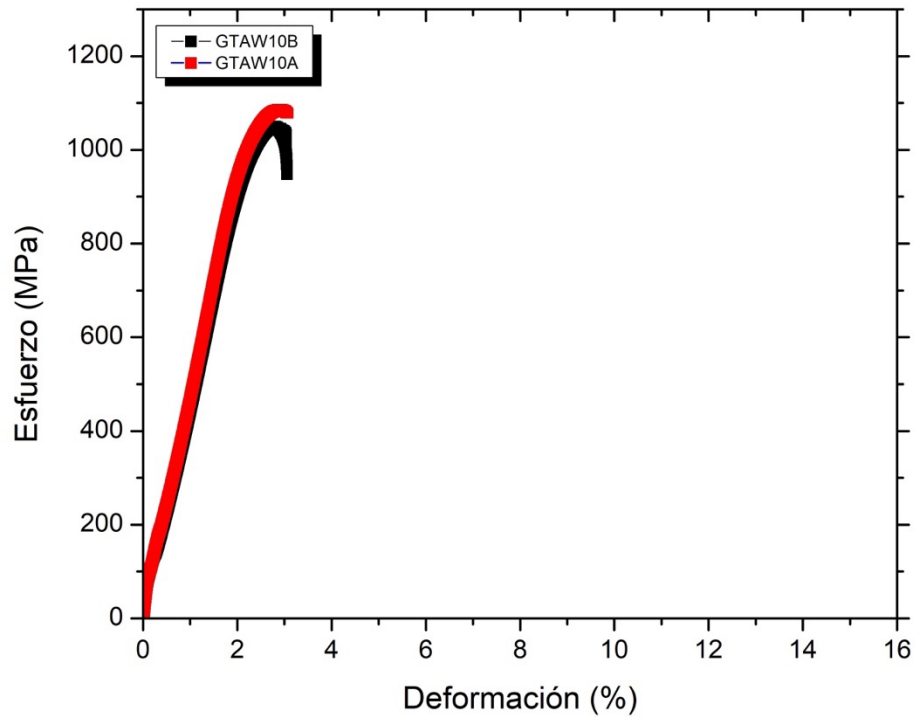


Figura 4.10 Curva S-e por duplicado de la corrida GTAW10 de acero HSLA al Cr-Ni experimental que muestra resistencia a la fractura promedio de 955 MPa.

La Figura 4.11 representa la resistencia mecánica de la unión soldada GTAW11 donde GTAW11A obtuvo S_f de 947 MPa y GTAW11B con S_f de 924 MPa haciendo promedio de 935 MPa por los parámetros de 180 mm/min, 50 Hz, 150 °C, 300 A y 14.7 V obteniendo Q_{net} alto de 0.908 kJ/mm [48].

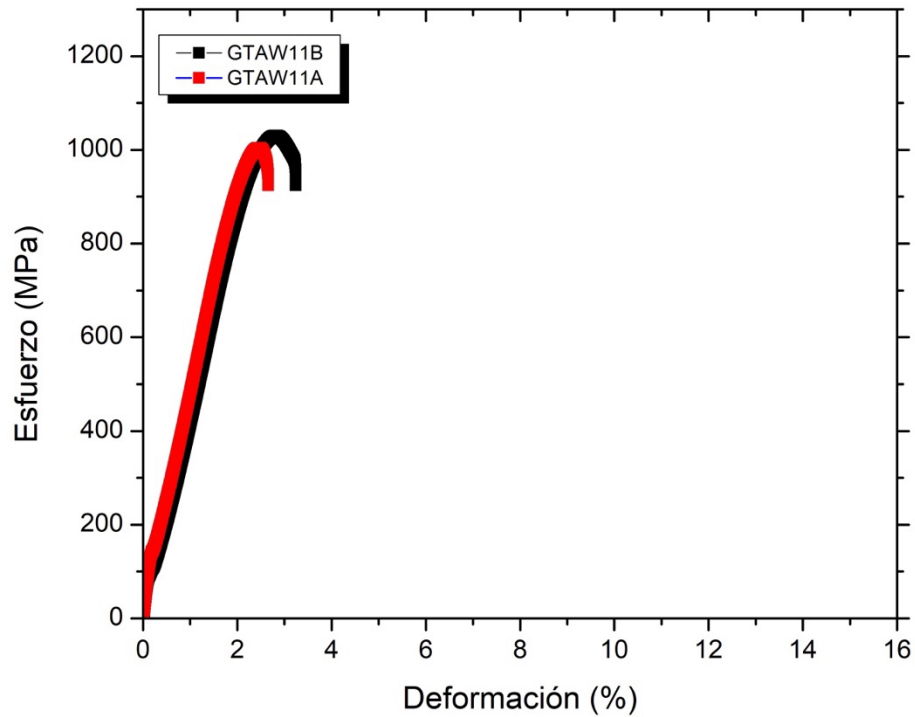


Figura 4.11 Curva S-e por duplicado de la corrida GTAW11 de acero HSLA al Cr-Ni experimental donde se observa una resistencia a la fractura promedio a 935 MPa.

La curva esfuerzo-deformación que se observa en la Figura 4.12 representa la resistencia mecánica de la unión soldada GTAW12, seleccionada como la de menor desempeño mecánico donde la probeta GTAW12A obtuvo S_f de 183 MPa y GTAW12B S_f de 160 MPa, este se debió a los parámetros que se le aplicaron de 480 mm/min, 20 Hz, 25 °C, 200 A y 13.1 V obteniendo Q_{net} bajo de 0.202 kJ/mm, resultado similar al reportado por [11]

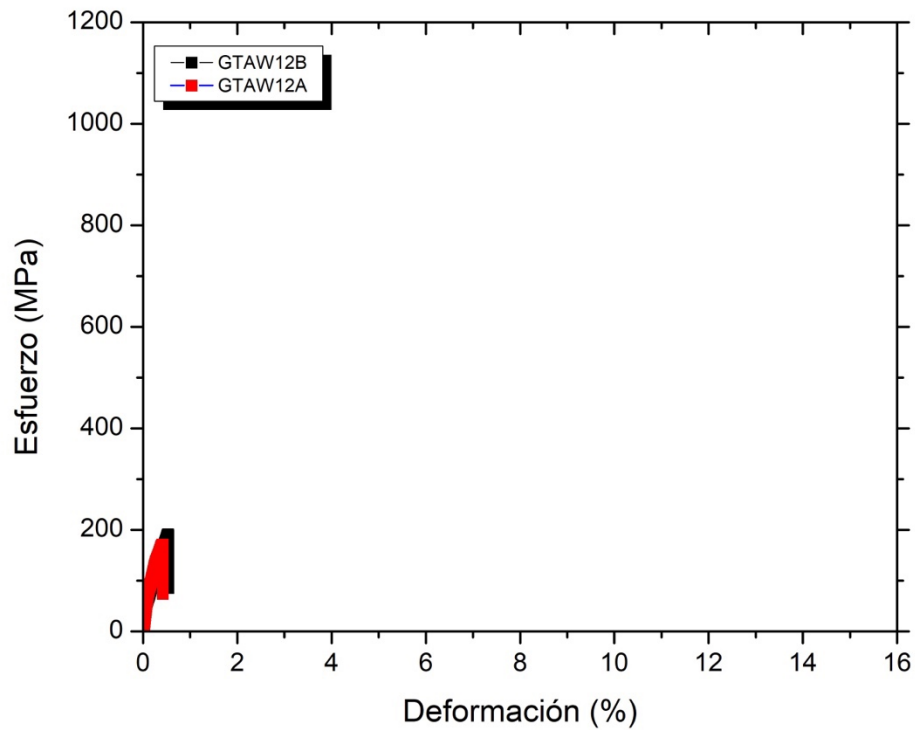


Figura 4.12 Curva S-e de la corrida GTAW12 por duplicado del acero HSLA al Cr-Ni experimental, que muestra una resistencia a la fractura promedio de 171 MPa.

La Figura 4.13 representando la curva esfuerzo-deformación de GTAW13 se observa que la probeta GTAW13A obtuvo resistencia mecánica de S_f de 283 MPa y GTAW13B obtuvo S_f de 657 MPa, debido a los parámetros de 480 mm/min, 50 Hz, 150 °C, 200 A y 13.5 V obteniendo Q_{net} bajo de 0.208 kJ/mm. [11]

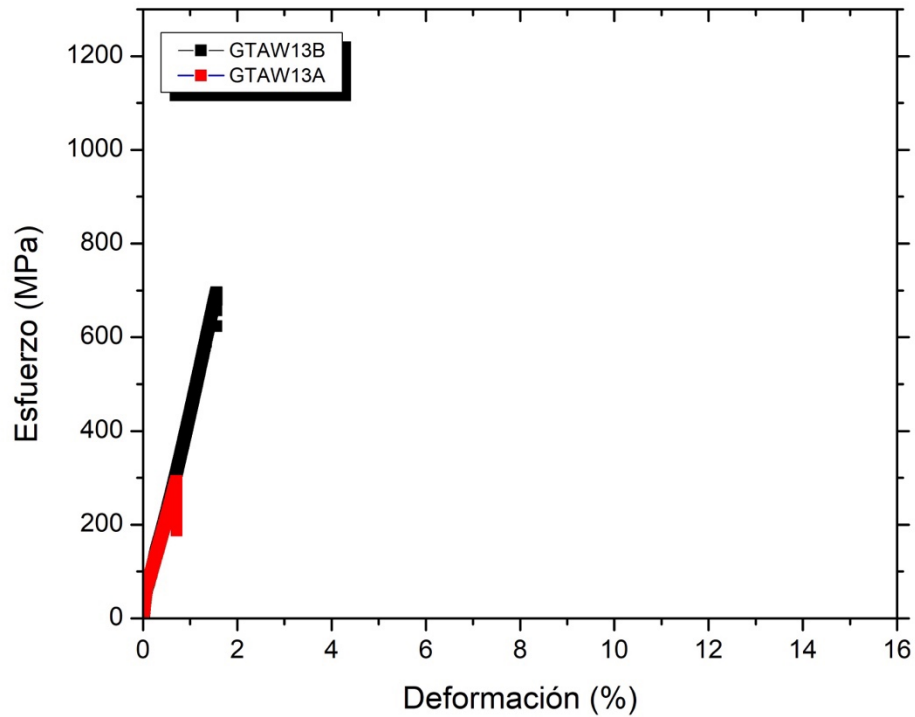


Figura 4.13 Curva S-e de la corrida GTAW13 por duplicado del acero HSLA al Cr-Ni experimental, que muestra una resistencia a la fractura promedio de 470 MPa.

La unión soldada GTAW14 está representada en la curva esfuerzo-deformación Figura 4.14, donde la probeta GTAW14A obtuvo resistencia mecánica de S_f de 955 MPa y GTAW14B obtuvo S_f de 868 MPa obteniendo un promedio de 911 MPa por los parámetros de 330 mm/min, 35 Hz, 87.5 °C, 250 A y 13.4 V por lo cual obtuvo un Q_{net} medio de 0.377 kJ/mm [48].

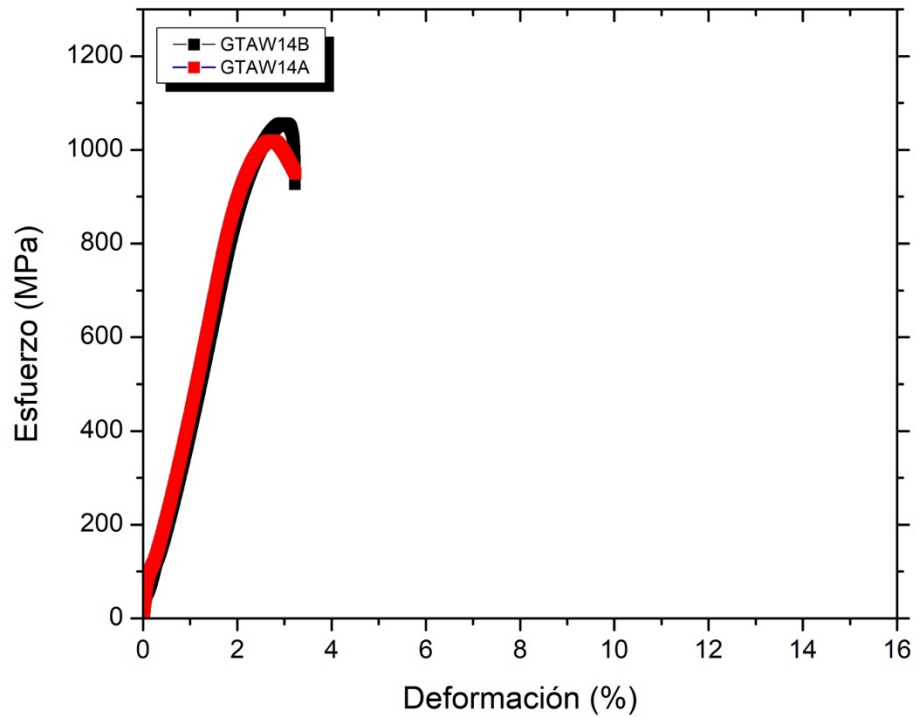


Figura 4.14 Curva S-e de la corrida GTAW14 por duplicado del acero HSLA al Cr-Ni experimental donde se muestra una resistencia a la fractura promedio de 911 MPa.

La curva mostrada en la Figura 4.15 representa la resistencia mecánica de la unión robotizada GTAW15 donde las probetas GTAW15A con S_f de 205 MPa y GTAW15B obtuvo S_f de 517 MPa se consideró dentro de las bajas en las pruebas mecánicas debido a los parámetros que se le aplicaron de 480 mm/min, 20 Hz, 150 °C, 200 A y 13.4 V por lo que obtuvo Q_{net} bajo de 0.207 kJ/mm, [11]

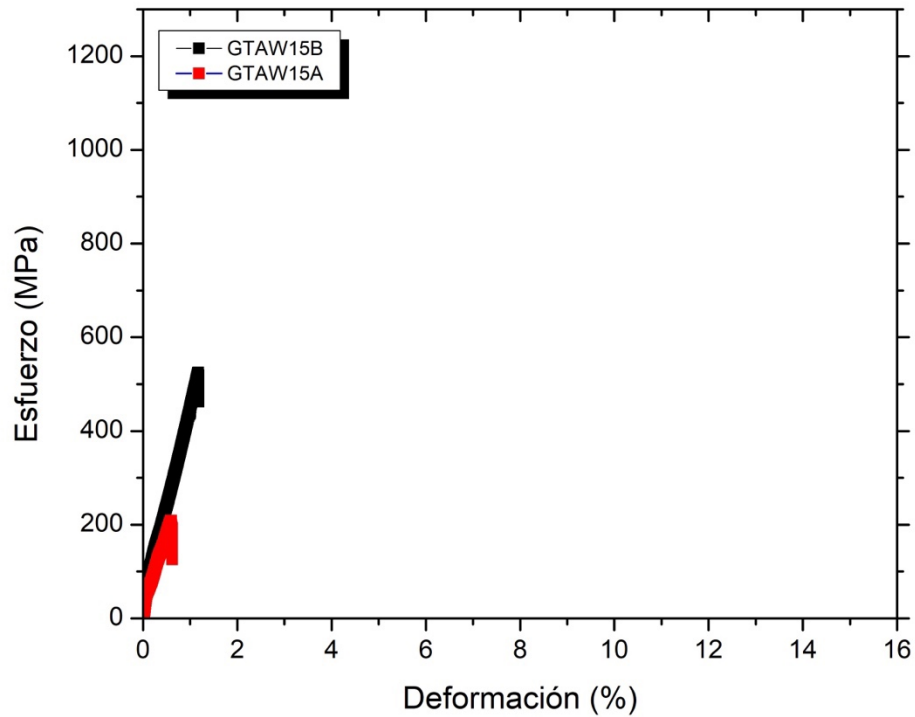


Figura 4.15 Curva S-e de la corrida GTAW15 por duplicado del acero HSLA al Cr-Ni experimental donde se muestra una resistencia a la fractura promedio de 361 MPa.

La curva que se muestra en la Figura 4.16 representa la resistencia mecánica de la unión soldada GTAW16 donde la probeta GTAW16A obtuvo S_f de 1008 MPa y GTAW16B con S_f de 975 MPa a causa de los parámetros de 180 mm/min, 50 Hz, 25 °C, 200 A y 12.9 V obteniendo Q_{net} media de 0.531 kJ/mm, [48]

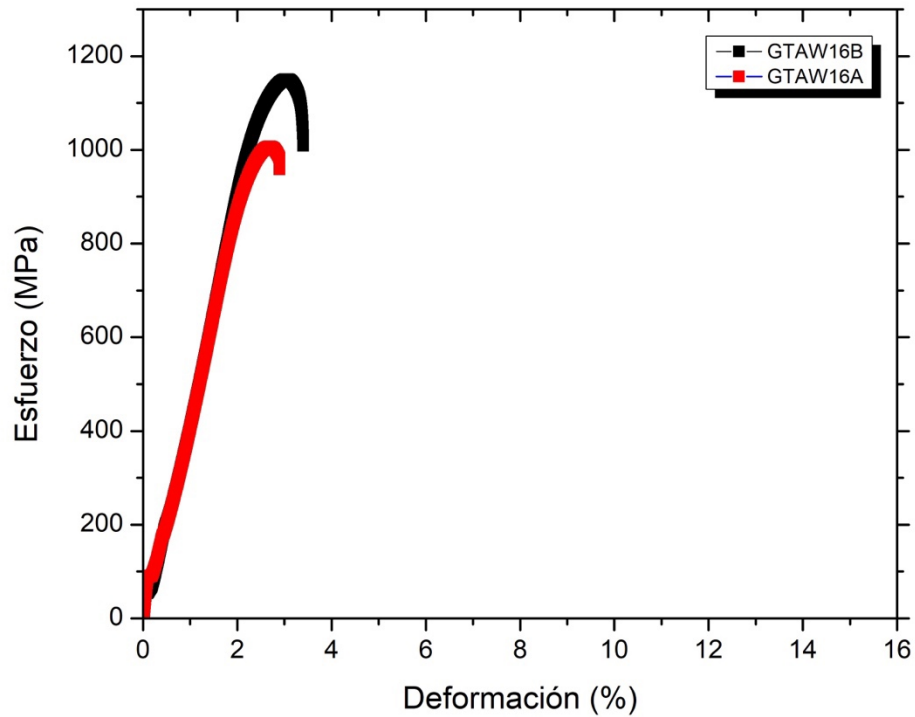


Figura 4.16 Curva S-e de la corrida GTAW16 por duplicado del acero HSLA al Cr-Ni experimental donde se muestra una resistencia a la fractura promedio de 991 MPa.

En la Figura 4.17 la curva esfuerzo-deformación muestra la unión GTAW17 donde ambas probetas mostraron esfuerzo mecánico diferente, GTAW17A con S_f de 815 MPa y GTAW17B obtuvo S_f de 930 MPa, este esfuerzo se debió a los parámetros aplicados de 480 mm/min, 50 Hz, 150 °C, 300 A y 15.3 V por lo que causo un Q_{net} medio de 0.354 kJ/mm, [48]

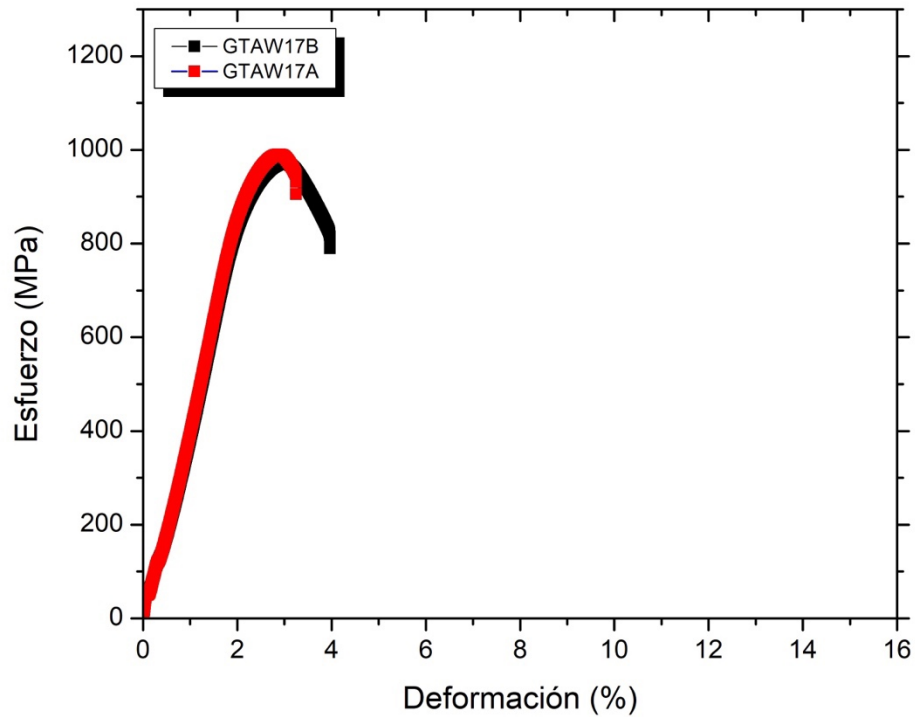


Figura 4.17 Curva S-e de la corrida GTAW17 por duplicado del acero HSLA al Cr-Ni experimental, donde se muestra una resistencia a la fractura promedio de 872 MPa

La curva esfuerzo-deformación para la unión soldada GTAW18 se muestra en la Figura 4.18 donde las probetas GTAW18A adquirió S_f de 1025 MPa y GTAW18B obtuvo S_f de 1002 MPa para la resistencia mecánica, debido a la aplicación de parámetros de 480 mm/min, 20 Hz, 150 °C, 300 A y 14.8 V por lo que obtuvo un Q_{net} medio de 0.343 kJ/mm [48].

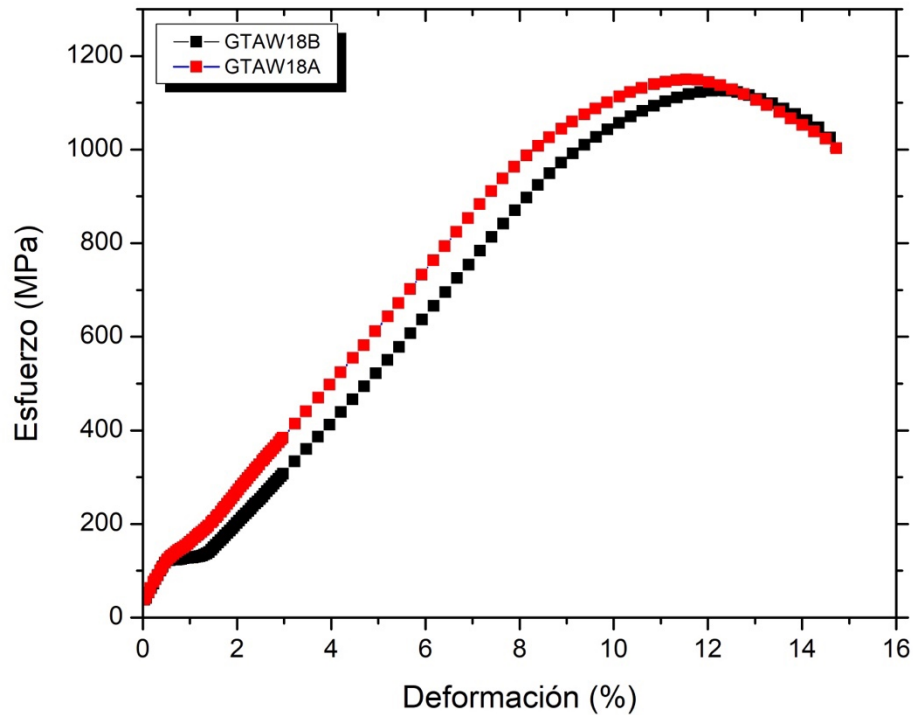


Figura 4.18 Curva S-e de la corrida GTAW18 del acero HSLA al Cr-Ni experimental por duplicado se observa una resistencia a la fractura promedio de 1013 MPa

La mejor curva esfuerzo-deformación seleccionada Figura 4.19, en esta investigación fue la de la unión soldada GTAW19 por la mejor resistencia mecánica adquirida, donde GTAW19A obtuvo S_f de 1290 MPa y GTAW19B alcanzó S_f de 1180 MPa por los correctos parámetros de soldadura aplicados de 180 mm/min, 20 Hz, 25 °C, 200 A y 12.7 V esto logra un Q_{net} medio de 0.523 kJ/mm, similitud a lo reportado por [48].

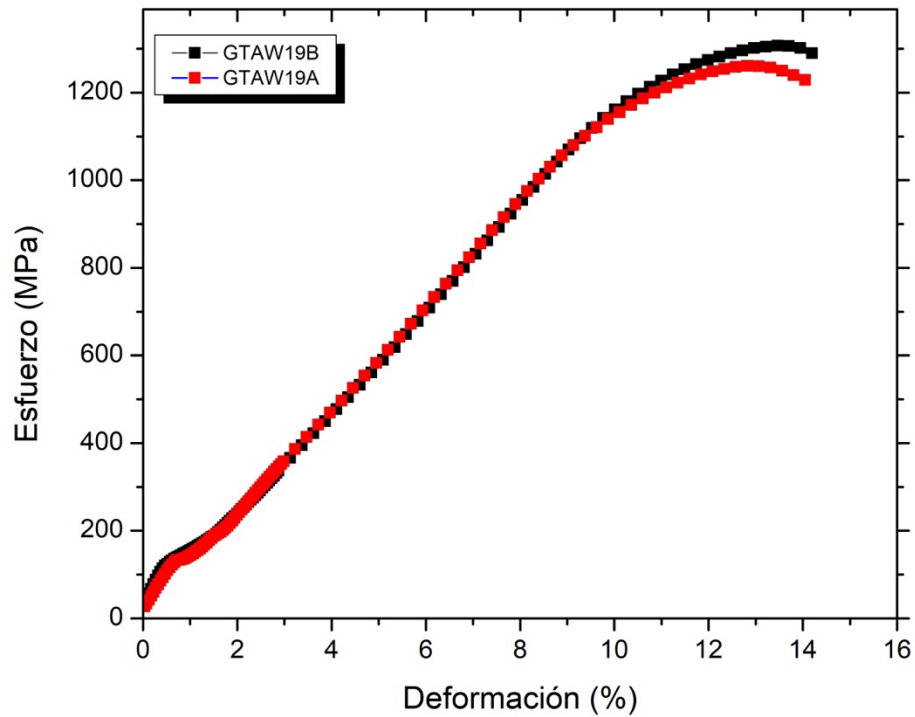


Figura 4.19 Curva S-e de la corrida GTAW19 por duplicado del acero HSLA al Cr-Ni experimental, se observa una resistencia a la fractura promedio de 1235 MPa.

La Figura 4.20 demuestra el esfuerzo mecánico de la unión soldada robotizada de GTAW20, donde GTAW20A alcanzó un esfuerzo de S_f con 1148 MPa y GTAW20B obtuvo S_f de 1029 MPa la unión adquirió este esfuerzo por los parámetros aplicados de 330 mm/min, 20 Hz, 87.5 °C, 250 A y 14.8 V lo que resultó un Q_{net} medio de 0.416 kJ/mm, resultado acorde con [48].

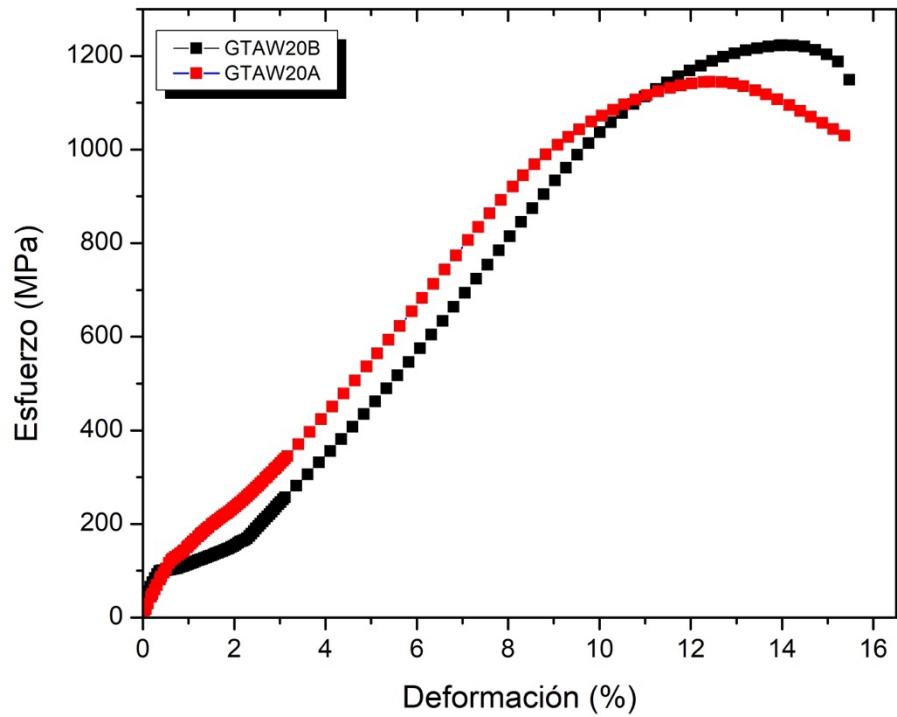


Figura 4.20 Curva S-e de la corrida GTAW20 por duplicado del acero HSLA al Cr-Ni experimental, se muestra una resistencia a la fractura promedio de 1088 MPa

Como se observa en la Figura 4.21 la curva esfuerzo-deformación de la unión GTAW21 se demuestra que GTAW21A obtuvo resistencia mecánica de S_f con 1146 MPa y GTAW21B con S_f de 1166 MPa debido a los parámetros de 330 mm/min, 35 Hz, 87.5 °C, 200 A y 13.4 V obteniendo un Q_{net} medio de 0.377 kJ/mm, similitud a lo reportado por [48].

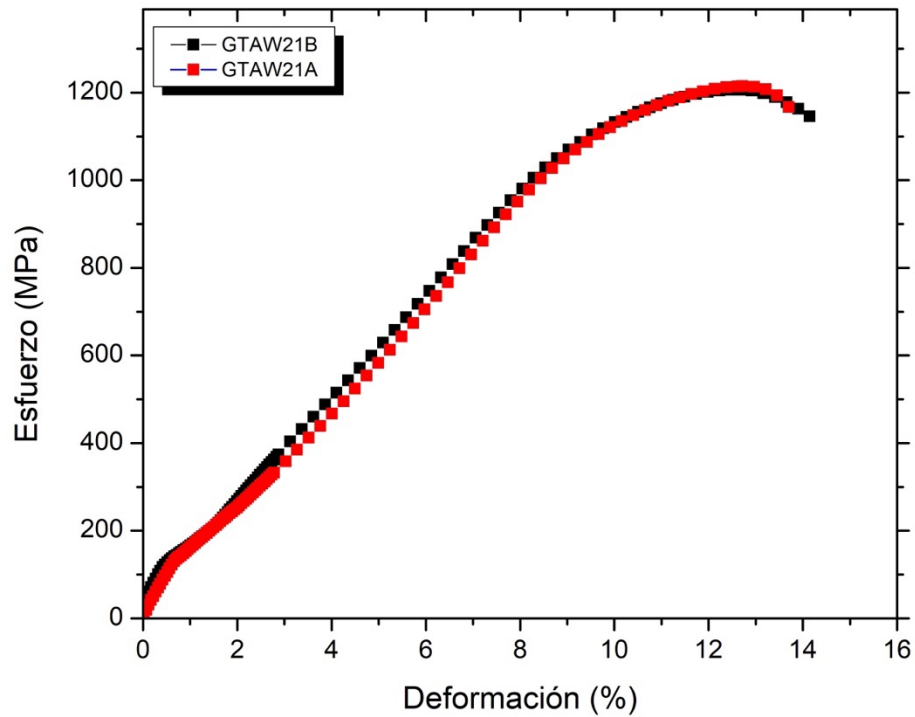


Figura 4.21 Curva S-e por duplicado de la corrida GTAW21 de acero HSLA al Cr-Ni experimental, donde se muestra una resistencia a la fractura promedio de 1156 MPa

La curva esfuerzo-deformación para la unión robotizada GTAW22 se muestra en Figura 4.22. Donde la resistencia mecánica para GTAW22A obtuvo S_f de 1123 MPa y GTAW22B con S_f de 1158 MPa por los parámetros de soldadura aplicados de 330 mm/min, 35 Hz, 25 °C, 250 A y 14 V obteniendo Q_{net} medio de 0.374 kJ/mm, resultados similares a [48].

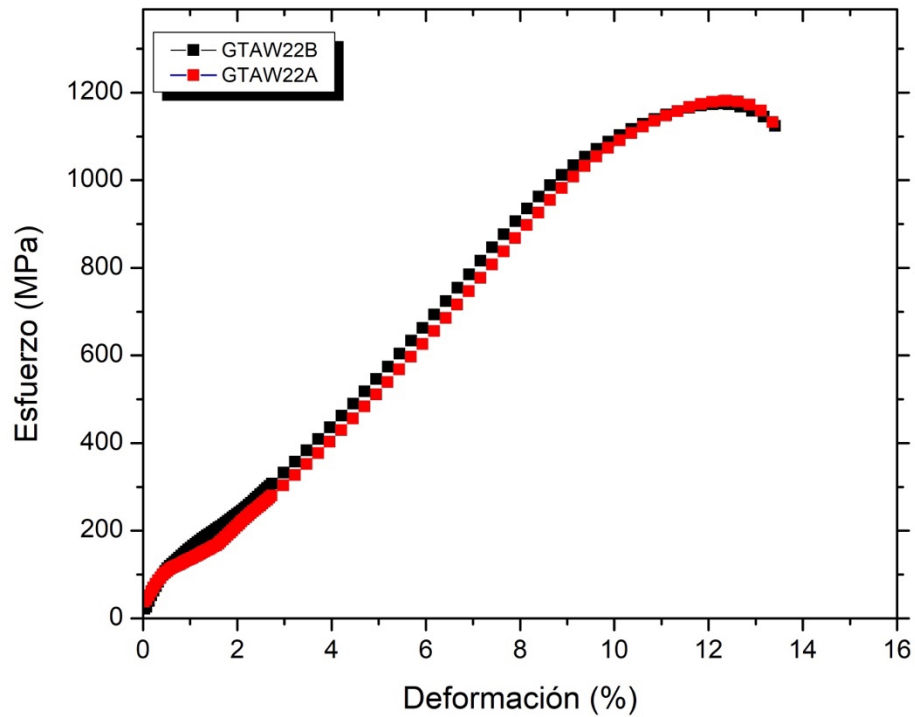


Figura 4.22 Curva S-e por duplicado de la corrida GTAW22 de acero HSLA al Cr-Ni experimental donde se muestra una resistencia a la fractura promedio de 1140 MPa.

La Figura 4.23 representa la resistencia mecánica para la unión GTAW23 en la curva por duplicado GTAW23A obtuvo S_f de 1278 MPa y GTAW23B con S_f de 1130 MPa por los parámetros que se le aplicaron de 330 mm/min, 35 Hz, 87.5 °C, 250 A y 13.3 V. Por lo que obtuvo Q_{net} medio de 0.374 kJ/mm, acorde el resultado a lo reportado por [48].

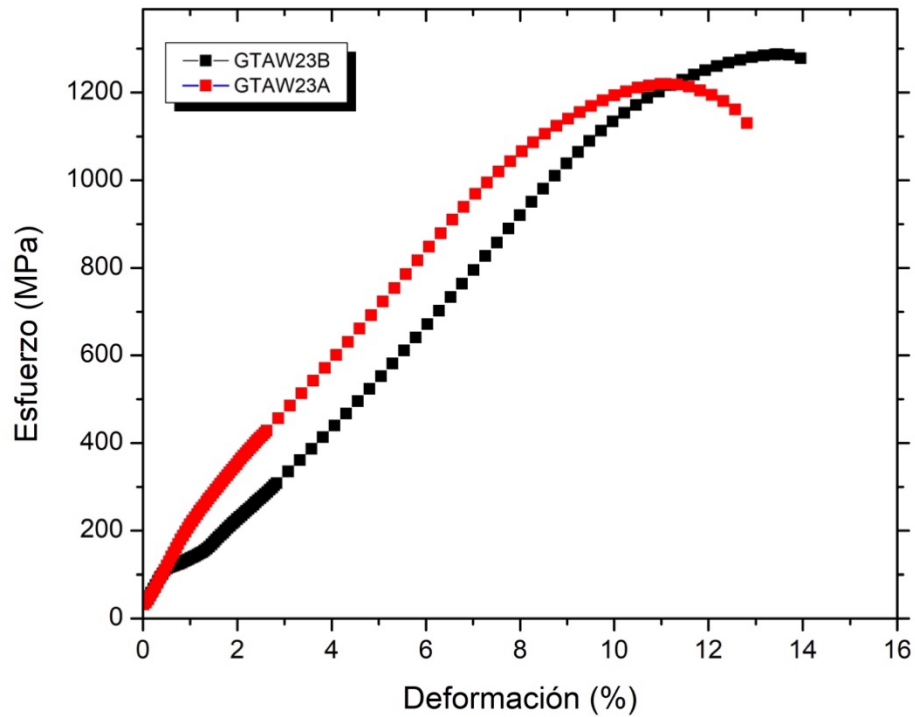


Figura 4.23 Curva S-e por duplicado de la corrida GTAW23 de acero HSLA al Cr-Ni experimental, donde se muestra una resistencia a la fractura promedio de 1204 MPa.

En la representación de la curva esfuerzo-deformación para GTAW24 se muestra en la Figura 4.24. Se observa que la probeta GTAW24A obtuvo S_f de 1054 MPa y GTAW24B con S_f de 1054 MPa para la resistencia mecánica, esta similitud es causada por los parámetros aplicados de 180 mm/min, 20 Hz, 150 °C, 300 A y 13.2 V como resultado produjo Q_{net} alto de 0.672 kJ/mm, coincidiendo con [48]

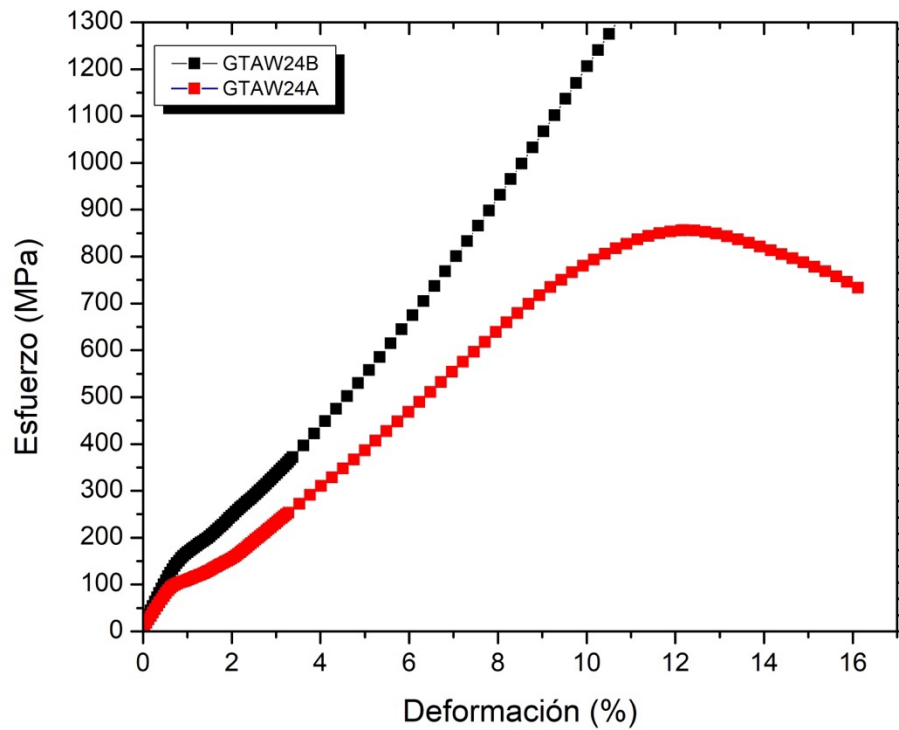


Figura 4.24 Curva S-e por duplicado de la corrida GTAW24 de acero HSLA al Cr-Ni experimental, donde se muestra una resistencia a la fractura promedio de 1054 MPa

La Figura 4.25 se muestra la curva esfuerzo-deformación de GTAW25, la probeta GTAW25A con S_f de 543 MPa fue superior a la probeta GTAW25B con S_f de 449 MPa para la resistencia mecánica, los parámetros que le fueron aplicados fueron de 480 mm/min, 50 Hz, 150 °C, 200 A y 14.5 V por lo que su Q_{net} fue bajo de 0.224 kJ/mm, resultado acorde con lo reportado por [11].

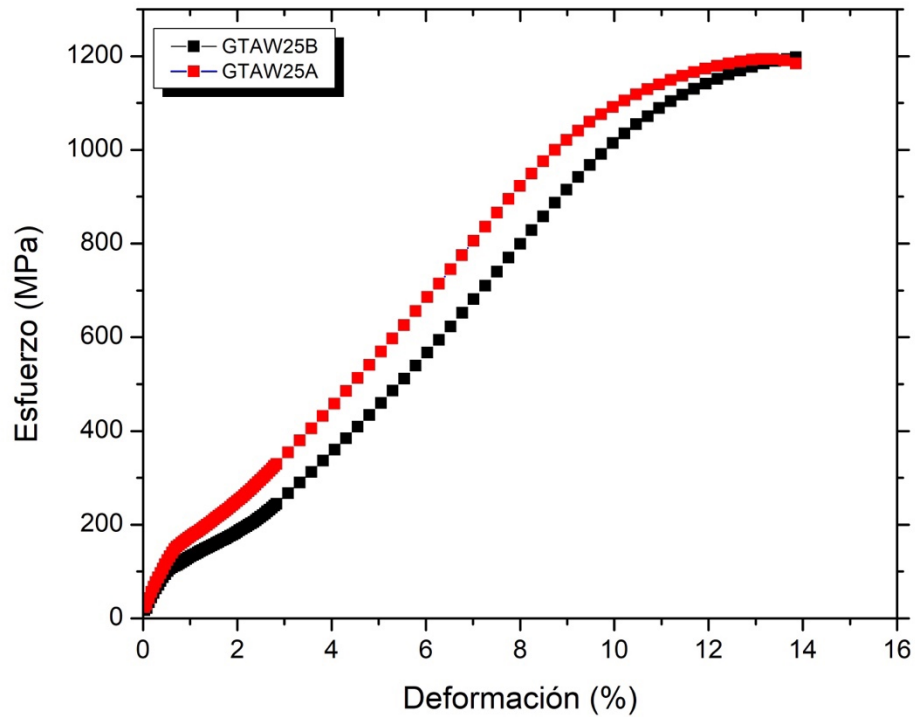


Figura 4.25 Curva S-e por duplicado de la corrida GTAW25 de acero HSLA al Cr-Ni experimental, donde se muestra una resistencia a la fractura promedio de 496 MPa.

En la Figura 4.26 se observa por duplicado la curva esfuerzo-deformación de la unión GTAW26 para la resistencia mecánica, en la probeta GTAW26A obtuvo S_f de 1197 MPa y GTAW26B con S_f de 1184 MPa, sus parámetros aplicados fueron 480 mm/min, 50 Hz, 150 °C, 300 A y 14.4 V. El Q_{net} resultante fue medio de 0.333 kJ/mm, similitud con lo reportado por [48]

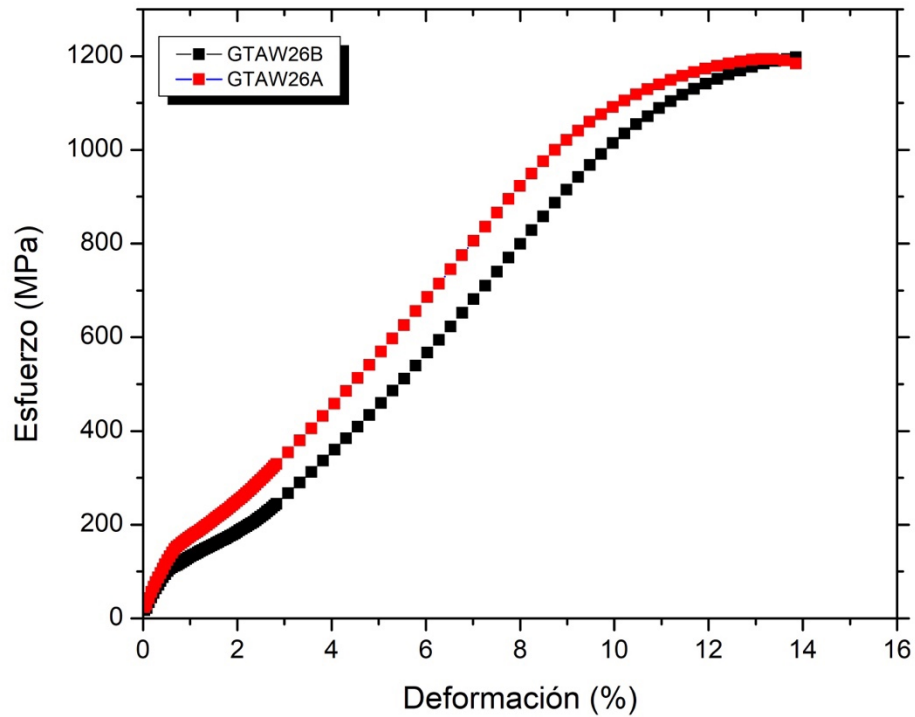


Figura 4.26 Curva S-e por duplicado de la corrida GTAW26 de acero HSLA al Cr-Ni experimental, donde se muestra una resistencia a la fractura promedio de 1190 MPa.

La curva que se muestra en la Figura 4.27 representa por duplicado la resistencia mecánica de la unión GTAW27, en rojo la probeta GTAW27A mostró S_f de 1106 MPa, por lo que fue menor a comparación de GTAW27B con S_f de 1166 MPa, los resultados se debieron a los parámetros aplicados de 330 mm/min, 35 Hz, 87.5 °C, 250 A y 13.2 V obteniendo Q_{net} medio de 0.371 kJ/mm, similitud con lo reportado por [48].

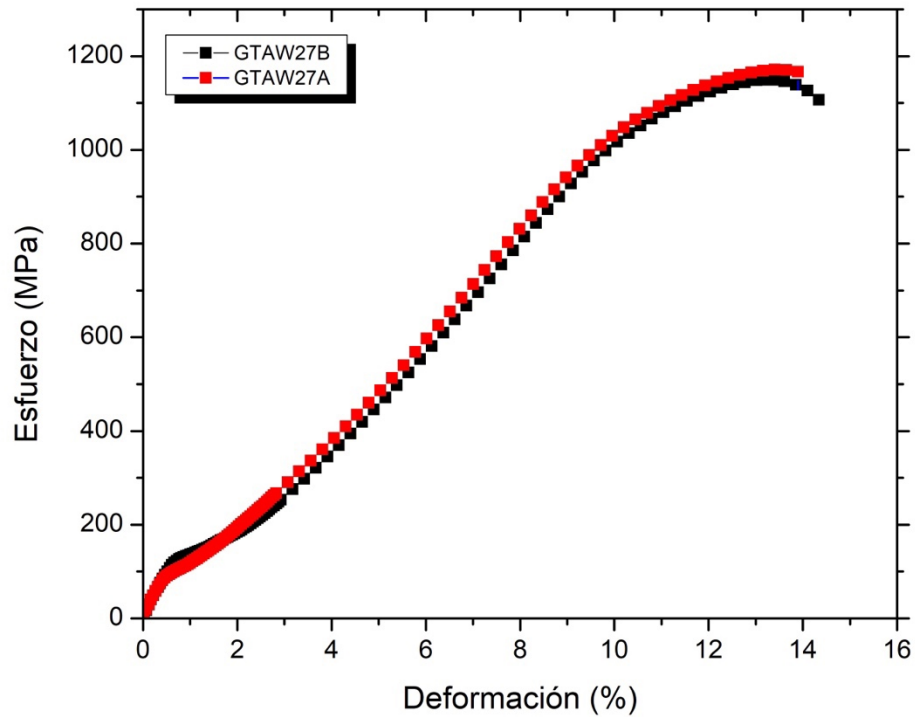


Figura 4.27 Curva S-e por duplicado de la corrida GTAW27 de acero HSLA al Cr-Ni experimental, donde se muestra una resistencia a la fractura promedio de 1136 MPa.

En la Figura 4.28 se observa la curva por duplicado de GTAW28, donde la probeta GTAW28A alcanzó una resistencia mecánica para S_f de 1104 MPa y GTAW28B obtuvo S_f de 1127 MPa, la aplicación de parámetros fue de 480 mm/min, 50 Hz, 25 °C, 300 A y 13.3 V obteniendo Q_{net} medio de 0.308 kJ/mm, similitud con [11].

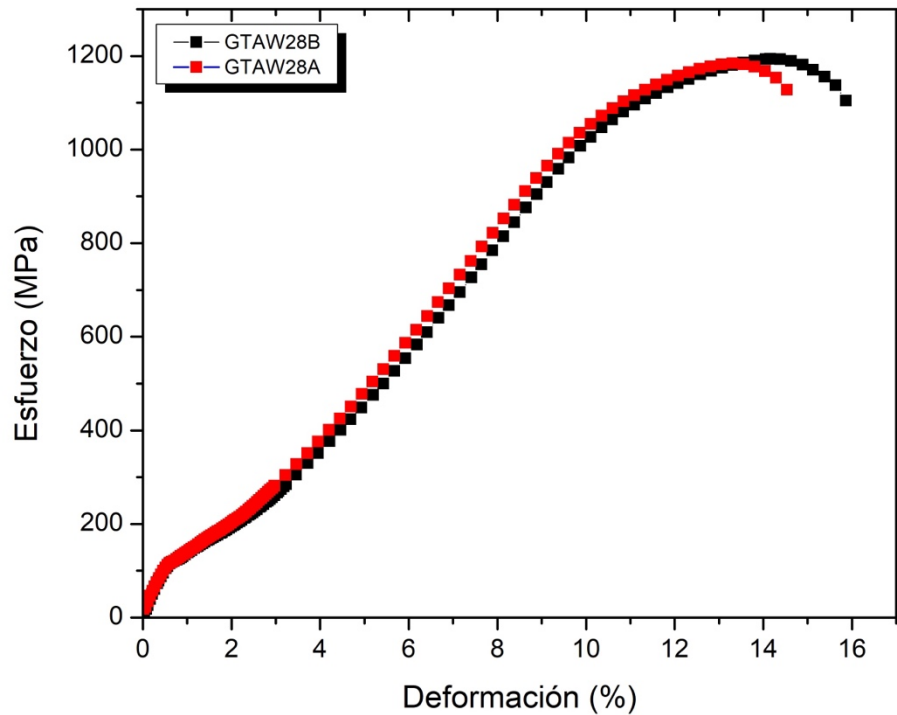


Figura 4.28 Curva S-e por duplicado de la corrida GTAW28 de acero HSLA al Cr-Ni experimental, donde se observa una resistencia a la fractura promedio de 1115 MPa.

La Figura 4.29 que se muestra a continuación, representa la resistencia mecánica de la unión soldada GTAW29, GTAW29A presentó S_f de 1060 MPa y GTAW29B obtuvo S_f de 1098 MPa, por los parámetros que se le aplicaron de 330 mm/min, 35 Hz, 87.5 °C, 300 A y 14.3 V. Obteniendo Q_{net} medio de 0.482 kJ/mm, coincidiendo con los parámetros y resultados reportados por [48]

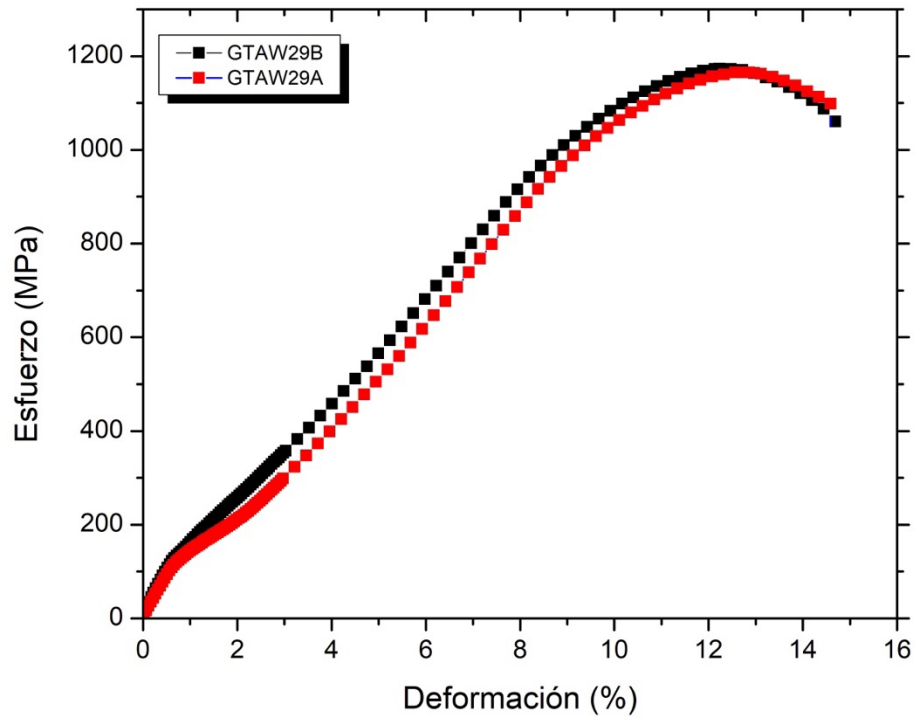


Figura 4.29 Curva S-e por duplicado de la corrida GTAW29 de acero HSLA al Cr-Ni experimental donde se observa una resistencia a la fractura promedio de 1079 MPa.

La curva representada en la Figura 4.30, representa a la unión robotizada GTAW30, donde se observa la resistencia mecánica de la probeta GTAW30A donde obtuvo S_f de 999 MPa y GTAW30B alcanzó S_f de 671 MPa, este esfuerzo se debió a los parámetros aplicados de 480 mm/min, 20 Hz, 25 °C, 200 A y 12.3 V. Obteniendo Q_{net} bajo de 0.190 kJ/mm, resultado similar al de [11].

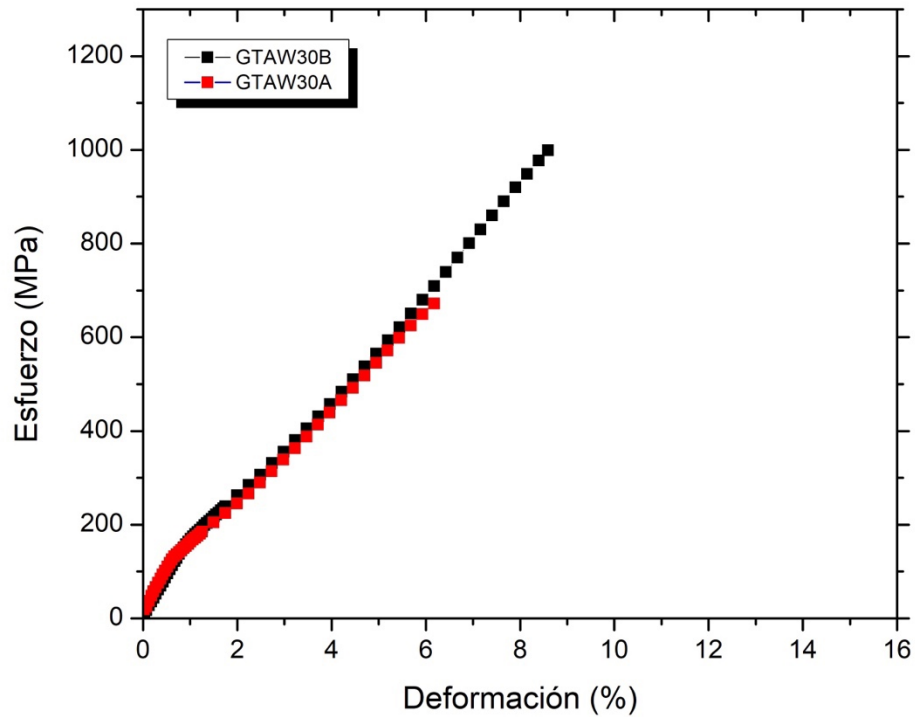


Figura 4.30 Curva S-e por duplicado de la corrida GTAW30 de acero HSLA al Cr-Ni experimental, donde se observa una resistencia a la fractura promedio de 835 MPa

La curva representativa de esfuerzo-deformación de GTAW31 se observa en la Figura 4.32, donde la resistencia mecánica para la probeta GTAW31A obtuvo S_f de 1174 MPa y GTAW31B con S_f de 1146 MPa. Esto se debió a los parámetros de 330 mm/min, 50 Hz, 87.5 °C, 250 A y 12.9 V. Obteniendo Q_{net} medio de 0.363 kJ/mm, como fue reportado similarmente por [11].

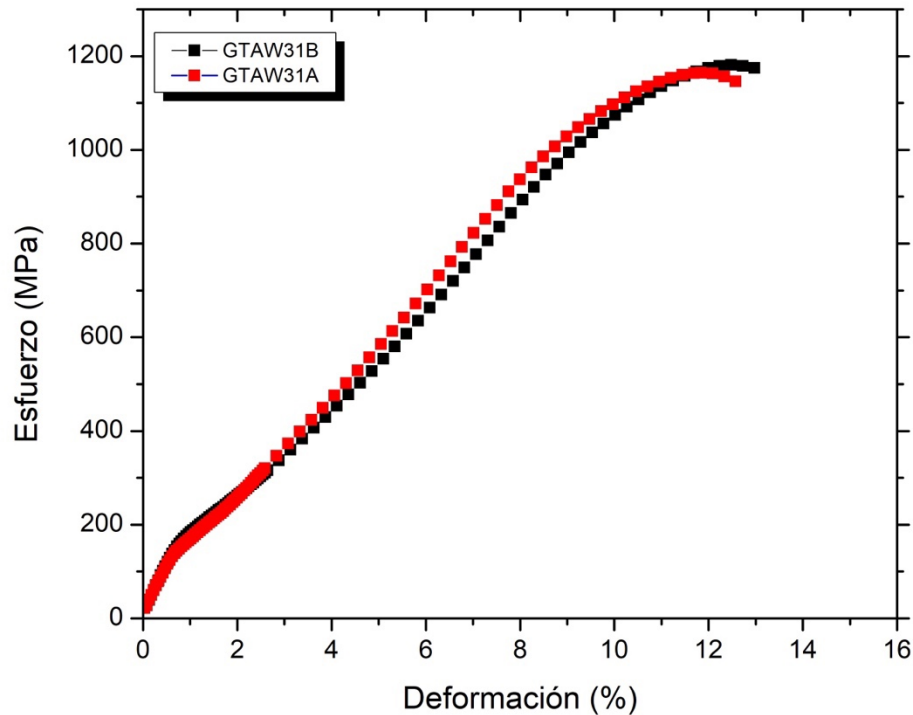


Figura 4.31 Curva S-e por duplicado de la corrida GTAW31 de acero HSLA al Cr-Ni experimental, donde se observa una resistencia a la fractura promedio de 1160 MPa.

4.2 Análisis estadístico de la resistencia mecánica

4.2.1 Análisis estadístico de S_u

En la resistencia máxima a la tensión S_u desde el punto de vista estadístico arrojo resultados importantes sobre la variación de los parámetros para su mejora de la región experimental, cuya relación estadística es significativa $P= 0.001$ donde P es el valor de probabilidad, es decir, la tendencia de relevancia de la región experimental. Para S_u se observa en la corriente (A), precalentamiento ($^{\circ}\text{C}$), frecuencia (Hz) y velocidad de soldadura (mm/min), donde a baja corriente, precalentamiento, frecuencia y velocidad de soldadura, se obtuvo el mejor esfuerzo mecánico a la tensión uniaxial [21].

Los resultados para S_u se muestran en tabla 4.1, donde el valor $P \leq 0.05$ se consideró aceptable y ≥ 0.05 no aceptable para medir la evidencia en contra de la hipótesis nula, Un valor mas pequeño proporciona una evidencia más fuerte en contra de la hipótesis. El valor F representa la variación entre las medidas de las probetas, es decir, el valor f es la estadística de prueba.

MC Ajuste es el ajuste de la media cuadrática para todas las probetas analizadas, SC Ajuste es la suma cuadrática de todos los especímenes analizados y DF es el numero de elementos independientes de información que se utilizaron para calcular dicha estadística

La fuente representa los cuatro parámetros utilizados en las uniones soldadas como fue la corriente (A), precalentamiento ($^{\circ}C$), frecuencia del arco (Hz) y velocidad de soldadura (mm/min), la fuente al cuadrado indica los parámetros combinados entre si, determinando cual fue mas influyente al aplicar. Y la interacción en dos factores representa la combinación de los parámetros para determinar cual fue la mejor combinación mediante el valor p [49].

Tabla 4.1 Análisis de la regresión S_u vs C (A), P ($^{\circ}C$) y F (Hz)

Fuente	DF	SC Ajuste	MC Ajuste	Valor F	Valor p
Modelo	14	1409606	100686	8.54	0.000
Lineal	4	594423	148606	12.61	0.000
C (A)	1	255685	255685	21.69	0.000
P ($^{\circ}C$)	1	70525	70525	5.98	0.026
F (Hz)	1	39582	39582	3.36	0.086
V (mm/min)	1	113991	113991	9.67	0.007
Cuadrado	4	83656	20914	1.77	0.183
C (A)*C (A)	1	380	380	0.03	0.860
P ($^{\circ}C$) * P ($^{\circ}C$)	1	12277	12277	1.04	0.323
F (Hz)*F (Hz)	1	4	4	0.00	0.986

V (mm/min) * V (mm/min)	1	3906	3906	0.33	0.573
Interacción de dos factores	6	346995	57833	4.91	0.005
C (A)*P (°C)	1	48354	48354	4.10	0.060
C (A)*F (Hz)	1	785	785	0.07	0.800
C (A)*V (mm/min)	1	185529	185529	15.74	0.001
P (°C) * F (Hz)	1	33	33	0.0	0.959
P (°C) * V (mm/min)	1	41733	41733	3.54	0.078
F (Hz)*V (mm/min)	1	20279	20279	1.72	0.208
Error	16	188578	11786		
Total	30	1598184			

La regresión de S_u se muestra en la ecuación 4.1, en factores codificados donde se determinó mediante el Software Minitab 17 [13]. Para calcular la ecuación, el software utilizó el método de coeficientes de regresión para calcular la mejor predicción optimizada a partir de los datos experimentales.

$$\begin{aligned}
 S_u (MPa) = & 1986 - 1.4C(A) + 0.12(P(^{\circ}C)) - 11.7 F(Hz) - 3.94.V(mm/min) \\
 & - 0.0060 C(A) * C(A) - 0.0218 P(C) * P(^{\circ}C) + 0.002F(Hz) * F(Hz) \\
 & * F(Hz) \dots \dots \dots (4.1)
 \end{aligned}$$

En la figura 4.32 presenta siete gráficas para la interacción de S_u de los diferentes parámetros (alto, medio y bajo) para Corriente de soldadura (A), Pre calentamiento (°C), Frecuencia del arco (Hz) y Velocidad de soldadura (mm/min). Las cuales fueron esenciales para las probetas de mejor desempeño mecánico bajo tensión uniaxial.

Se observa para la regresión de C (A) * P (°C) favorable el parámetro medio de 250 A con 87.5 °C debido a que presento adecuada penetración en las uniones soldadas. Para la regresión de C (A) * F (Hz) fue el parámetro medio de

35 Hz y 250 A el más sobresaliente debido a que no afecta a la tensión y se muestra estable, en el caso de la regresión de $P (^{\circ}C) * F (Hz)$ sobresale el parámetro bajo de 20 Hz con 25 $^{\circ}C$ debido a que se tuvo mejor penetración de la soldadura entre las uniones. La interacción de $C (A) * V (mm/min)$, S_u se mantiene estable a 180 mm/min para tres valores de corriente, incluyendo 200 A.

Para $P (^{\circ}C) * V (mm/min)$ mejora la tensión al aplicar 25 $^{\circ}C$ y 180 mm/min y en la última gráfica comparativa de $F (Hz) * V (mm/min)$ indica que al aplicar 20 Hz y 180 mm/min ayuda a la medida de S_u . Por lo tanto, al aplicar altos parámetros de 35 Hz, 150 $^{\circ}C$ y 480 mm/min no se obtuvo una eficaz penetración entre los cupones.

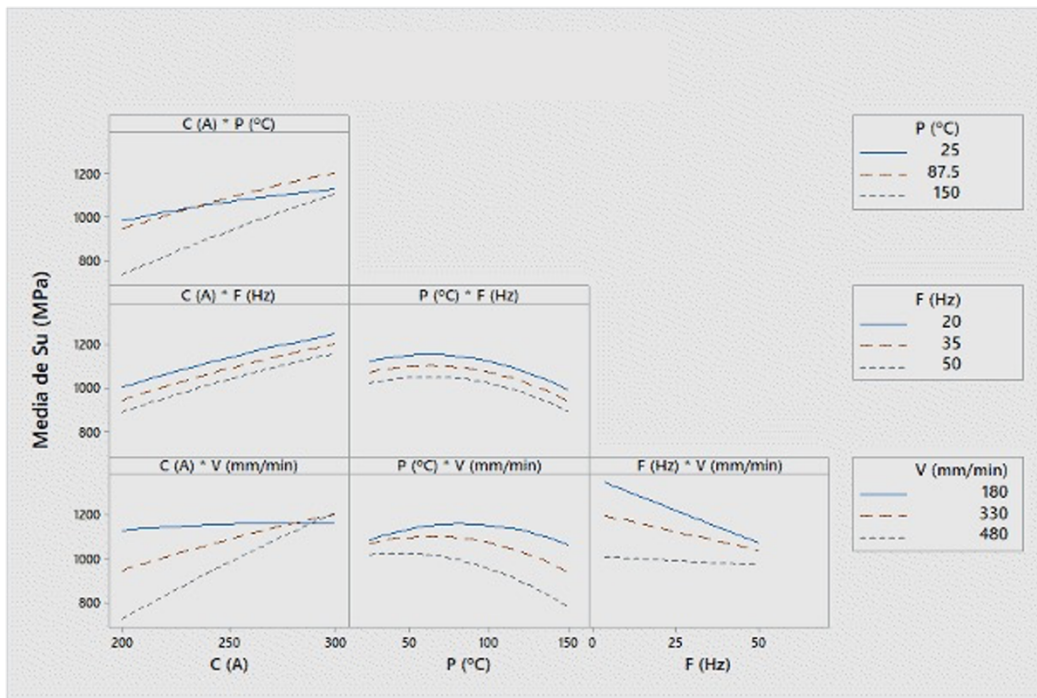


Figura 4.32 Gráficas representativas para S_u con los parámetros altos, medios y bajos aplicados sobre las uniones soldadas.

La gráfica de efectos de factores individuales para la S_u se observa en la figura 4.33, la relación que tienen mayor importancia para este esfuerzo mecánico se

observa en la velocidad de soldadura (mm/min) [21], como fue observado en la corrida identificada como GTAW19 con 1283 MPa.

Por lo cual, los mejores resultados se vieron asociados a 250 A, 25 °C, 20 Hz y 180 mm/min, como puede observarse en la Figura 4.33, se demuestra la región experimental de las treinta y uno corridas experimentales.

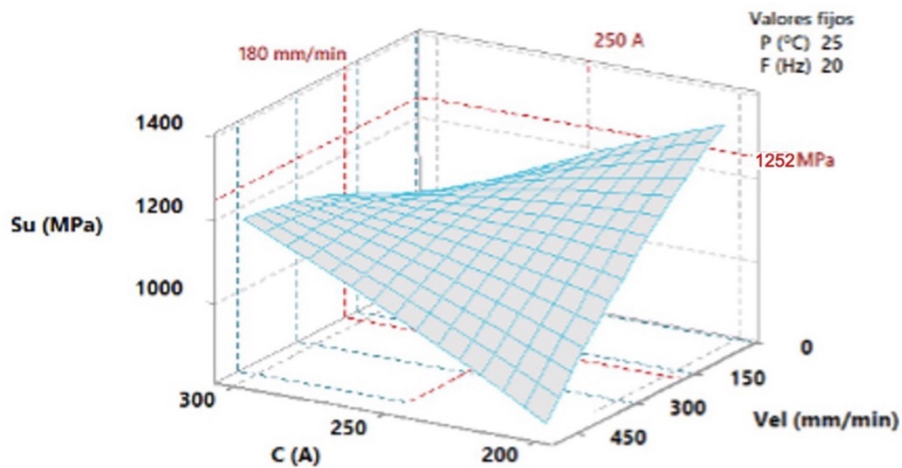


Figura 4.33 Regiones experimentales de treinta y una corridas GTAW-P robotizadas para S_u , donde se usaron los parámetros de corriente, frecuencia, precalentamiento y velocidad de soldadura.

4.2.2 Análisis estadístico de S_f

El análisis estadístico de la resistencia a la fractura (S_f) arrojó resultados sobresalientes sobre la variación de los parámetros para su mejora de la región experimental, la relación estadística es significativa con $P= 0.002$, es decir, la tendencia de relevancia de la región experimental para S_f se observa de igual

manera en corriente (A) y la velocidad de soldadura (mm/min) [21] donde a menor corriente y menor velocidad se tiene mejor esfuerzo mecánico.

Los resultados para S_f se muestran en tabla 4.2 donde el valor $P \leq 0.05$ se consideró aceptable y ≥ 0.05 no aceptable.

En las columnas se observa que la fuente representa los parámetros utilizados en las uniones soldadas, Degree of Freedom por sus siglas en ingles (DF) es el numero independiente que se utilizo para calcular la estadística, SC Ajuste es la suma cuadrática de todas las muestras, MC Ajuste es la media cuadrática para todos los especímenes analizados y valor F representa la estadística de prueba. [49]

Tabla 4.2 Análisis de la regresión S_f vs c (A), P (°C) y F (Hz)

Fuente	DF	SC Ajuste	MC Ajuste	Valor F	Valor p
Modelo	14	1138181	181299	5.61	0.001
Lineal	4	413014	103253	7.13	0.002
C (A)	1	143941	143941	9.94	0.006
P (°C)	1	94185	94185	6.50	0.021
F(Hz)	1	27769	27769	1.92	0.185
V (mm/min)	1	75296	75296	5.20	0.037
Cuadrado	4	80523	20131	1.39	0.282
C (A)*C (A)	1	537	537	0.04	0.850
P (°C) * P (°C)	1	28880	28880	1.99	0.177
F (Hz)*F (Hz)	1	5977	5977	0.41	0.530
V (mm/min) * V (mm/min)	1	229	229	0.02	0.901
Interacción de 2 factores	6	308984	51497	3.55	0.020
C (A)*P (°C)	1	24290	24290	1.68	0.214
C (A)*F (Hz)	1	19	19	0.00	0.972

C (A)*V (mm/min)	1	195025	195025	13.46	0.002
P (°C) * F (Hz)	1	4677	4677	0.32	0.578
P (°C) * V (mm/min)	1	50288	50288	3.47	0.081
F (Hz)*V (mm/min)	1	9344	9344	0.65	0.434
Error	16	231797	1448		
Total	30	1369978			

La regresión de S_f se muestra en la ecuación 4.2, en factores codificados que se realizó mediante el Software Minitab 17 [13]. La ecuación fue propuesta de manera automática por los algoritmos implementados en el programa ya mencionado.

$$\begin{aligned}
 S_f(MPa) = & 2750 - 7.9 C(A) + 2.89 P(^{\circ}C) - 15.5 F(Hz) - 4.08 V(mm/min) \\
 & + 0.0071 C(A) * C(A) - 0.0335 P(^{\circ}C) + 0.009 F(Hz) * F(Hz) \\
 & - 0.00019 V(mm/min) * V(mm/min) + 0.01275 C(A) * P(^{\circ}C) \\
 & + 0.0015 C(A) * F(Hz) + 0.01554 C(A) * V(mm/min) \\
 & + 0.0188 P(^{\circ}C) * F(Hz) - 0.00644 P(^{\circ}C) * V(mm/min) \\
 & + 0.0116 F(Hz) * V(mm/min) \dots \dots (4.2)
 \end{aligned}$$

En la figura 4.34 se representan las gráficas factoriales con la interacción para S_f de los diferentes parámetros aplicados, las tendencias de relevancia de la región experimental se encontraron en la relación: corriente de soldadura (A) precalentamiento (°C) frecuencia del arco (Hz) y velocidad de soldadura (mm/min). Siendo estos parámetros para la S_f .

Para la gráfica de C (A) * P (°C) se observa una mayor pendiente para corriente de 300 (A) y valor intermedio de 87.5 (°C). La regresión de C (A) * F (Hz) de 300 (A) y 20 (Hz) fue el más sobresaliente por arriba del parámetro alto debido a que hay alta resistencia de S_f a la del acero original, en el caso de la regresión de P

(°C) * F (Hz) sobresale la pendiente del parámetro bajo debido a que se tiene mejor penetración de soldadura entre las uniones, la interacción de C (A) * V (mm/min) indica que con 300 A y 480 mm/min mejora la S_f a comparación de las demás pendientes medias y altas.

Para P (°C) * V (mm/min) la curva baja sobresale para la tensión al aplicar 87.5 °C y 180 mm/min, en la última gráfica comparativa de F (Hz) * V (mm/min) la curva alta sobresale a comparación de las pendientes baja y alta por lo que mejora la medida de S_f . Por lo tanto, la interacción sobresaliente para S_f es de 87.5 °C, baja frecuencia de soldadura y velocidad de soldadura [21], caso de la probeta denominada como GTAW19 con mejor resistencia a la fractura.

En el modelo estadístico, la frecuencia del arco (Hz) y el precalentamiento (°C) mostraron relevancia, contrastantemente en la inspección visual de las piezas, se vio mejora en la cara de soldadura con aquellas a las que se había aplicado 20 Hz y 25 °C (en combinación con otros parámetros) [21].

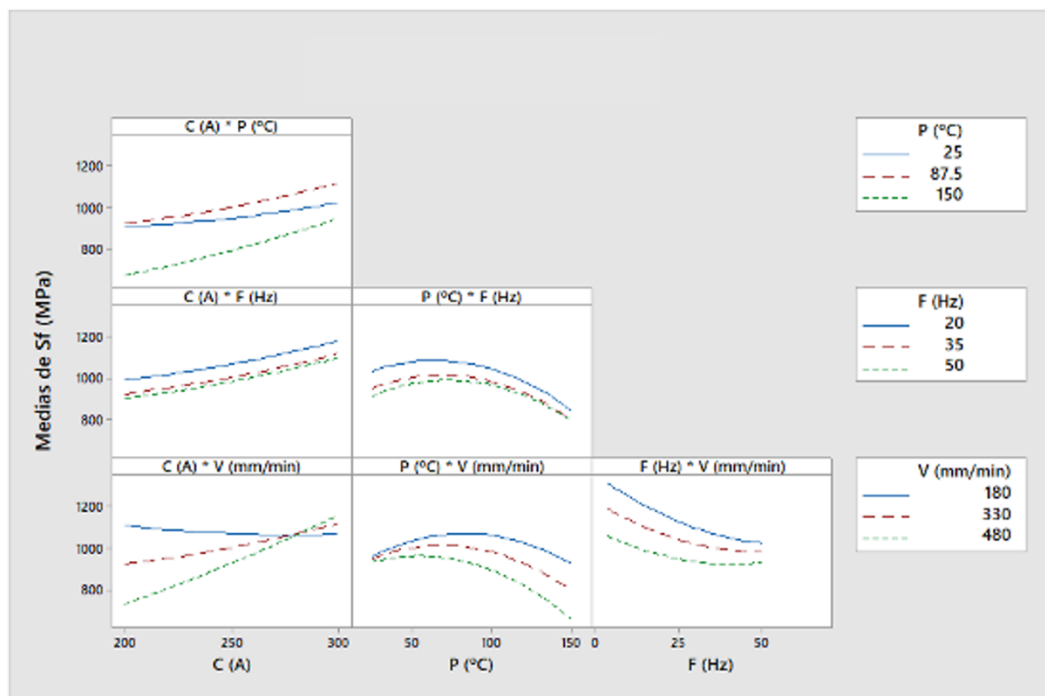


Figura 4.34 Representación grafica para S_f de las uniones soldadas, señalando los parámetros de soldadura aplicados a las probetas.

En la figura 4.35 se representa la gráfica de efectos de factores individuales para el S_f , donde las relaciones con mayor importancia fueron corriente (A), precalentamiento ($^{\circ}\text{C}$) y velocidad de soldadura (mm/min), donde la corrida favorecida por estos parámetros en conjunción fue nuevamente GTAW19 con 200 A, 25 $^{\circ}\text{C}$ y 180 mm/min, estos parámetros lograron una correcta penetración de soldadura entre las juntas para lograr la mejor resistencia a la fractura. Por lo tanto, la región indica que los valores ideales constantes a aplicar en este acero HSLA experimental son 25 $^{\circ}\text{C}$ y 180 mm/min. [21]

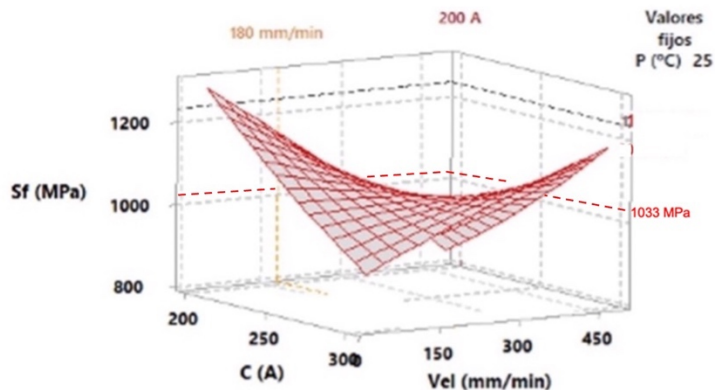


Figura 4.35 Regresión experimental de treinta y uno corridas para S_f vs Corriente (A), Velocidad de avance (mm/min), donde se muestra la tendencia de mejora con respecto a velocidad baja

4.3 Resultados mecánicos de uniones soldadas GTAW

Las propiedades mecánicas bajo tensión de las treinta y uno uniones soldadas, con respecto al acero aleado original solamente dos alcanzaron mayor resistencia mecánica, donde la S_u de GTAW23 obtuvo 1253 MPa, represento un

incremento del 0.07 %, GTAW24 con 1230 MPa no tuvo incremento en comparación del acero aleado original y GTAW19 tuvo el incremento más alto del 2.4 % con 1283 MPa en la resistencia mecánica.

Las condiciones seleccionadas como bajas mostraron una disminución con respecto al acero aleado original, como GTAW15 con una deformación del 65.05 % con una resistencia a la fractura de 361 MPa, asociadas a la combinación de 200 A, 150 °C, 20 Hz, 480 mm/min, GTAW13 con 470 MPa obtuvo 54.50 % respecto al acero en condiciones originales debido a 200 A, 150 °C, 50 Hz y 480 mm/min y la probeta seleccionada como la más baja fue GTAW12 con 171.5 MPa obtuvo una resistencia mecánica del 83.3 % respecto al acero aleado original por los parámetros de soldadura aplicados de 200 A, 25 °C, 20 Hz y 480 mm/min. Estas fallas en las probetas se asocian a la corriente de 190 a 235 A y la velocidad de soldadura alta de 480 mm/min cuya influencia aplica sobre la pérdida de sus propiedades mecánicas de resistencia máxima a la tensión y a la fractura. [50]

4.3.1. Análisis de la resistencia a la fractura

De las combinaciones planteadas en el DoE se obtuvieron las respuestas del sistema respecto al S_r , mismas que se muestran en figura 4.36. La gráfica en barras muestra la comparación de esfuerzo a la fractura de las treinta y uno probetas sometidas a las pruebas de tensión uniaxial dando como resultado GTAW19 con 1235 MPa y con bajo desempeño fue GTAW12 con una resistencia de 171 MPa [10] [50]. Comparativamente en la gráfica se observan las uniones GTAW24, GTAW23 y GTAW19 sobresalientes en la resistencia a la fractura entre 1054 a 1235 MPa en comparación a las de menor desempeño como GTAW15, GTAW13 y GTAW12 de 361 a 470 MPa.

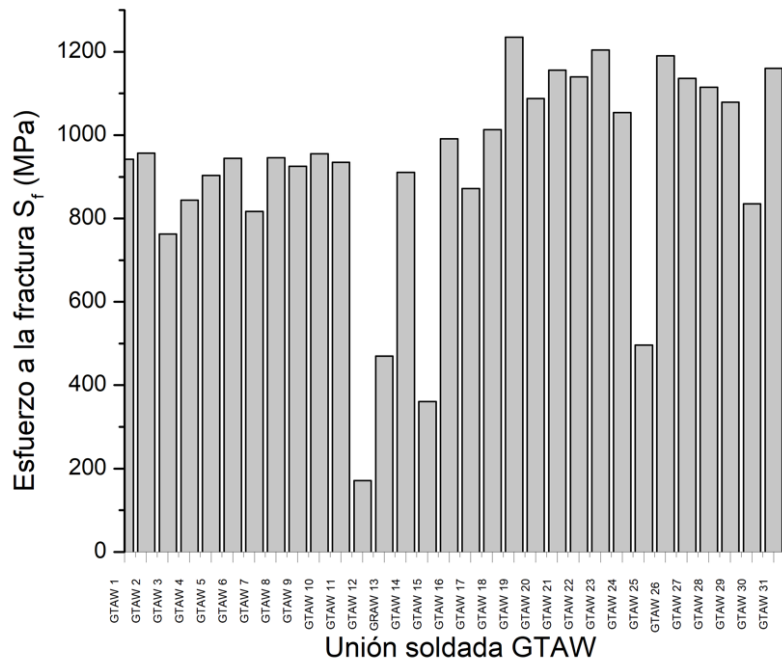


Figura 4.36 Evaluación de la resistencia a la fractura de treinta y uno uniones soldadas GTAW-P en acero HSLA al Cr-Ni experimental.

4.3.2. Análisis del calor de entrada en la fractura

Se analizó la tendencia del comportamiento para el S_f como promedio de dos probetas para cada condición GTAW y el calor de entrada como se muestra en figura 4.37, para seis uniones seleccionadas como mejor y bajo desempeño, se observa mayor Q_{net} para GTAW24 con 0.672 kJ/mm obteniendo S_f de 1054 MPa , GTAW19 con 0.523 kJ/mm obtuvo S_f de 1235 MPa y GTAW23 con 0.374 kJ/mm obtuvo S_f de 1204 MPa , lo que estos parámetros permitieron fusión completa entre las placas soldadas, esto significa que tiene gran influencia la velocidad de soldadura, haciendo de estas tres uniones con mejor S_f , obteniendo fractura en el metal base. Por lo tanto, para GTAW15 con 0.207 kJ/mm obtuvo S_f de 361 MPa, GTAW 13 con 0.208 kJ/mm obtuvo S_f de 470 MPa y GTAW12 con 0.202 kJ/mm y S_f de 171.5 MPa no son recomendables estos parámetros de Q_{net} haciéndolos propensos a fracturas en el cordón de soldadura.

El Q_{net} recomendado a aplicar en el acero HSLA al Cr-Ni es de 0.523 kJ/mm por la fusión completa a tope entre las placas de acero, como se muestra comparativamente en la figura 4.37. Los parámetros no recomendados para aplicar en este acero son de 0.202 kJ/mm debido a que no hay fusión completa entre las placas de acero y se presentan fracturas en el cordón de soldadura fácilmente. Por lo tanto, a mayor Q_{net} mayor fue la S_f

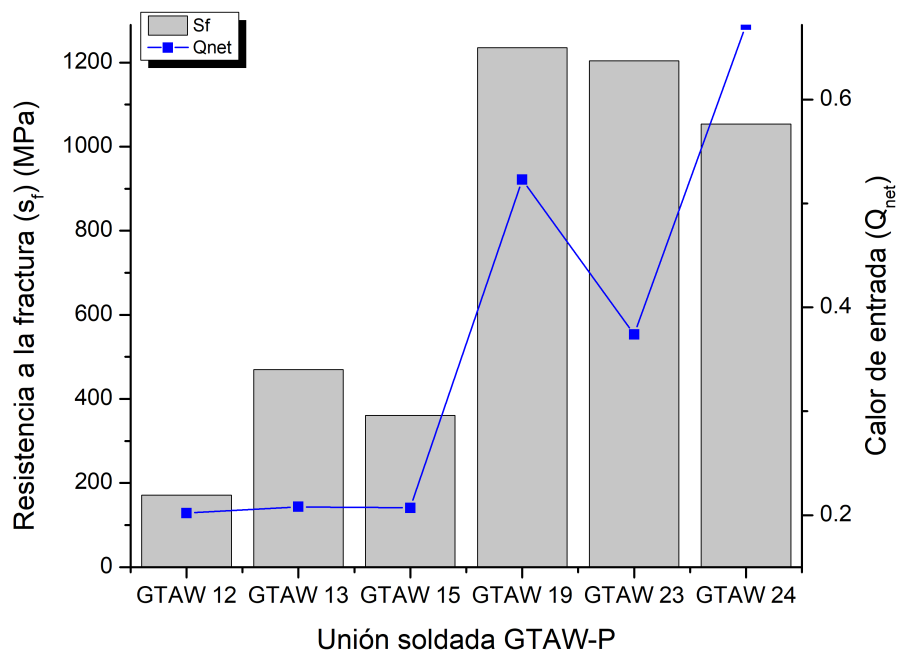


Figura 4.37 Gráfica de barras comparativa para Q_{net} y S_f en seis uniones soldadas GTAW-P robotizadas.

4.3.3 Análisis del precalentamiento en la fractura

Se analizó el precalentamiento ($^{\circ}\text{C}$) y la resistencia a la fractura (S_f) como se muestra en la figura 4.38, donde se observa en las seis uniones seleccionadas mayor precalentamiento para GTAW13, GTAW15 y GTAW24 con 150°C , a pesar que GTAW24 obtuvo mayor S_f en comparación de las ya mencionadas, esta diferencia se debió a los parámetros de soldadura aplicados de 300 A, 20 Hz y 180 mm/min.

Se obtuvo mejor penetración de la soldadura entre los cupones aplicando 150 °C, como es el caso de GTAW24, es decir, para obtener un alto desempeño mecánico es determinante aplicar 150 °C (entre otros parámetros de soldadura) [51].

El efecto del precalentamiento sobre la S_f se debió a la penetración de soldadura, a mejor penetración del charco, mayor fue la S_f .

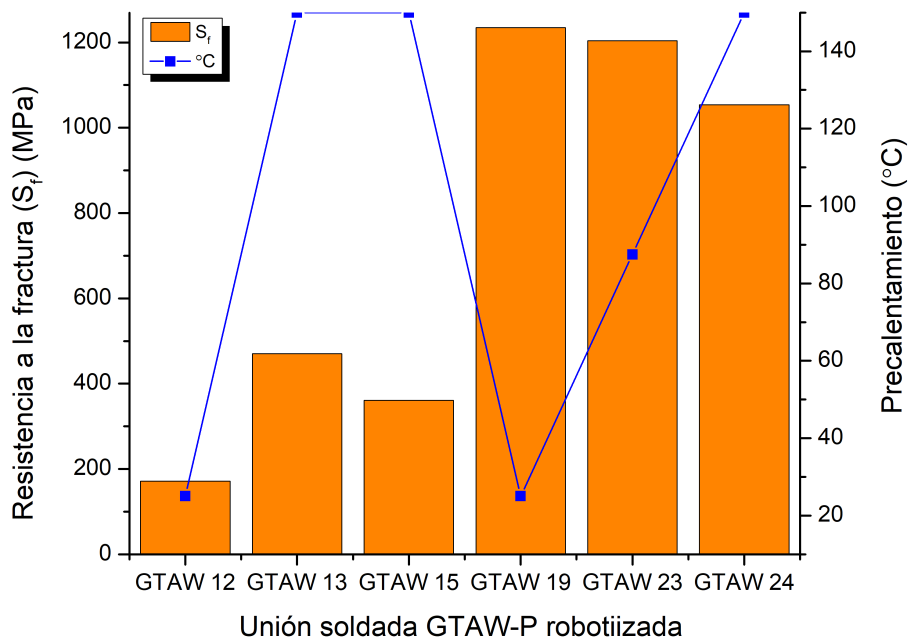


Figura 4.38 Gráfica de barras comparativa de S_f y precalentamiento °C para seis uniones soldadas GTAW-P robotizadas.

4.4 Análisis fractográfico

Los resultados de fractura uniaxial para las seis uniones soldadas GTAW robotizadas se basaron en la S_u y S_f donde se reportan de dos probetas como promedio para cada condición GTAW, por lo que unión GTAW24 con (20 Hz, 300 A, 150 °C y 180 mm/min) obtuvo S_u de 1230 MPa y S_f de 1054 MPa, GTAW23

con (35 Hz, 250 A, 87.5 °C y 330 mm/min) dio S_u de 1253 MPa y S_f de 1204 MPa y GTAW19 seleccionada como la mejor con 20 Hz, 200 A, 25 °C y 180 mm/min alcanzó S_u de 1283 MPa y S_f de 1235 MPa.

Estas uniones se seleccionaron como las mejores corridas por su mejor desempeño mecánico bajo tensión uniaxial (Figuras 4.42, 4.43 y 4.44). Por lo tanto, la mejor combinación de parámetros de soldadura a aplicar en este acero experimental es de 20 Hz, 200 A, 25 °C y 180 mm/min, para obtener optimo desempeño de S_u y S_f .

Las uniones seleccionadas como menor desempeño mecánico (Figuras 4.39, 4.40 y 4.41) fueron GTAW15 con (20 Hz, 200 A, 150 °C y 480 mm/min) con S_u de 363.5 MPa y S_f de 361 MPa, GTAW13 con 50 Hz, 200 A, 150 °C y 480 mm/min con S_u de 490 MPa y S_f de 470 MPa y GTAW12 seleccionada como la más baja con 20 Hz, 200 A, 25 °C y 480 mm/min, obteniendo S_u de 177 MPa y S_f de 171.5 MPa, los resultados mecánicos de estas uniones soldadas se debió a los bajos parámetros de soldadura aplicados, los cuales no son recomendados para el acero balístico HSLA al Cr-Ni experimental.

La fractografía consistió en analizar el tipo de fractura que origino las pruebas de tensión uniaxial, mediante el estereoscopio Carl Zeiss, utilizando el aumento a 6.5x. En la Figura 4.39a) se observa la unión GTAW12B macroscópicamente la mitad de la probeta utilizada en las pruebas mecánicas bajo tensión uniaxial, desde la sección de agarre hasta la fractura en el cordón de soldadura. La Figura 4.39b) se muestra en el cordón de soldadura la fractura, que es dónde ocurrieron las fallas mecánicas, por lo tanto esta unión tiene defecto en la trayectoria de la soldadura en el segundo paso del metal de aporte porque fue aplicado con trayectoria longitudinal sobre el metal base sin lograr ingresar soldadura al espacio entre los cupones [25], la Figura 4.39c) se observan huecos con orientación central y líneas horizontales en área con morfología granular bien definidas [52] asociado al calor de entrada aplicado [53].

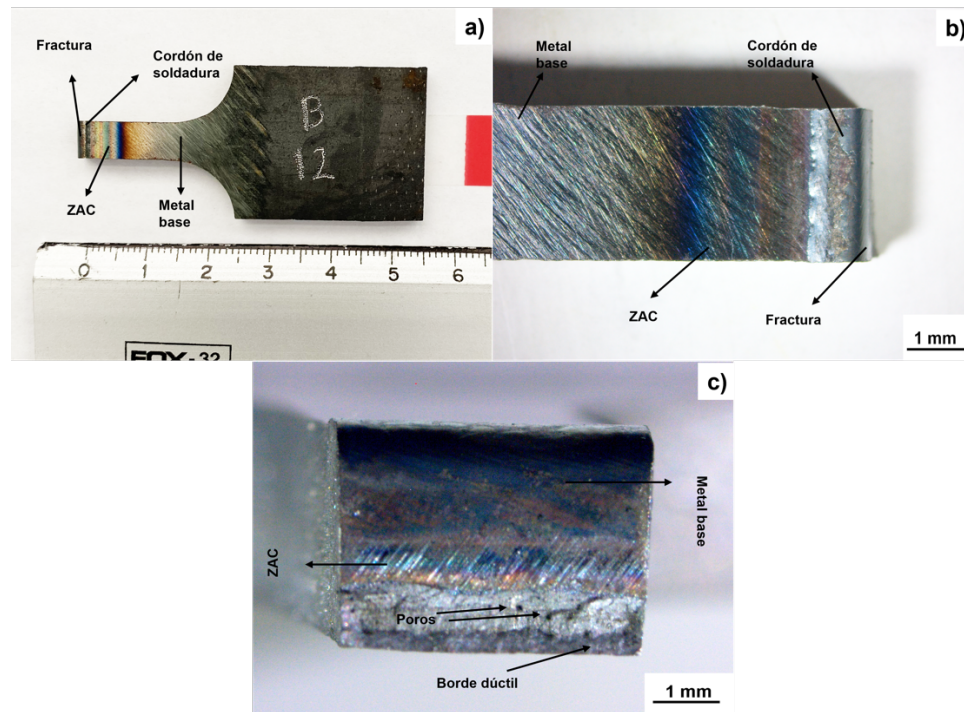


Figura 4.39 Fractografía para unión GTAW12B donde a) vista macroscópica con fractura en la soldadura, b) vista longitudinal de la zona del cordón a la fractura, c) toma transversal del cordón donde se observa falta de penetración.

En la Figura 4.40 se demuestra la fractografía de la unión GTAW13B, donde figura 4.40a) tiene la mitad de la probeta en vista macroscópica desde la unión hasta la fractura que se originó en el cordón de soldadura. La figura 4.40b) está en vista longitudinal donde se observa claramente la fractura dúctil [53] en la mitad del cordón de soldadura puesto que le afectó la velocidad de soldadura tan alta haciendo de ella proclive a la fractura. En figura 4.40c) se observa la estereografía transversal en la superficie de la fractura una textura áspera, así como una gama amplia del claro oscuro donde la reflectividad de la luz no se refleja de forma homogénea [36]

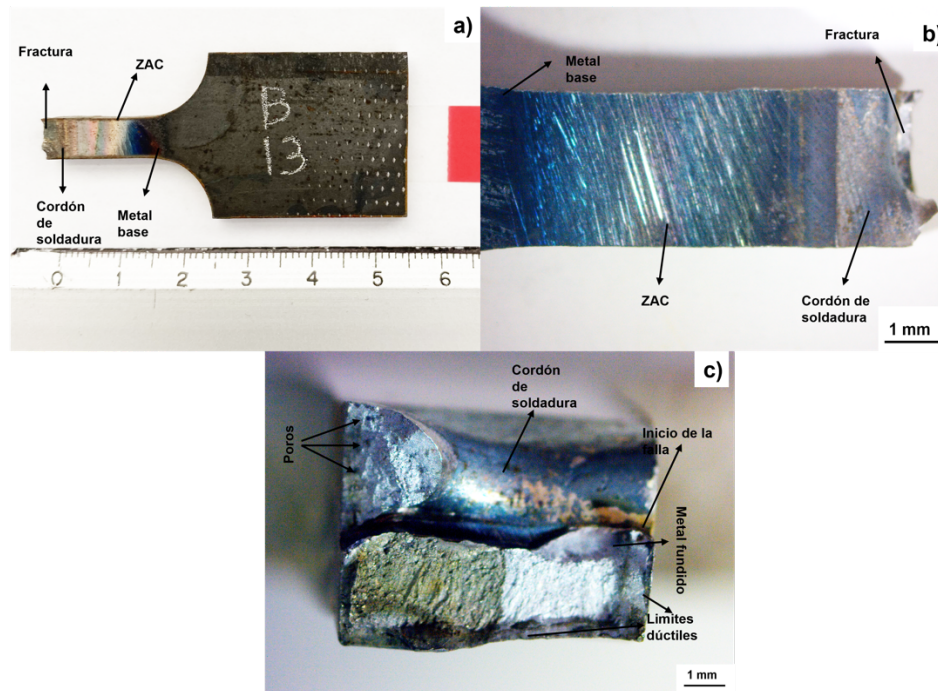


Figura 4.40 Estereoscopia de unión GTAW13 donde a) en vista macroscópica se observa la mitad de unión con fractura en el cordón de soldadura, b) a 6.5 x se muestra en vista longitudinal la ZAC y la fractura en el cordón, c) en vista transversal se muestra falta de penetración con grieta en el cordón

La unión catalogada como GTAW15A, se muestra en la Figura 4.41, donde en vista macroscópica se muestra la mitad de la unión, seguido de la ZAC y finalmente hasta la fractura que se encuentra en el cordón de soldadura Figura 4.41a).

En la estereoscopia longitudinal se aprecia la fractura dúctil [53] en el cordón de soldadura puesto que le afecto la alta velocidad de soldadura por lo que la fusión de la soldadura no penetro por completo en las uniones Figura 4.41b). Para la estereografía transversal se observa el desgarre de la fractura donde inicia por debajo del relleno de forma transversal hasta el lado opuesto izquierdo [53], en la Figura 4.41c) se observa la penetración de soldadura incompleta, abordando más el metal base y la ZAC

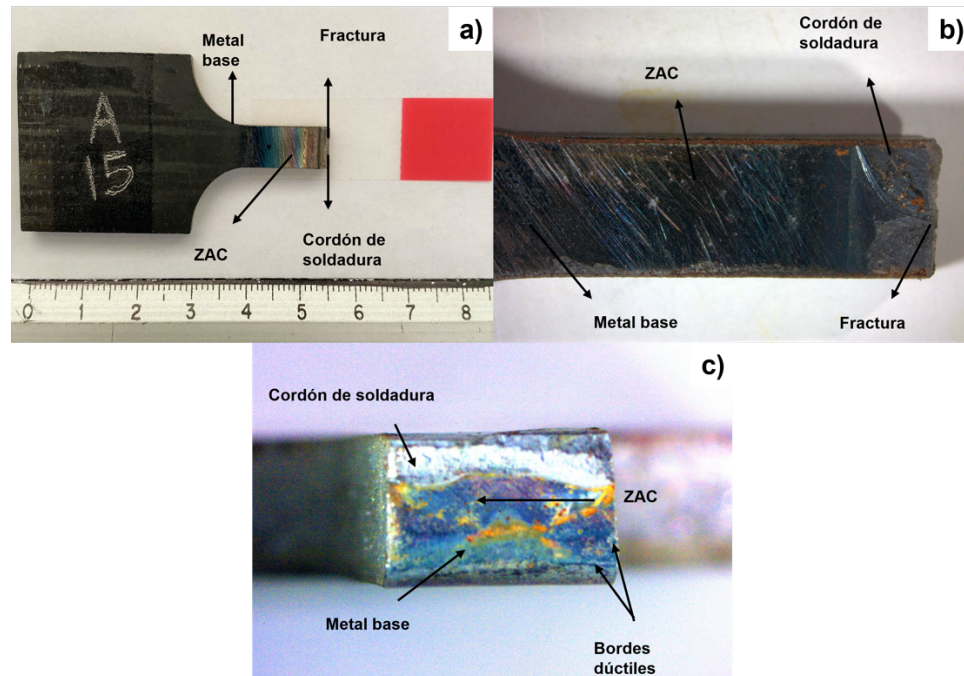


Figura 4.41 Fractografía de unión GTAW15 donde a) macroscópicamente se observa de sección de agarre de la probeta a la fractura, b) a 6.5x de forma longitudinal se muestra la fractura en el límite del cordón de soldadura y metal base, c) transversalmente se observa fractura en el cordón con grieta en el límite de la penetración.

Para la Figura 4.42 se observa la probeta GTAW19A seleccionada como la de mejor desempeño mecánico bajo tensión uniaxial con fractura dúctil [53], donde en la Figura 4.42a) en vista macroscópica se observa desde la sección de agarre hasta el metal base donde se origino la fractura, pasando el cordón de soldadura y la ZAC.

Para la Figura 4.42b) en vista longitudinal se observa en la probeta ambas ZAC y cordón de soldadura completo, lo que logro integridad en la unión soldada. Haciendo de esta probeta la falla en el metal base. En la Figura 4.42c) con vista transversal la zona radial es profusa e indicativa de las condiciones de inestabilidad dentro del material durante la fuerza aplicada, cuyas marcas son en dirección de la falla teniendo propagación transversal a la probeta, características similares a los reportados por [50] [39] y asociados a la combinación de parámetros de 200 A, 25 °C, 20 Hz, 180 mm/min y Q_{net} medio de 0.523 kJ/mm que mejoraron las propiedades mecánicas de las uniones soldadas [53]

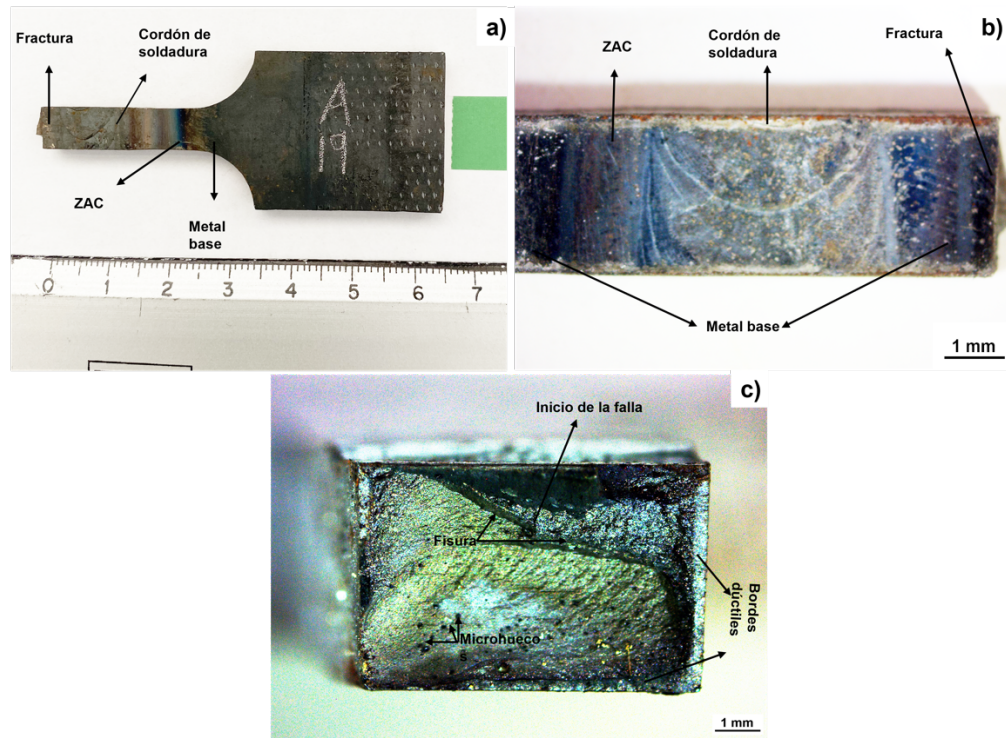


Figura 4.42 Fractografía estereoscópica para unión GTAW19A donde a) vista macroscópica con fractura en el metal base, b) vista longitudinal a 6.5x del cordón de soldadura al metal base, c) vista transversal donde se muestra fractura en el metal base.

El espécimen GTAW23A se muestra en la Figura 4.43, dos fractografías y una macrografía. Donde en la Figura 4.43a) se observa la mitad de la probeta en toma macroscópica, desde la sección de agarre hasta el metal base que fue donde se originó la fractura. Para la Figura 4.43b) de toma longitudinal se observa en el espécimen la fractura en el metal base después de aplicarse la tensión uniaxial, lo cual se tradujo en una superficie con textura porosa que el resto de las fractografías analizadas con colores homogéneos y mayor reflectividad de la luz [36]

La toma transversal que se muestra en la Figura 4.43c) se observa el origen de la fractura fue a 90° de los bordes de la probeta, cuya zona fibrosa fue obtenida con mayor precisión mediante el Procesamiento Digital (DP) de acuerdo por [54]

[55] donde evidencio tener topografía que asemeja a hoyos, marcas finas que indican líneas radicales muy discretas con dirección a la falla [39] [53].

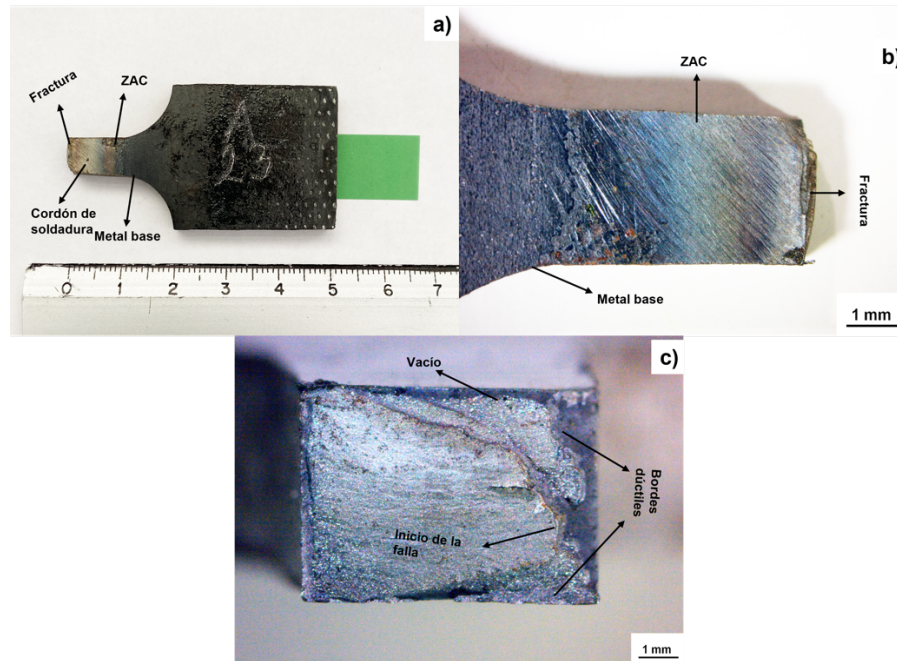


Figura 4.43 Fractografía de unión GTAW23 donde a) se muestra en vista macroscópica desde la sección de agarre hasta la mitad de la longitud de sección reducida, b) vista longitudinal a 6.5x con fractura en metal base, c) toma transversal donde se muestra fractura en el metal base.

En la Figura 4.44 se representa la fractografía de la unión GTAW24A donde en vista macroscópica Figura 4.44a) se aprecia la sección de agarre de la probeta hasta la fractura que se originó en el metal base, En la Figura 4.44b) se observa en vista longitudinal después del cordón de soldadura y ZAC la falla mecánica en el metal base debido a la correcta aplicación de sus parámetros de 300 A, 150 °C, 20 Hz y 180 mm/min. Para la Figura 4.44c) en toma transversal se observa porosidad en el metal base, el desgarramiento de la fractura se puede observar que se dio en el borde derecho del metal base [39] [53]

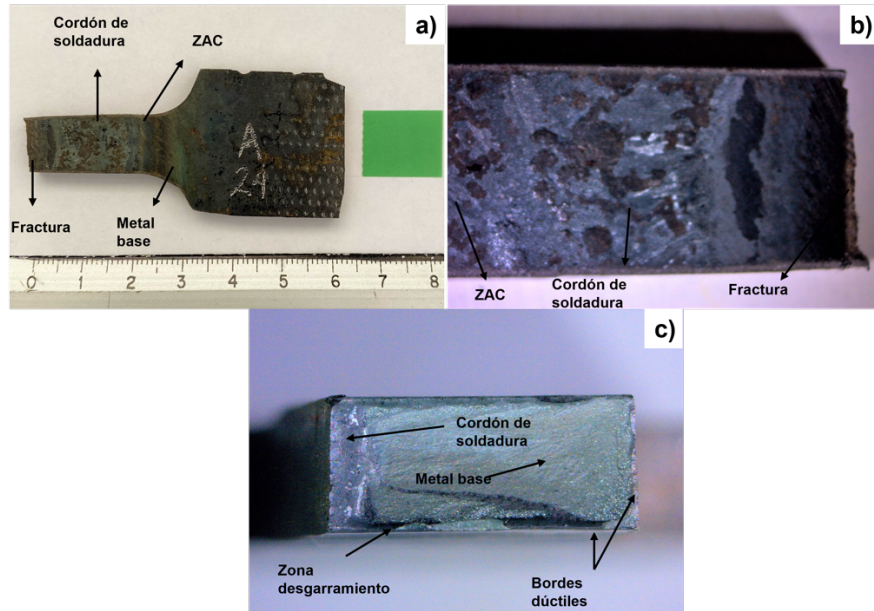


Figura 4.44 Fractografía estereoscópica para unión GTAW24 donde a) en vista macroscópica se observa la unión soldada de la sección de agarre a la fractura, b) vista longitudinal de la zona fracturada, c) vista transversal a 6.5x con fractura en el metal base

CAPÍTULO 5. CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES

5.1 Conclusiones

Al disertar las treinta y uno uniones GTAW robotizadas, se llegó a que la unión GTAW19 por la S_u de 1283 MPa y S_f de 1235 MPa presento el mejor desempeño mecánico bajo tensión por los parámetros aplicados de 12.7 V, 200 A, 20 Hz, 25 °C y 180 mm/min dando como resultado Q_{net} medio de 0.523 kJ/mm. Seguido de GTAW23 con S_u de 1253 MPa y S_f de 1204 MPa debido a 13.3 V, 250 A, 35 Hz, 87.5 °C y 330 mm/min obteniendo Q_{net} medio de 0.374 kJ/mm y finalmente con GTAW24 con S_u 1230 MPa y S_f de 1054 MPa debido a 13.2 V, 300 A, 20 Hz, 150 °C y 180 mm/min obteniendo Q_{net} alto de 0.672 kJ/mm.

Las uniones no recomendadas fueron GTAW15 con S_u de 363.5 MPa y S_f de 361 MPa debido a 200 A, 13.4 V, 20 Hz, 150 °C y 480 mm/min, resultando Q_{net} bajo de 0.207 kJ/mm. GTAW13 con S_u de 490 MPa y S_f de 470 MPa, debido a 200 A, 13.5 V, 150 °C, 50 Hz y 480 mm/min resultando Q_{net} bajo de 0.208 kJ/mm. La unión más baja fue GTAW 12 con S_u de 177 MPa y S_f de 171.5 MPa por los parámetros de 200 A, 13.1 V, 25 °C, 20 Hz y 480 mm/min resultando Q_{net} bajo de 0.202 kJ/mm, no se recomiendan estas uniones debido a su bajo desempeño mecánico obtenido en las pruebas de tensión uniaxial, el cual no serían útiles para el acero balístico.

Los parámetros no recomendados para utilizar en el acero balístico son los de GTAW12, debido a la alta velocidad de soldadura aplicada que no permitió la óptima penetración entre placa y placa. El efecto de Q_{net} sobre S_u y S_f para las uniones soldadas GTAW fue importante, debido a que mayor calor de entrada, se obtuvo mejor resistencia a la fractura por la fusión completa de la soldadura, por lo tanto, a menor Q_{net} la fusión no fue la adecuada y el desempeño mecánico fue menor.

La frecuencia del arco Pulsado de 20 *Hz* y velocidad de soldadura de 180 mm/min para las propiedades mecánicas influyeron respecto a la S_f , por la adecuada penetración entre las placas soldadas

La zona de fractura en la unión GTAW19 fue en el metal base, considerada como la mejor resistencia mecánica bajo tensión uniaxial y GTAW12 en el cordón de soldadura con muy limitada resistencia. Como conclusión de la fractografía para las uniones GTAW analizadas se determinó el origen de las fallas con mayor precisión, además de tener una visualización clara de las cavidades se debió a los valores bajos de Q_{net} de 0.202 kJ/mm y combinaciones de parámetros.

Los parámetros considerados críticos que influyeron en la S_u y S_f fue alto precalentamiento de 150 (°C), alta frecuencia del arco de 50 (*Hz*), y Q_{net} bajo de 0.202 kJ/mm. El voltaje (*V*) no influyó en el comportamiento de las uniones GTAW debido a que fueron bajos y constantes para las seis probetas analizadas.

5.2 Recomendaciones

Se recomienda complementar el estudio con Microscopía Electrónica de Barrido (MEB) para caracterizar los tipos de microestructuras que se encuentran en las uniones soldadas GTAW-P, realizar la medición del ancho de la ZAC y microdureza para completar las pruebas de tensión y fractografía.

Bibliografía

- [1] B. Vargas Arista, «Metalurgical investigation of the aging process on tensile fracture welded joints in pipeline steel,» *Materials Characterization*, vol. 60, nº 12, pp. 1561-1568, 2009.
- [2] C. Ledermueller, H.I Pratiwi, R.F. Webster, M.Eizadjou, S.P. Ringer y S. Priming, «Microalloying effects of Mo versus Cr in HSLA steels with ultrafine-grained ferrite microstructures,» *Materials & Design*, pp. 1-27, 15 October 2019.
- [3] B. Vargas Arista, A. Albiter, F. Garcia Vazquez, O. Mendoza Camargo y J. Manuel Hallen, «Effect of natural aging on the microstructural regions, mechanical properties, corrosion resistance and fracture in welded joints on API5L X52 steel pipeline,» *Revista de Metalurgia*, vol. 50, nº 3, pp. 1-11, 2014.
- [4] Yan Liu, Lan Kang y Hanbin Ge, «Experimental and numerical study on ductile fracture of structural steels under different stress states,» *Journal of constructional steel research*, vol. 158, pp. 381-404, 2019.
- [5] ASTM A992, *Standard Specification for Structural Steel Shapes*, West Conshohocken: ASTM International, 2012, pp. 1-3.
- [6] Bharat S. , P. Singhal y K. Kumar, «Investigation of Thermal Efficiency and Depth of Penetration during GTAW Process,» *Materials Today*, vol. 18, 2019.
- [7] Chao Chen, Chenglei Fan, Xiaoyu Cai, Zeng Liu y Sanbao Lin, «Arc characteristics and weld appearance in pulsed ultrasonic assisted GTAW process,» *Results in Physics*, nº 1-25, 2019.
- [8] D. Frometa, S. Parareda, A. Lara, S. Molas, D. Casellas, P. Jonsen y J. Calvo, «Identification of fracture toughness parameters to understand the fracture resistance of advanced high strength sheet steels,» *Engineering fracture Mechanics*, pp. 1-17, 2020.

-
- [9] J. C. Garcia, B. Vargas, C. E. Cruz, V. Estrella y I.P. Zaragoza, «Análisis microestructural y mecánico de la ZAC en uniones soldadas CMT robotizadas en acero aleado HSLA,» *Química hoy*, vol. 10, nº 2, pp. 1-7, 2020.
- [10] A. Fuentes Villagomez, B. Vargas, C. E. Cruz, V. Estrella, I.P.Zaragoza y M. Aguilar, «Efecto del calor de entrada sobre la microestructura y microdureza en uniones soldadas GTAW-P robotizadas para acero HSLA,» *Química hoy*, vol. 10, nº 2, pp. 8-16, 2020.
- [11] Honggang Dong, Xiaohu Hao y Dewei Deng, «Effect of welding heat input on microstructure and mechanical properties of HSLA steel joint,» *Metallography, Microstructure and Analysis*, vol. 3, pp. 138-146, 2014.
- [12] I. Guzman Flores, B. Vargas Arista, J. Jose Gasca Domiguez, C. E. Cruz Gonzalez, M. A. Gonzalez Albarran y J. d. P. Villasana, «Effect of Torch Weaving on the Microstructure, Tensile and Impact Resistances, and Fracture of the HAZ and Weld Bead by Robotic GMAW Process on ASTM A36 Steel,» *Soldagem & Inspeção*, vol. 22, nº 1, pp. 72-86, 2017.
- [13] Minitab Inc., *Software estadístico Minitab 17*, State collage, PA, 2017.
- [14] AWS D1.1, *Codigo de soldadura estructural*, American Welding Society, 2010, pp. 137, 199-205.
- [15] R. García Jacobo, *Efecto de la Potencia laser del proceso HLAW en uniones de acero HSLA 550 sobre la microestructura y propiedades mecanicas*, Saltillo, Coahuila: Corporación Mexicana de Investigación en Materiales, División de estudios de posgrado, Tesis de Maestría, 2019, pp. 8-37, 66-74,77-85.
- [16] S. H. Avner, *Introducción a la metalurgia física*, México: Mc Graw-Hill, 1988, pp. 353-360.
- [17] M. Zalazar, *Soldadura por arco con electrodo de Tungsteno no consumible Gas tungsten arc welding - GTAW*, Buenos Aires: Lab. Metalog. y soldadura, U. N. Comahue, 2001, pp. 1-27.

-
- [18] J. M. T. Rico, *Soldadura por arco electronico con electrodo de tungsteno protegido con gas (GTAW / TIG)*, Santiago de Queretaro: CIDESI, 2010, pp. 97-101.
- [19] J. L. Maturana, «Soldadura por arco manual o eléctrico. Fundamentos,» Mailxmail, 9 Octubre 2010. <http://www.mailxmail.com/curso-soldadura-arco-manual-electrico-fundamentos/posicion-soldadura-tipos-soldaduras>.
- [20] M. NG, «Posiciones de soldadura para GMAW "MIG 131/MAG 135", SMAW/MMA 111, GTAW "TIG 141",» Metfusion, <https://metfusion.wordpress.com/2013/08/10/posiciones-de-soldadura-smaw/comment-page-1/>.
- [21] T. E. Sandoval Valencia, L. E. Ugalde Caballero, A. d. C. Tellez Anguiano, H. J. Vergara Hernandez y D. Ruiz Robles, «Análisis estadístico en aplicación de soldadura GTAW usando diseño de experimentos factorial completo,» *Associação Brasileira de Soldagem*, pp. 1-10, 15 Abril 2020.
- [22] M. Ortiz, C. Sanchez y H. Fuquen , «Automatizacion de los procesos de soldadura final para vehículos de pasajeros en GM colmotores,» *Ingenio Magno*, vol. 7, nº 1, pp. 10-21, 2016.
- [23] A. M. Marin Herrera, «Soldadura y Estructuras,» 2016. <http://soldadurayestructuras.com/proceso-gtaw.html>.
- [24] J. Martin Guivernau, «Procesos de soldadura aplicados en la construccion naval,» Barcelona, 2011.
- [25] American Welding Society, *Welding Inspection Technology*, Miami, Florida: IHS, 2000, pp. 13-19, 99-125.
- [26] SCI, «Materiales de aporte en soldadura,» <https://scisa.es/materiales-aporte-soldadura/>.
- [27] A. Camacho, «Fundamentos del proceso de soldadura GMAW,» 2007. <https://www.dspace.espol.edu.ec/bitstream/123456789/6131/31/cap%201.pdf>.
- [28] L. h. R. Pedreros, «Soldaduras Especiales MIG-MAG y TIG,» 2007. <https://docplayer.es/26439889-Soldaduras-especiales-mig-mag-y-tig.html>.

-
- [29] L. Ilzarbe Izquierdo, M. Tanco y E. Viles, «El diseño de experimentos como herramienta para la mejora de los procesos,» *Tecnura*, vol. 10, nº 20, pp. 1-13, 2007.
- [30] ASTM E-8, *International, Standar test Methods for tension testing of metallic materials*, 2004, pp. 15-16.
- [31] Metalinspec, Instron, 2021. <https://www.metalinspec.com.mx/equipos/serie-industrial-modelo-dx>.
- [32] D. R. Askeland, *Ciencia e ingenieria de los materiales*, tercera edicion ed., Rolla, Missouri: International Thomson Editores, 1998, pp. 130-141.
- [33] A. Hooke, «Academiahooke,» <https://academiahooke.com/diagrama-esfuerzo-deformacion-unitaria/>.
- [34] C. A. R. Vázquez, *Patrones y mecanismos de fractura en los materiales compuestos de matriz polimérica reforzados con fibras*, Tesis de Maestría, San Nicolás de los Garza, 2013, pp. 84-92.
- [35] M. Ipohorski y A. R.J, *Aplicaciones al Análisis de Fallas*, Buenos Aires, 1988, pp. 1-128.
- [36] M. Kathleen, *ASTM Handbook Fractography*, vol. 12, Ohio USA: ASM International, 2009, pp. 35-59, 141-191.
- [37] ASTM E415-14, *Standard test Method for analysis of carbon and low-alloy steel by spark atomic emission spectrometry*, West Conshohocken: ASTM International, 2013, pp. 1-9.
- [38] AWS A5.18/A5, *Specification for carbon steel and rods for gas shielded arc welding*, Miami Florida: ANSI, 2005, pp. 4,6,7.
- [39] B. Graville, *cracking in welds in HSLA steels*, ASM, 1976, pp. 405-407.
- [40] M. Zalazar, «METFUSION,» 10 Agosto 2013. <https://metfusion.wordpress.com/2013/08/10/soldabilidad-de-los-aceros/>.
- [41] AWS B4.0, «An American National Standard, Standard Methods for Mechanical Testing of Welds,» pp. 1-4, 2007.

-
- [42] C. M. Douglas, diseño y análisis de experimentos, LIMUSA, 2004, pp. 126-466.
- [43] V. Miguel, E. Martinez Condesa, F. Segura y E. Abellan, «Optimización del proceso de soldadura GMAW de uniones a tope de la aleación AA 6063-T5 basada en la metodología de superficie de respuesta y en la geometría del cordón de soldadura,» *Revista de Metalurgia*, vol. 48, nº 5, pp. 333-350, Septiembre 2012.
- [44] O. O. Melo M., S. E. Melo M. y L. A. Lopez, *Diseño de experimentos, métodos y aplicaciones*, Bogotá, 2020, pp. 539-613.
- [45] J. M. Bayo Arias, «Laboratorio de elasticidad y resistencia de materiales AICIA,» LERM, Julio, 2009.
<http://bibing.us.es/proyectos/abreproy/4710/fichero/MEMORIA%252FCAPÍTULO+9.pdf>.
- [46] A. Buehler, «Catalogo de productos A Buehler,» [En línea]. Available: <https://www.buehler.mx/isoMet-low-speed-cutter.php>.
- [47] Stereo Microscopes, «Operating Manual Stemi 1000/2000/2000-C,» 1998.
- [48] Hongliang Ming, Jianqiu Wang y En-Hou Han, «Comparative study of microstructure and properties of low-alloy-steel/nickel-based-alloy interfaces in dissimilar metal weld joints prepared by different GTAW methods,» *Materials Characterization*, vol. 138, pp. 186-196, 2018.
- [49] Box George E Hunter Stuart J Hunter William G., *Estadística para Investigadores. Diseño, innovación y descubrimiento. Segunda edición*, Barcelona. ESPAÑA: REVERTÉ, 2008, pp. 43-49, 72,75,79.
- [50] H. Hernández Albañil, *Mecánica de fractura y análisis de falla*, M. E. Perico, Ed., Bogotá, 2002, pp. 44-45.
- [51] J. A. N. Martínez, *Soldabilidad de aceros HSLA aleados, Tesis de Maestría, Universidad autónoma de México, Facultad de Ingeniería Mecánica y Electrónica*, Ciudad de México, 2003, pp. 32, 47, 59, 69, 73-75, 82-85.

-
- [52] A. Meysami, E. Mortazavi y R. Amini Najafabadi, «Effect of heat input on microstructure and mechanical properties of dissimilar joints of AISI 316L steel and API X70 high-strength low-alloy steel,» *Journal of Iron and Steel Research, International*, vol. 24, pp. 1248-1253, 2017.
- [53] A. M. García Romero, *Introducción a la ciencia de los materiales y sus propiedades*, País Vasco: OCW, 2018, pp. 5-7.
- [54] Da-Hai Xia, Shizhe Song, Lei Taoc, Zhenbo Qin y Zhong, «Review-material degradation assessed by digital image processing: Fundamentals, progresses, and challenges,» *Journal of Materials Science & Technology*, nº 53, p. 146–162, 2020.
- [55] O. Camargo, B. Vargas Arista y C. J.M, «Digital processing of fractographic images for welded joints on microalloy steel API5L-X52 aged,» *IEE latin america transactions*, vol. 11, nº 1, pp. 172-176, 2013.